

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR JOSÉ HILTON FERREIRA...
DA SILVA..... E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 24.10.2005

Roseana da Exaltação Trevisan
ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**Proposta de um Novo Ensaio para Avaliar a
Susceptibilidade de Metais de Solda ao
Fenômeno de Trincas Induzidas pelo
Hidrogênio em Diferentes Ambientes**

Autor: José Hilton Ferreira da Silva
Orientador: Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan

02/2005

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA TÉRMICA E FLUIDOS**

**Proposta de um Novo Ensaio para Avaliar a
Susceptibilidade de Metais de Solda ao
Fenômeno de Trincas Induzidas pelo
Hidrogênio em Diferentes Ambientes**

Autor: José Hilton Ferreira da Silva
Orientador: Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2005
S.P. - Brasil

**U N I C A M P
BIBLIOTECA CENTRAL
SECÃO CIRCULANTE**

UNIDADE BC
Nº CHAMADA UNICAMP
Si38p
V EX
TOMBO BC/ 64845
PROC 16-P.00086-05
C B
PREÇO 11,00
DATA 21/07/05
Nº CPD BW.10357663

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

Si38p Silva, José Hilton Ferreira da
Proposta de um novo ensaio para avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio em diferentes ambientes / José Hilton Ferreira da Silva.--Campinas, SP: [s.n.], 2005.

Orientador: Roseana da Exaltação Trevisan.
Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas,
Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Aço de alta resistência. 2. Aço - Fratura. 3. Hidrogênio.
4. Soldagem. I. Trevisan, Roseana da Exaltação. II.
Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia
Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Proposal of a new test to evaluate the susceptibility of weld metals to the hydrogen induced cracking phenomenon in different environments.

Palavras-chave em Inglês: High strength steel, Steel fracture, Hydrogen e Welding

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Anselmo Eduardo Diniz, Sérgio Tonini Button, Valtair Antonio Ferraresi e Ivan Guerra Machado.

Data da defesa: 24/02/2005

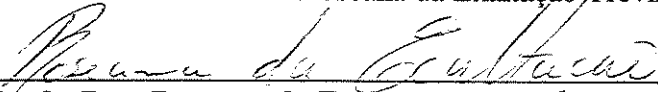
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA TÉRMICA E FLUIDOS

TESE DE DOUTORADO

**Proposta de um Novo Ensaio para Avaliar a
Susceptibilidade de Metais de Solda ao
Fenômeno de Trincas Induzidas pelo
Hidrogênio em Diferentes Ambientes**

Autor: José Hilton Ferreira da Silva

Orientador: Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan



Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan, Presidente
DEF-FEM-UNICAMP



Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz
DEF-FEM-UNICAMP



Prof. Dr. Sérgio Tonini Button
DEMA-FEM-UNICAMP



Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi
UFU



Prof. Dr. Ivan Guerra Machado
UFRGS

Campinas, 24 de fevereiro de 2005

200515034

**Aos meus pais José Costa da Silva e Marlene Ferreira da Silva
pela dádiva da vida, amor, carinho, dedicação e respeito**

Agradecimentos

A conclusão de um trabalho é a somatória de vários esforços, reunidos para alcançar o mesmo objetivo. Este trabalho não poderia ser desenvolvido sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

À Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan pela orientação, dedicação e colaboração para o desenvolvimento desta tese e, fundamentalmente, pelo respeito, amizade, compreensão e apoio durante estes anos de trabalho.

Aos meus irmãos Josemar, Francisco, Josilene, Josenildo, Josival, Júnior e Júlio pelo carinho, amizade e incentivo para a realização deste trabalho.

Aos colegas Robert, Eduardo, Pompeu, Orofino, Alexandre, Fernando Sá, Adalbert, Evaldo, Francisco Arantes, Neto, Ivan e Edson, pelo apoio formal e as muitas horas compartilhadas.

Ao técnico Claudiomiro Alves (Mirão), por sua importante contribuição no desenvolvimento experimental do trabalho e pelo convívio.

Ao Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz e ao técnico Aristides (Ari), pelo apoio técnico na confecção dos corpos de prova.

Aos Professores Dra. Célia Marina, Dra. Cecília Zavaglia e Dr. Carmo Pelliciani, e aos técnicos Sérgio e Claudinete do Departamento de Materiais pela contribuição nos ensaios corrosivos e análises metalográficas.

À Profa. Dra. Maria Isabel Bueno do Instituto de Química (IQ) da UNICAMP pelo apoio técnico na montagem da célula de corrosão.

Ao Prof. Dr. Ivan Guerra Machado da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Centro de Tecnologia, Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC) pelas medidas de hidrogênio difusível dos arames tubulares.

À todos os professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Fabricação por todo apoio oferecido nos trabalhos desenvolvidos e pela atenção e cordialidade.

À CONFAB pelo fornecimento dos tubos.

Ao LNLS (Laboratório Nacional de Luz Sincrotron) pela colaboração nos trabalhos de microscopia.

Ao CNPq pela concessão da bolsa de estudo.

*"Se um dia já homem feito e realizado,
sentires que a terra cede a teus pés,
que tuas obras se desmoronaram,
que não há ninguém à tua volta
para te estender a mão,
esquece a tua maturidade,
passa pela tua mocidade,
volta à tua infância e balbucia
entre lágrimas e esperanças
as últimas palavras que
sempre te restarão na alma:
Meu pai, Minha mãe."*

(Rui Barbosa)

Resumo

SILVA, José Hilton Ferreira da, *Proposta de um Novo Ensaio para Avaliar a Susceptibilidade de Metais de Solda ao Fenômeno de Trincas Induzidas pelo Hidrogênio em Diferentes Ambientes*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. 158 p. Tese (Doutorado).

Este trabalho tem como objetivo principal propor um novo ensaio para avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio em diferentes ambientes. O novo ensaio é composto de duas propostas: a primeira consiste em viabilizar a aplicação do teste G-BOP (Gapped Bead-On-Plate) em chapas finas: a espessura do corpo de prova (50,8mm) é obtida através da montagem de blocos conjugados com chapas finas do aço avaliado como metal de base e chapas de aço ABNT 1020; a segunda proposta baseia-se numa metodologia para realizar os ensaios do teste G-BOP em um ambiente saturado com H₂S. Para o desenvolvimento do trabalho foi usado o processo de soldagem a arco com eletrodo tubular (FCAW). Os parâmetros de controle utilizados foram a energia nominal de soldagem e a constante de deposição. O desenvolvimento experimental foi realizado de forma totalmente aleatória, com o auxílio de um procedimento conhecido como planejamento fatorial (PF); foram utilizadas como variáveis de influência o tipo de arame tubular, a temperatura de preaquecimento e o ambiente de ensaio. Como variável de resposta foi avaliado o percentual de trincas de hidrogênio (T_H) presente no metal de solda do aço API X80. Os resultados foram submetidos à análise de variância e validados para uma confiança de 90%. Os resultados de trincas de hidrogênio foram discutidos em função da composição química, microestrutura, modos de fraturas e hidrogênio residual do metal de solda. Concluiu-se que a nova proposta de teste G-BOP modificado foi eficaz na avaliação da sensibilidade dos metais de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio; a exposição ao H₂S fragilizou os metais de solda executados à temperatura ambiente e aumentou a susceptibilidade dos arames tubulares às trincas de hidrogênio. Ainda como resultados deste trabalho pode-se concluir que o preaquecimento do aço API X80 evitou o trincamento do metal de solda e que os arames tubulares mostraram-se susceptíveis ao trincamento por hidrogênio quando soldados à temperatura ambiente.

Palavras Chave: Aço API X80, processo FCAW, trincas induzidas pelo hidrogênio, temperatura de preaquecimento, sulfeto de hidrogênio – H₂S

Abstract

SILVA, José Hilton Ferreira da, *Proposal of a New Test to Evaluate the Susceptibility of Weld Metals to the Hydrogen Induced Cracking Phenomenon in Different Environments*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. 158 p. Tese (Doutorado).

The main objective of this work is to propose a new test to evaluate the susceptibility of weld metals to the phenomenon of hydrogen induced cracking in different environments. The new test is a combination of two procedures: the first is to make possible the application of G-BOP (Gapped Bead-on-Plate) test on steel sheets. The thickness of the workpiece (2 inches) is gotten through the sandwich assembly with steel sheets of the evaluated steel as weld metal and ABNT 1020 steel; the second is to carry out the G-BOP tests in a H₂S saturated environment. The tests were performed with the Flux Cored Arc Welding process (FCAW). Welding energy and the deposition were kept constant during the tests. The experimental were carried out with a random factorial design. The input variables were cored wire kind, preheat temperature and environment test. The hydrogen cracking percentage in weld metal of API X80 steel was the output variable. Results were submitted to a variance analysis and a 90% confidence interval was utilized. The results of cold cracking were discussed in function of the chemical composition, microstructure, fracture mode and trapped hydrogen in weld metal. It can be concluded that the new modified G-BOP test proposed was powerful in the evaluation of the sensitivity of weld metals to the hydrogen induced cracking; the H₂S rich environment brittle the weld metal executed at room temperature and increased the susceptibility of the cored wires to hydrogen induced cracking. Furthermore, the preheat temperature of API X80 steel avoided the cold cracking in weld metal and, the cored wires showed susceptibility to hydrogen cracking when welded at room temperature.

Key Words: API X80 steel, FCAW, hydrogen induced cracking, preheat temperature, hydrogen sulfide – H₂S

Índice

Lista de Figuras	v
Lista de Tabelas	viii
Nomenclatura	x
1 - Introdução	01
1.1 - Objetivos	03
2 - Fundamentação Teórica	04
2.1 - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	05
2.1.1 - Aço API 5L X80	06
2.1.2 - Soldagem do aço API X80	06
2.2 - O processo FCAW	07
2.3 - Trincas Induzidas pelo Hidrogênio	10
2.3.1 – Importância do hidrogênio no fenômeno de TIH	12
2.3.1.1 – Solubilidade do hidrogênio nas ligas ferrosas	13
2.3.1.2 – O hidrogênio nos processos de soldagem	14
2.3.1.3 – Dissociação de gases na coluna do arco	15
2.3.1.4 – Absorção de hidrogênio pela poça de metal fundido	16
2.3.1.5 – Difusividade do hidrogênio nos aços	20
2.3.1.6 – Análise da difusividade do hidrogênio em juntas soldadas	22
2.3.1.7 – Métodos de medida do hidrogênio difusível em soldas	22
2.3.2 - Efeito do nível de tensão no material após o processo de soldagem na TIH	24

2.3.3 - Susceptibilidade das microestruturas a trincas induzidas pelo hidrogênio	24
2.3.4 - Trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda dos aços ARBL	25
2.3.5 – Tipos e mecanismos (modos de fraturas) de trincas induzidas pelo hidrogênio	27
2.3.6 – TIH em juntas soldadas expostas ao sulfeto de hidrogênio (H ₂ S)	28
2.3.7 - Testes para avaliação de trincas induzidas pelo hidrogênio	32
2.3.7.1 – Dimensões dos blocos do teste	36
2.3.7.2 – Largura do entalhe	36
2.3.7.3 – Torque ou força de fixação do grampo	37
2.3.7.4 – Tempo do ensaio	37
2.3.7.5 – Calor para coloração da trinca	37
2.3.7.6 – Quantificação e apresentação dos resultados do teste	38
2.3.7.7 – Aplicações do teste G-BOP	41
2.4 - Temperatura de preaquecimento	42
3 - Materiais e Métodos	46
3.1 - Metal de base	46
3.2 - Metal de adição	48
3.3 – Célula de soldagem	50
3.4 - Execução, monitoramento e controle do preaquecimento	52
3.5 – O teste G-BOP	54
3.5.1 - Execução do teste G-BOP no ambiente do laboratório	56
3.5.2 - Execução do teste G-BOP na presença do H ₂ S	57
3.5.2.1 - Montagem da célula de corrosão	58
3.5.2.2 – Preparo da solução, purgação com N ₂ e saturação com H ₂ S	62
3.6 - Ensaio Complementares	64
3.6.1 - Preparação metalográfica e análise microestrutural	64
3.6.2 – Caracterização das Fraturas	65
3.6.3 - Medidas do teor de hidrogênio	66
3.6.4 - Medida dureza da junta soldada	67
3.7 - Planejamento experimental	67

3.8 - Monitoramento da umidade relativa e temperatura ambiente nos experimentos	70
4 - Resultados Preliminares	72
4.1 - Seleção das temperaturas de preaquecimento	72
4.2 – Definição dos parâmetros de soldagem	75
4.2.1 - Análise da morfologia dos cordões de solda	78
4.2.2 - Análise da diluição do metal de base nos cordões de solda	82
5 - Resultados e Discussões da Nova Proposta de Teste G-BOP modificado	84
5.1 - Proposta do teste G-BOP modificado para avaliar TIH em chapas finas	84
5.2 - Análise da proposta de teste G-BOP modificado para avaliar TIH em chapas finas	89
5.2.1 – Análise da eficiência da nova proposta de teste para induzir trincas	90
5.2.2 – Análise da taxa de resfriamento imposta ao cordão de solda	92
5.2.3 – Análise da repetitividade dos resultados	94
5.2.4 - Comparação com resultados da literatura	96
6 - Resultados e Discussões do Estudo de TIH no MS dos Arames Tubulares	98
6.1 - Resultados do trincamento induzido pelo hidrogênio (TIH)	99
6.2 - Análise estatística dos resultados de TIH	106
6.3 - Avaliação dos resultados de TIH	109
6.4 – Análise da influência do tipo de arame tubular sobre o TIH	110
6.4.1 – Hidrogênio difusível dos arames tubulares e correlação com o TIH	111
6.4.2 – Análise dos modos de fraturas nas superfícies das trincas	114
6.4.3 – Caracterização microestrutural do metal de solda	119
6.4.4 - Análise da dureza da junta soldada do aço API X80	124
6.5 – Análise do efeito da temperatura de preaquecimento sobre o TIH	125
6.5.1 – Avaliação dos ciclos térmicos impostos aos metais de solda e os resultados de TIH	126
6.5.2 – Análise do hidrogênio residual no MS após o preaquecimento	129
6.5.3 – Correlação dos resultados de TIH com resultados de modelos da literatura	130

6.6 – Análise da nova metodologia para avaliar TIIH em metais de solda na presença do H ₂ S	132
6.6.1 – Análise do Hidrogênio residual e o TIIH no metal de solda	133
6.6.2 – Análise dos modos de fraturas nas superfícies das trincas dos MS expostos ao H ₂ S	135
7 - Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros	141
7.1 – Conclusões Principais	141
7.2 – Conclusões Complementares	142
7.3 – Recomendações para Trabalhos Futuros	143
Referências Bibliográficas	144
Anexos	156

Lista de Figuras

Figura 2.1 – Representação esquemática do processo FCAW-SS	08
Figura 2.2 – Representação esquemática do processo FCAW-SG	09
Figura 2.3 – Solubilidade do hidrogênio no ferro puro (adaptado de Grong, 1994)	13
Figura 2.4 – Porcentagem de hidrogênio dissociado em função da pressão parcial e da temperatura (adaptado de Gedeon & Eagar, 1990)	16
Figura 2.5 – Modelo ideal da reação para absorção e liberação de hidrogênio em soldagem a arco (adaptado de Grong, 1994)	19
Figura 2.6 – Principais fatores que influenciam na difusividade do hidrogênio em aços ARBL (adaptado de Boellinghaus et al.1995)	21
Figura 2.7 - Fluxo de hidrogênio do MS para a ZAC devido à concentração e solubilidade; (a) aços ao carbono convencionais – transformação austenita-ferrita ocorre em temperaturas menores na ZAC que no MS e (b) aços ARBL – a temperatura de transformação austenita-ferrita é maior na ZAC que no MS (adaptado de Svensson, 1994)	26
Figura 2.8 - Esquema representativo do teste G-BOP (adaptado de McParlan & Graville, 1975)	34
Figura 3.1 – Micrografia do aço API 5L X80 obtida por microscopia óptica	48
Figura 3.2 – Micrografia do aço API 5L X80 obtida por MEV	48
Figura 3.3 – Fonte de energia e sistema de aquisição dos sinais do arco	51
Figura 3.4 - Sistema eletromecânico “BUG-O”, que garante a regulagem e controle da velocidade de soldagem e da DBCP	52

Figura 3.5 – Local de posicionamento do termopar no metal de solda	54
Figura 3.6 – Corpo de prova do teste G-BOP usado nos ensaios experimentais	55
Figura 3.7 – Célula de ensaio usada para avaliar TIH na presença do H ₂ S (NACE TM0284, 1996)	59
Figura 3.8 - Célula usada nos ensaio de TIH na presença do H ₂ S	59
Figura 3.9 – Dispositivo de fixação do corpo de prova para os ensaios na célula	61
Figura 3.10 – Fratura representativa dos cordões de solda com as regiões a serem analisadas	66
Figura 3.11 – Representação esquemática do planejamento experimental para avaliar TIH no metal de solda	69
Figura 3.12 - Condições climáticas durante o período de realização dos ensaios	71
Figura 4.1 - Temperaturas de preaquecimento versus conteúdo de hidrogênio difusível do metal de adição para soldagem do aço API X80 (Yurioka, 2002)	74
Figura 4.2 – Macrografias das seções transversais dos cordões de solda ensaiado	79
Figura 5.1 – Representação esquemática da montagem dos blocos da proposta do teste G-BOP	86
Figura 5.2 - Chapas e sistema de fixação para montagem do bloco para o teste G-BOP	86
Figura 5.3 – Aplicação e controle do torque nos blocos usados na nova proposta de teste G-BOP	87
Figura 5.4 - Bloco montado para a nova proposta do teste G-BOP	88
Figura 5.5 – Corpo de prova do teste G-BOP ensaiado	89
Figura 5.6 – Representação das regiões correspondentes a área da trinca de hidrogênio (A _T) e a área da fratura (A _F)	90
Figura 5.7 - Ciclos térmicos do aço API X80 soldado com o arame E71T-1	92
Figura 6.1 - Macrografias das trincas de hidrogênio obtidas com o teste G-BOP modificado e ensaiado no ambiente do laboratório	103

Figura 6.2 - Macrografias das trincas de hidrogênio obtidas com o teste G-BOP modificado e ensaiado na presença do H ₂ S	105
Figura 6.3 – Resultados do trincamento por hidrogênio no metal de solda do aço API X80	109
Figura 6.4 – Relação dos diferentes processos de soldagem em termos do nível de hidrogênio difusível (adaptado de Grong, 1994 e Bracarense et al., 2002)	112
Figura 6.5 – Correlação entre o TIH e o teor de hidrogênio residual no MS	113
Figura 6.6 – Formas de propagação das trincas no metal de solda. (a) arame tubular E71T-1 e (b) arame tubular E71T8-K6	115
Figura 6.7 – Superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda do arame E71T-1	116
Figura 6.8 – Superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda do arame E71T8-K6	118
Figura 6.9 – Micrografia do metal de solda obtido com o arame E71T-1 à temperatura ambiente	120
Figura 6.10 – Micrografia do MS obtido com o arame E71T8-K6 à temperatura ambiente	121
Figura 6.11 – Micrografia do metal de solda obtido com o arame E71T-1 a 100°C	123
Figura 6.12 – Micrografia do metal de solda obtido com o arame E71T8-K6 a 100°C	123
Figura 6.13 - Comportamento de dureza da junta soldada para os arame tubulares e temperaturas de preaquecimento	124
Figura 6.14 - Ciclo térmico no metal de solda do aço API X80 soldado com o aramé E71T8-K6	127
Figura 6.15 - Efeito do teor de hidrogênio residual dos cordões de solda sobre o TIH	134
Figura 6.16 – Superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do MS do arame E71T-1 exposto ao H ₂ S	136
Figura 6.17 – Superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda do arame E71T8-K6 exposto ao H ₂ S	137

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 – Temperaturas para 90% de dissociação de gases na coluna do arco (Grong, 1994)	15
Tabela 2.2 – Potencial de hidrogênio de eletrodos para soldagem (adaptado de Lancaster, 1992)	18
Tabela 2.3 – Sumário dos testes de trincas de hidrogênio em juntas soldadas (adaptado de Marianetti, 1998 e Carvajal Fals, 1999)	33
Tabela 3.1 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API X80	47
Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas e composição química dos arames tubulares	50
Tabela 3.3 - Composição da <i>solução A</i> para avaliar o MS do aço API X80 ao TIH	63
Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem para os diferentes arames tubulares	77
Tabela 4.2 - Parâmetros geométricos dos cordões de solda	78
Tabela 4.3 – Resultado da análise de variância da morfologia dos cordões de solda	81
Tabela 4.4 - Diluição do aço API X80 nos cordões de solda	83
Tabela 5.1 - Resultados de TIH no MS obtidos com a proposta do teste G-BOP	92
Tabela 5.2 – Análise estatística para determinação do tamanho da amostra	95
Tabela 6.1 - Resultados de trincas induzidas pelo hidrogênio dos ensaios realizados ao ar	101

Tabela 6.2 - Resultados de trincas induzidas pelo hidrogênio dos ensaios realizados na presença do H ₂ S	101
Tabela 6.3 – Análise de variância dos resultados de T _H	107
Tabela 6.4 – Resultados da medida do hidrogênio difusível dos arames tubulares	111
Tabela 6.5 – Composição química do metal de solda dos diferentes arames tubulares	119
Tabela 6.6 - Temperatura de pico, intervalos de tempo e taxas de resfriamentos impostos aos metais de solda do aço API X80	128
Tabela 6.7 – Correlação entre os resultados de T _H e os modelo de Hart (1986) e de Chakravarti & Bala (1989)	131
Tabela 6.8 – Resultado do hidrogênio residual nos cordões de solda e no aço API X80	133

Nomenclatura

Letras Latinas

A – Ampères

b – Largura do cordão de solda

B – Boro

C – Carbono

D – Coeficiente de difusão do hidrogênio

e – Constante exponencial (2,71828182845904)

g – Grama

H – Hidrogênio

I – Corrente de soldagem

K – Kelvin

l – Litro

m - Metro

n – Número de réplicas

N – Número total de observações

p – Penetração do cordão de solda

r – Reforço do cordão de solda

S – Desvio padrão

S - Enxofre

s - Segundo

T – Temperatura

U – Tensão do arco

V – Vanádio

v – Volts

Letras Gregas

α - ferro alfa

γ - ferro gama

δ - ferro delta

ε - alongamento

μ - micron

Siglas

AWS – American Welding Society

A/D – Analógico/Digital

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

A_{CS} – Área da seção transversal do cordão de solda [mm²]

A_F – Área da fratura [mm²]

AF – Ferrita acicular

Al – Alumínio

A_T – Área da trinca [mm²]

AM – Austenita-Martensita

API – American Petroleum Institute

ar – Ambiente atmosférico do laboratório

ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga

ASTM – American Society for Testing Materials

BS – British Standard

Ca – Cálcio

CCC – Cúbico de Corpo Centrado

CCEN – Corrente Contínua Eletrodo Negativo

CCEP – Corrente Contínua Eletrodo Positivo

CE – Carbono Equivalente	
CFC – Cúbico de Face Centrada	
cm – Centímetro	
CMV – Coalescência de Microvazios	
CO ₂ – Gás carbônico	
CP – Corpo de Prova	
Cr – Cromo	
CS – Cordão de Solda	
Cu – Cobre	
TCS - Trinca por Corrosão sob Tensão	
DBCP – Distância Bico de Contato Peça	[mm]
Es – Energia de soldagem	[kJ/mm]
FCAW – Flux Cored Arc Welding	
FCAW-GS – Flux Cored Arc Welding Gas Shielded	
FCAW-SS – Flux Cored Arc Welding Self-Shielded	
Fe - Ferro	
GL – Graus de Liberdade	
G-BOP – Gapped Bead-On-Plate	
H ₂ S – Sulfeto de Hidrogênio	
H _D – Hidrogênio difusível	
IG - Intergranular	
IIW –International Institute of Welding	
ISO – International Organization Standardization	
K _D – Constante de deposição	[adimensional]
kgf – Quilograma força	
kJ – Quilojoule	
Kp – Constante de equilíbrio	
ksi – Libra por polegada quadrada	
L _E – Limite de escoamento	[MPa]
L _R – Limite de resistência	[MPa]

LV – Low Vacuo
MAG – Metal Active Gas
MB – Metal de Base
MD – Metal Depositado
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
mg – Miligrama
MIG – Metal Inert Gas
min - Minuto
ml – Mililitro
mm – Milímetro
Mn - Manganês
MO – Microscópio Óptico
Mo – Molibdênio
MPa – Mega Pascal
MS – Metal de Solda
N₂ – Nitrogênio
NACE – National Association Corrosion Engineers
Nb - Nióbio
Ni – Níquel
O₂ – Oxigênio
Pcm - Parameter cracking weld metal
PF – Planejamento Fatorial
ppm – Partes por milhão
QC – Quase-clivagem
SAW – Submerged Arc Welding
SI – Índice de Sensibilidade
Si – Silício
SMAW – Shielded Metal Arc Welding
SQ – Soma dos Quadrados
SS_E – Soma dos Quadrados devido ao erro

SS_T – Soma total dos Quadrados (variabilidade total dos quadrados)	
TCT – Trinca por Corrosão sob Tensão	
T_H – Trinca de hidrogênio	
TIG – Tungsten Inert Gas	
TIH – Trincas Induzidas pelo Hidrogênio	
TMCP - Thermo Mechanical Controlled Process	
T_p – Temperatura de pico	[°C]
UR – Umidade Relativa	[%]
V_a – Velocidade de alimentação do arame	[m/min]
V_s – Velocidade de soldagem	[mm/min]
\bar{Y} – Média da amostra	
ZAC – Zona Afetada pelo Calor	
ZF – Zona fundida	
°C – Graus Celsius	
Δt_{cr} - Tempo de resfriamento crítico	[s]
ΔT_{3-1} - Taxa de resfriamento entre as temperaturas de 300°C e 100°C	[°C/s]
Δt_{3-1} - Tempo de resfriamento entre as temperaturas de 300°C e 100°C	[s]
ΔT_{8-5} – Taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C	[°C/s]
Δt_{8-5} - Tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C	[s]

Capítulo 1

Introdução

A tecnologia de soldagem de tubulações (gasodutos, oleodutos, etc.) encontra-se em constante desenvolvimento, atualizando-se para atender aos requisitos de soldabilidade de novos materiais e às crescentes necessidades de aumento da produtividade. Para isso, os estudos das características de novos aços e o conhecimento da metalurgia da soldagem tornam-se fatores essenciais, pois permitem o desenvolvimento de metais de adição compatíveis e a elaboração de procedimentos de soldagem adequados. Dentre esses materiais, o aço grau API 5L X80 foi recentemente desenvolvido pela indústria como um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL), bainítico de baixo carbono, para aplicação em dutos submetidos à alta pressão onde a economia em peso é muito importante para o projeto.

O trincamento induzido pelo hidrogênio tem recebido mais atenção do que qualquer outro fenômeno na área de soldagem nos últimos anos. Apesar de ser largamente estudado, a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio em juntas soldadas continua sendo um tema que desafia pesquisadores e usuários, devido às mudanças de comportamento dos fatores e mecanismos que atuam sobre o fenômeno, como consequência do crescente desenvolvimento de novos materiais, novos processos de soldagem e, portanto, novos tipos de consumíveis.

Inúmeros estudos praticamente resolveram e eliminaram esse problema na zona afetada pelo calor (ZAC), mas o melhor conhecimento e a elaboração de práticas preventivas para esta

zona não impediram que o fenômeno se transferisse para o metal de solda (MS). Esse fator deve-se principalmente à rápida expansão ocorrida nos últimos anos nas indústrias nuclear, química e petroquímica, que proporcionou o desenvolvimento de aços com limite de escoamento superior a 600MPa e teor de carbono menor que 0,1%. Com os progressos alcançados na composição e processamento dos aços, os estudos e pesquisas voltados para evitar a ocorrência do trincamento induzido pelo hidrogênio no metal de solda têm se tornado cada vez mais importantes.

O uso do processo de soldagem a arco com arame tubular (flux cored arc welding – FCAW) tem crescido muito na indústria mundial. Características como elevada flexibilidade, alta qualidade do metal depositado e produtividade têm contribuído para a disseminação do processo. Recentemente, o processo FCAW começou a ser aplicado na soldagem de dutos; o uso de arames tubulares, em particular os autoprotegidos, tem se mostrado bastante promissor para soldagem de dutos no campo, uma vez que o arame tubular autoprotegido apresenta-se como a melhor opção à substituição do eletrodo revestido.

Dentre os vários testes de soldabilidade utilizados para avaliar a susceptibilidade de metais de solda quanto ao trincamento induzido pelo hidrogênio, o teste G-BOP (Gapped Bead-on-Plate) possui um grande potencial para avaliar trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda. As principais vantagens do teste são: baixo custo quando comparado a outros testes e simplicidade e confiabilidade em quantificar a susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio na zona do metal de solda. No entanto, o teste G-BOP tem a desvantagem de ser aplicado apenas em chapas com grande espessura. Além disso, eletrodos são avaliados para um mesmo tipo de metal de base. Como a diluição do metal de solda no metal de base pode afetar os resultados, é essencial, que os eletrodos sejam avaliados em metais de base para os quais sua soldagem é recomendada, o que não está sendo realizado.

O preaquecimento permanece o método mais largamente usado para eliminar as trincas induzidas por hidrogênio em soldas. A necessidade da aplicação do preaquecimento durante a soldagem dos aços ARBL tem sido discutida e vários métodos e procedimentos têm sido usados para prever a temperatura mínima necessária para evitar o trincamento por hidrogênio do metal

de solda. Porém esses métodos e procedimentos estão baseados em diferentes modelos de cálculo do carbono equivalente (CE), o que gera divergências sobre o método mais adequado.

Um fator importante que deve ser considerado na definição de temperaturas de preaquecimento para soldar aços ARBL é que os diversos métodos existentes na literatura para avaliar trincas induzidas pelo hidrogênio são direcionados à ocorrência do fenômeno na ZAC. No entanto, com os novos desenvolvimentos de aços ARBL, é mais provável que o fenômeno ocorra no metal de solda, mais precisamente, que na ZAC. Este importante fato deve ser discutido nas diretrizes internacionais de soldagem de aço.

No processo de refino de petróleo são utilizados equipamentos que trabalham expostos ao sulfeto de hidrogênio (H_2S). Segundo levantamento realizado pela American Petroleum Institute (API), 25% destes equipamentos apresentam trincas induzidas pelo hidrogênio. Nas tubulações, as regiões da junta soldada são as mais susceptíveis ao fenômeno. Em função dos altos custos de paradas e reparos envolvidos, além dos danos catastróficos que podem ocorrer com a falha de um duto pela ação do gás sulfídrico, a avaliação da integridade de equipamentos, principalmente da junta soldada, em serviços com H_2S é de grande relevância.

1.1 - Objetivos

Com ênfase no que foi exposto acima, os objetivos desta pesquisa são:

- ✓ Propor um novo teste G-BOP modificado para viabilizar o emprego de chapas finas na avaliação da susceptibilidade de metais de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio;
- ✓ Propor uma nova metodologia para avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio na presença do H_2S ;
- ✓ Estudar a susceptibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio do metal de solda do aço API X80, soldado com arames tubulares;
- ✓ Avaliar a influência da temperatura de preaquecimento na susceptibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio de metais de solda do aço API X80, executados com arames tubulares autoprotetido e com proteção auxiliar de gás.

Capítulo 2

Fundamentação Teórica

A revisão bibliográfica aqui apresentada foi realizada através da utilização dos bancos de dados nacionais e internacionais disponibilizados pelo Sistema de Bibliotecas da Unicamp - SBU - com o objetivo de pesquisar e selecionar publicações, impressas ou eletrônicas, consideradas pertinentes para o desenvolvimento e propósitos desta pesquisa.

Os bancos de dados pesquisados foram: Acervus, Probe, Web of Science, Innovations Index, ERL, Scielo, Metadex e Compendex. Além dos bancos de dados citados, também foram realizadas pesquisas em sites de buscas e sites especializados em soldagem, como as bases de publicações de importantes organizações vinculadas à área – International Institute of Welding (IIW) e American Welding Society (AWS), entre outras.

A bibliografia selecionada e consultada, considerada de interesse para este trabalho, inclui livros, teses, dissertações, artigos em revistas especializadas, catálogos e normas. Estes trabalhos foram selecionados de acordo com um critério de prioridade, em que se destacam os seguintes assuntos: aços ARBL API 5L X80; processo FCAW; soldagem dos aços ARBL; temperaturas de preaquecimento; trincas induzidas pelo hidrogênio (estado da arte, mecanismos e teorias) e fragilização de materiais que trabalham expostos ao H₂S (sulfeto de hidrogênio).

O período de abrangência do levantamento bibliográfico concentrou-se, principalmente, entre 1994 e 2004, porém publicações anteriores consideradas relevantes para esta pesquisa foram selecionadas e consultadas, a fim de compreender e analisar a evolução da temática.

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

Nas últimas décadas ocorreu um grande desenvolvimento na tecnologia dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Este desenvolvimento está baseado, principalmente, na compreensão da correlação entre propriedades mecânicas e microestrutura dos aços.

Desde 1946, a família de aços de alta resistência com tensão de escoamento de 560MPa (80ksi), 700MPa (100ksi) e 910MPa (130ksi) tem sido empregada com sucesso. Atualmente, as excelentes combinações de propriedades mecânicas e tecnológicas e a aceitável resistência à fratura a frio fazem com que eles sejam amplamente utilizados em diversas aplicações, como tubulações (oleodutos e gasodutos), construção naval e vasos de pressão, entre outras.

Existem basicamente três classificações ou famílias de aços ARBL. A primeira e mais comum é a dos aços microligados, chamados assim porque contêm os elementos de sua composição em quantidades muito pequenas. A segunda é a dos aços ARBL com microestrutura ferrita acircular, os quais contêm menos do que 0,1% de carbono com adições de manganês, molibdênio e boro atuando como principais elementos de liga. A terceira classificação é a dos aços ARBL dupla-fase, cuja microestrutura consiste em pequenas ilhas de martensita com alto conteúdo de carbono, uniformemente distribuídas numa matriz de ferrita. Aqui, a martensita normalmente ocupa em torno de 20% do volume (Pokhodnya, 2002).

A obtenção de aços ARBL com propriedades mecânicas que apresente características desejadas é possível a partir de uma microestrutura otimizada. Segundo Zhao, Yang & Shan (2002), existem basicamente duas formas de alcançar as propriedades mecânicas desejadas nos aços ARBL: por meio de uma adequada composição química, ou através do processo termomecânico controlado (TMCP - *Thermomechanical Controlled Process*). A partir desses dois processos, obtém-se o refinamento do tamanho de grão que é o fator mais importante nos aços ARBL porque contribui para o aumento do limite de escoamento e da tenacidade (Liu & Brancarense, 1994).

As principais características dos aços ARBL são seu alto limite de resistência e boa tenacidade a baixas temperaturas (Rodrigues, Pereloma & Santos, 2000), boa conformabilidade (Senuma, 2000) e boa soldabilidade, em função do baixo índice de carbono equivalente, como afirmado por Meester (1997). A introdução do resfriamento acelerado após laminação controlada a quente, ou processo TMCP, apresentou a possibilidade da produção de aços para dutos com mais alta resistência (Batista et al., 2003). Segundo Bott (2003), a tendência atual é de utilizar aços com limite de escoamento de 551 MPa, como é o caso do aço API 5L X80.

2.1.1 - Aço API 5L X80

O aço API X80 é um material que está em pleno desenvolvimento na indústria mundial. Estudos sobre sua composição química, propriedades mecânicas e campo de aplicação estão sendo realizados.

O aço da classe API X80 tem sido desenvolvido pela indústria Brasileira como um aço ARBL bainítico de baixo carbono na condição de laminado (Cota, 1998). Até recentemente, as especificações da API 5L (American Petroleum Institute) só cobriam aços até 70 ksi (483 MPa) de resistência mínima ao escoamento, denotados X70. A mais recente edição da API 5L – Specification for Line Pipe (2000) passou a incluir o material de grau X80.

O aço grau X80 é de alta resistência com limite de escoamento de até 80 ksi (560MPa) e tem suas especificações regidas pela norma API 5L (2000). Os tubos fabricados com o aço API X80 são recomendados para aplicações em dutos submetidos a alta pressão, em que economia em peso é muito importante para o projeto.

2.1.2 - Soldagem do aço API X80

A literatura sobre a soldagem do aço API X80 ainda é bastante restrita. Poucos trabalhos foram publicados sobre esse processo, e as pesquisas realizadas geralmente abordaram as propriedades mecânicas das juntas soldadas. Silva et al. (2001) destacaram que a soldagem de

tubos API X80 não se apresenta claramente definida nas normas que tratam deste assunto, o que mostra que há necessidade de revisá-las.

Silveira e Silva & Carvalho (2000) estudaram a soldabilidade de tubos sem costura do aço API X70 e outros dois tipos de aços API X80, classificados como X80-1 e X80-2. Para os tubos de aço X70 e X80-2 foram utilizados os processos TIG para o passe de raiz e o primeiro passe de enchimento. Nos demais sete passes (enchimento e acabamento) utilizou-se o processo com eletrodo revestido. Os resultados foram promissores, e indicam que a soldagem deste aço é viável.

Segundo Silva et al. (2001), que analisaram a soldabilidade de tubos sem costura temperados e revenidos dos aços API X70 e X80 soldados pelos processos com arame tubular e eletrodo revestido, os resultados dos testes de dureza, resistência à tração, impacto e de microestruturas das juntas soldadas confirmaram os resultados de Silveira e Silva & Carvalho (2000).

A busca por maior produtividade na indústria petroquímica, tem levado pesquisadores e produtores ao desenvolvimento de novos aços e, conseqüentemente, a novas alternativas para sua soldagem. Dentre estas alternativas, o processo de soldagem a arco com arame tubular (FCAW) em substituição à soldagem a arco com eletrodos revestidos tem se mostrado bastante promissora (Mota, 1998).

2.2 - O processo FCAW

O processo de soldagem a arco com eletrodo tubular (FCAW) evoluiu do processo MIG/MAG com o objetivo de melhorar a ação do arco, a transferência do metal, as propriedades do metal de solda e a aparência da solda. O grande impulso do processo FCAW foi dado na década de 80, quando se conseguiu alcançar os níveis de tenacidade exigidos no metal de solda pelas estruturas modernas. Atualmente este processo representa uma excelente alternativa para alta produtividade com qualidade (Machado, 1996).

A utilização do processo FCAW tem crescido muito nos últimos anos, principalmente nos Estados Unidos, Japão e na Europa, devido às suas características e ao desenvolvimento de novos tipos de consumíveis. O interesse por este processo de soldagem também aumentou no Brasil, a partir da década de 90 (Domingues & Ros, 1996).

Existem duas variações básicas do processo FCAW: uma em que toda a proteção necessária é obtida com a queima do fluxo contido no arame tubular, chamado de arame tubular autoprottegido; e outra em que a proteção é complementada por uma nuvem de gás, geralmente CO_2 puro ou misturas desse gás com argônio e algumas vezes, também com oxigênio.

A Figura 2.1 mostra esquematicamente o processo FCAW-SS, que utiliza um arame tubular autoprottegido e a Figura 2.2, o processo FCAW-SG, que usa arame tubular com uma proteção de gás auxiliar.

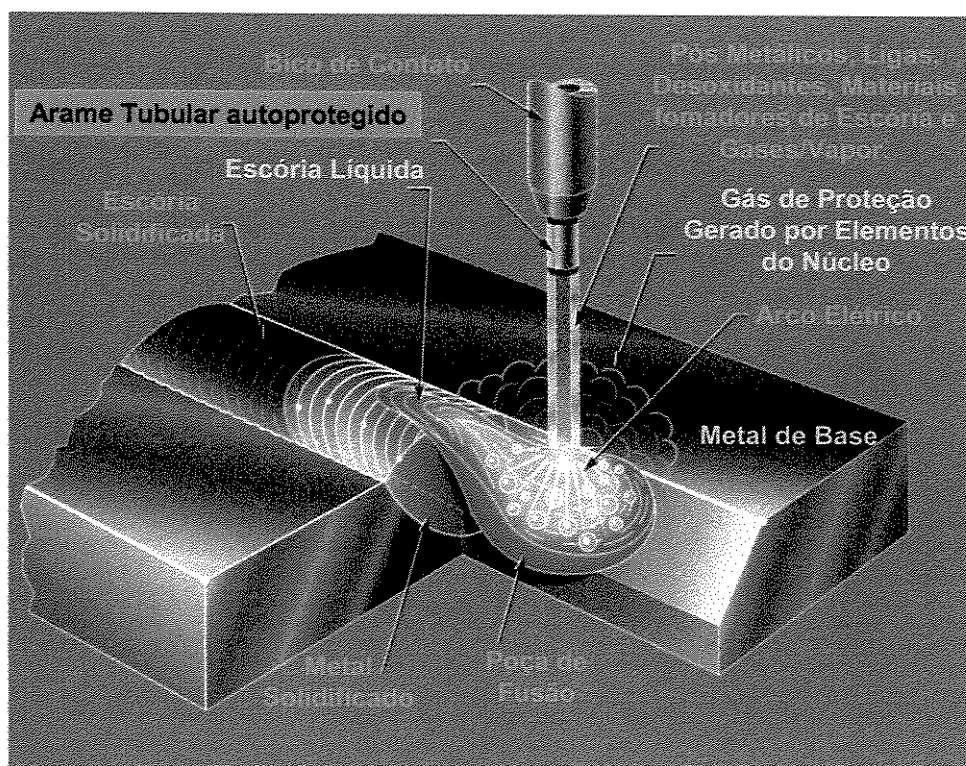


Figura 2.1 – Representação esquemática do processo FCAW-SS

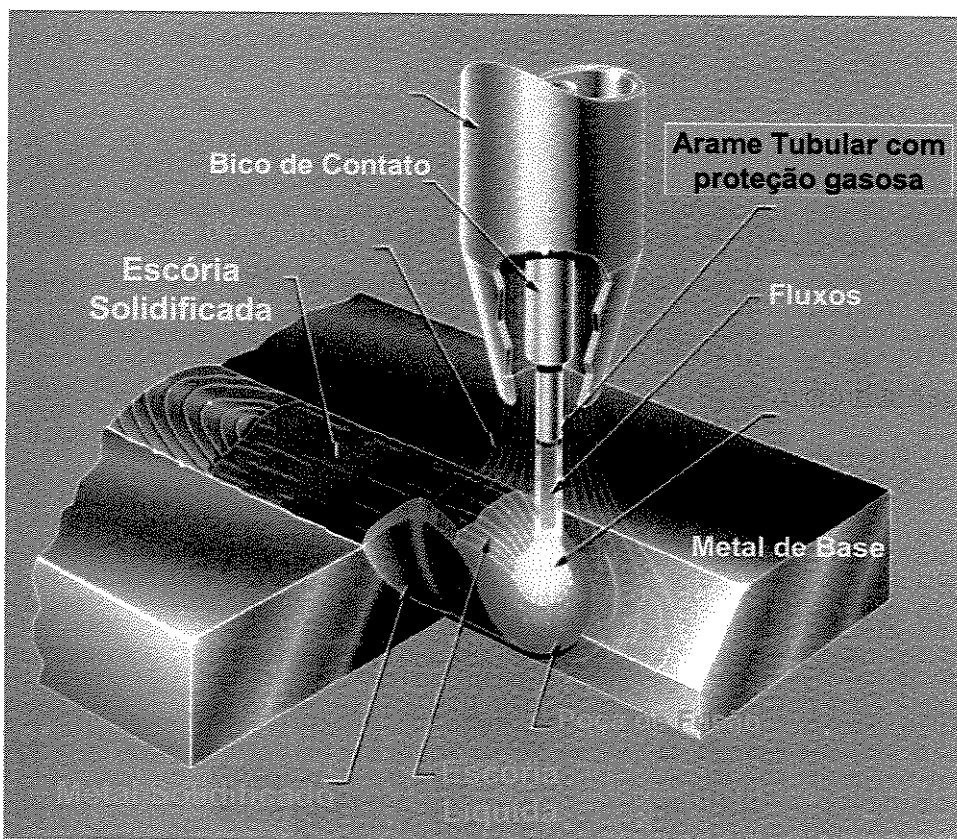


Figura 2.2 – Representação esquemática do processo FCAW-SG

A Literatura é escassa quando trata da utilização do processo com eletrodo tubular para a soldagem de aços API para tubulações. Provavelmente o conservadorismo da indústria de tubulações vem contribuindo para a lenta disseminação desse processo nesse campo de aplicação.

Segundo Ferreira, Alcântara & Ventrella (2001), uma razão para a soldagem semi-automática com arame maciço (MIG) não substituir a soldagem por eletrodo revestido na soldagem de tubulações deveu-se ao receio do aparecimento de defeitos como a falta de fusão. No entanto, a principal razão pela qual o eletrodo tubular vem substituindo o eletrodo revestido na indústria naval é justamente a sua baixa suscetibilidade à falta de penetração. Esse fato somado às grandes vantagens do uso do eletrodo tubular, que vêm se disseminando rapidamente em vários segmentos da indústria, serão provavelmente grandes estímulos à utilização desse processo na soldagem de tubulações.

A importância do estudo da soldabilidade dos aços ARBL deve-se à grande aplicação industrial destes materiais e ao comportamento microestrutural diferente quando submetidos a processos de soldagem. Um dos defeitos mais graves relativos à soldagem dos aços ARBL são as indesejáveis trincas induzidas pelo hidrogênio, também conhecidas como trincas a frio.

2.3 - Trincas Induzidas pelo Hidrogênio

O fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio (TIH) é talvez o mais sério e menos entendido de todos os problemas que afetam a soldagem dos aços. Apesar do fenômeno ter sido amplamente estudado por diversos pesquisadores, não existe um único modelo teórico que seja consensual para explicar o fenômeno.

“Trincas Induzidas pelo Hidrogênio” é a denominação usada por Davidson (1995) e vários pesquisadores para estes tipos de trincas, mas na literatura encontram-se outros termos, tais como: trincamento a frio, trincas retardadas, trincas assistidas por hidrogênio e trincamento por hidrogênio na ZAC, entre outras.

Segundo Di-Jing, Hong & Jianming (1994), o trincamento por hidrogênio acontece entre 200°C e -100°C. Por isso é frequentemente conhecido como trincamento a frio e depende basicamente de três fatores inter-relacionados: quantidade de hidrogênio difusível na solda, nível de tensão no material após o processo de soldagem e microestrutura susceptível.

Savage, Nippes & Szekeres (1976), citados por Carvajal Fals (1999) comprovaram, usando o ensaio Varestraint, a grande influência que possui o hidrogênio no início e no desenvolvimento das trincas a frio nos aços HY-80 (High Yield Strength) para mostrar as conseqüências da absorção deste gás durante o processo de soldagem.

Um aspecto característico da trinca induzida pelo hidrogênio é sua natureza retardada, isto é, a iniciação e, especialmente, a propagação da trinca, que pode acontecer alguns minutos, horas, ou algumas vezes dias e semanas após a soldagem ter sido executada. As principais teorias que tentam explicar o fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio são:

⇒ *Teoria da pressão planar* de Zapffer – está baseada no decréscimo da solubilidade do hidrogênio quando a temperatura diminui, convertendo-se em diatômico, em poros e microvazios. A pressão alcança valores tão elevados que, segundo Gedeon & Eagar (1990), pela aplicação da Lei de Sievert's, um aço com 5ppm de hidrogênio pode alcançar até 16000 atm de pressão em um vazio, a 20°C. No entanto esse modelo entra em conflito com o resultado de diferentes experiências nas quais o hidrogênio é difundido para o exterior do aço, como produto de pouco aquecimento, em condições tais que seria impossível dissociar o hidrogênio diatômico em monoatômico;

⇒ *Teoria da absorção* de Petch e Stable – propõe que o hidrogênio diminui a energia livre de superfície, de forma que as trincas podem crescer através de pequenas tensões aplicadas. Os limites desta teoria começam a aparecer quando se observam as superfícies de fraturas de trincas induzidas pelo hidrogênio, nas quais aparecem deformações plásticas aparentes, que não poderiam ter sido provocadas, pois seria necessário maior energia de deformação (Yurioka & Suzuki, 1990);

⇒ *Teoria de Troiano* – estabelece que o hidrogênio interage com o acúmulo de discordâncias em áreas de tensões triaxiais, o que diminui a força coesiva. É sugerido que esta interação se deve aos elétrons de valência do átomo de hidrogênio que entram na camada “d” dos átomos de ferro, e modificam as forças repulsivas, as quais determinam o espaçamento interatômico nos metais de transição, e causam, conseqüentemente, as trincas;

⇒ *Teoria de trincas assistidas por hidrogênio de Beachem* – baseia-se no mecanismo de microplasticidade e sugere que o hidrogênio na frente da trinca assiste o processo de deformação microscópica da microestrutura. Foi constatado experimentalmente que de acordo com a microestrutura, intensidade de tensões e concentração de hidrogênio na ponta da trinca, podem operar os modos de fratura intergranular, quase-clivagem ou coalescência de microvazios (Beachem, 1972). O modelo proposto por Beachem unifica várias teorias, o que torna as teorias de pressão planar e absorção desnecessárias.

Os modelos apresentados acima foram desenvolvidos com a utilização de corpos de prova carregados com hidrogênio, para estudar seu efeito na fratura. No entanto está comprovado que o hidrogênio introduzido desta forma não se comporta da mesma forma que em processos reais de soldagem.

De todos os fatores inter-relacionados responsáveis pelo fenômeno de trincamento a frio, o hidrogênio aparece como o mais importante. Portanto esta é a causa da trinca sobre a qual se busca a maior quantidade de informações.

2.3.1 – Importância do hidrogênio no fenômeno de TIH

A ação do hidrogênio sobre os metais é considerada muito complexa devido à sua alta reatividade, à sua semelhança com os metais e à facilidade com que se apresenta, dependendo das condições, na forma molecular, atômica ou iônica. Com o objetivo de discutir a influência do hidrogênio nas propriedades dos metais e suas ligas, será feita uma análise simples das características desse elemento.

O átomo de hidrogênio consiste em um único próton e um único elétron de valência. É o único elemento da primeira série da tabela periódica e pode comportar-se tanto como metal como não-metal. Forma compostos com átomos de todos os elementos, como hidretos salinos, metálicos e covalentes, já que possui um único elétron de valência e pode se ionizar na forma H^+ ou aceitar um elétron e completar o sub-nível 1-s.

Em condições normais, o estado mais comum do hidrogênio gasoso é o molecular. A molécula do hidrogênio sofre dissociação quando lhe é fornecida uma grande quantidade de calor (reação endotérmica). A constante de equilíbrio (k_p), da reação $H_2 \Leftrightarrow 2H$ é dada por:

$$k_p = \frac{p^2 H}{pH_2} \quad (2.1)$$

Sendo: p^2H – a pressão parcial do hidrogênio atômico;
 pH_2 – a pressão parcial do hidrogênio molecular.

Segundo Tyson (1979), embora o hidrogênio, nas condições normais, aproxime-se de um gás ideal, seu comportamento sob altas pressões é importante em muitos fenômenos provocados nos metais.

2.3.1.1 – Solubilidade do hidrogênio nas ligas ferrosas

A literatura que trata da solubilidade do hidrogênio em metais é extensa, visto que sua interação com outros elementos é grande. De acordo com Grong (1994), a solubilidade do hidrogênio no ferro à temperatura ambiente é muito pequena, mas cresce com o aumento da mesma. Quando ocorre a transformação de ferro cúbico de corpo centrado (CCC – ferro α) em cúbico de face centrada (CFC – ferro γ), a 910°C , a solubilidade do hidrogênio registra um importante aumento. Posteriormente, ocorre um aumento gradual até a transformação γ - δ ser alcançada. A partir desse ponto acontece um decréscimo na solubilidade e entre esta última transformação e o ponto de fusão existe um aumento gradual, até ocorrer um aumento brusco no estado líquido. A Figura 2.3 mostra a curva de solubilidade do hidrogênio no ferro puro.

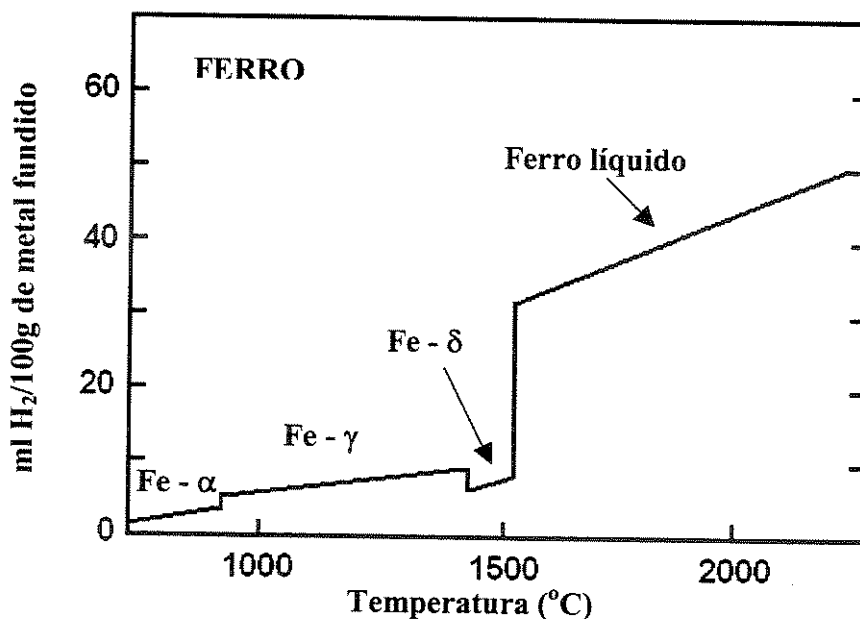


Figura 2.3 – Solubilidade do hidrogênio no ferro puro (adaptado de Grong, 1994)

A curva de solubilidade, mostrada na Figura 2.3, mostra a evolução do hidrogênio no ferro durante o resfriamento da fase sólida, já supersaturada pelas condições de resfriamento, pois a descontinuidade na solubilidade acontece durante a transformação da austenita em ferrita, enquanto existe uma descontinuidade inversa com respeito ao coeficiente de difusão, maior na ferrita do que na austenita, quando esta atinge a temperatura de transformação.

2.3.1.2 – O hidrogênio nos processos de soldagem

A composição química do metal de solda depende das reações químicas que ocorrem na poça fundida em elevadas temperaturas e é influenciada pelas características do metal de adição (combinação do arame, fluxo, e/ou gás de proteção), pela composição química do metal de base e pelas condições operacionais do processo de soldagem.

Nos processos de soldagem, as interações químicas entre a poça de fusão e as proximidades (metal de base, atmosfera e escórias) acontecem em segundos e em pequenos volumes, com gradientes de temperaturas da ordem de 1000°C/s . Este complexo e não isotérmico ciclo térmico torna difícil a análise e o entendimento das reações que ocorrem durante todas as etapas do processo de soldagem. No entanto, segundo Grong (1994), experiências têm mostrado que é possível fazer uma análise análoga aos processos de fundição convencionais, quando se aplica aos processos de soldagem um simples modelo de reação em duas etapas:

- Etapa de altas temperaturas, na qual as reações aproximam-se de um estado de pseudo-equilíbrio local. Esta etapa compreende as reações entre o gás e o metal na ponta do arame (cátodo) ou na coluna de plasma e entre a escória e o metal na região mais quente da poça fundida e está caracterizada pela dissociação de gases nas altas temperaturas do cátodo e da coluna, e pela grande absorção de elementos dissolvidos no metal líquido;
- Etapa de resfriamento, em que as concentrações estabelecidas durante a etapa inicial tendem a se reajustar por rejeição dos elementos dissolvidos. Nesta etapa acontece uma supersaturação devido à diminuição da solubilidade; portanto o sistema responde com rejeição dos elementos dissolvidos no líquido, o que provoca reações gás-metal ou precipitação de novas fases.

A avaliação de Grong (1994) está de acordo com a análise feita por Gedeon & Eagar (1990) para estudar o comportamento da conhecida Lei de Sievert's nos processos de absorção de hidrogênio em soldagem, em que é proposto um modelo em duas partes. A primeira considera a dissociação de hidrogênio, a qual acontece a uma temperatura de reação governada pela camada exterior do cátodo; e a segunda, determinada pela absorção de hidrogênio monoatômico, acontece a uma temperatura de reação governada pela temperatura da superfície da poça de fusão.

2.3.1.3 – Dissociação de gases na coluna do arco

Gases como o hidrogênio, nitrogênio, oxigênio e dióxido de carbono podem ser amplamente dissociados na coluna do arco devido às altas temperaturas do plasma (geralmente da ordem dos 10000°C ou maior), conforme mostrado na Tabela 2.1. Do ponto de vista termodinâmico, a dissociação pode ser tratada como uma reação química entre gases, na qual a concentração dos reagentes é igual às suas respectivas pressões parciais.

Tabela 2.1 – Temperaturas para 90% de dissociação de gases na coluna do arco (adaptado de Grong, 1994)

Gás	Temperatura de dissociação (K)
CO ₂	3800
H ₂	4575
O ₂	5100
N ₂	8300

Gedeon & Eagar (1990) calcularam o grau de dissociação do hidrogênio em função da temperatura e pressão, para pressão total de 1atm na presença do argônio, hidrogênio diatômico e monoatômico. O resultado é mostrado na Figura 2.4, em que pode ser observado que pequenas mudanças na pressão do hidrogênio diatômico representam grandes variações na porcentagem de gás dissociado.

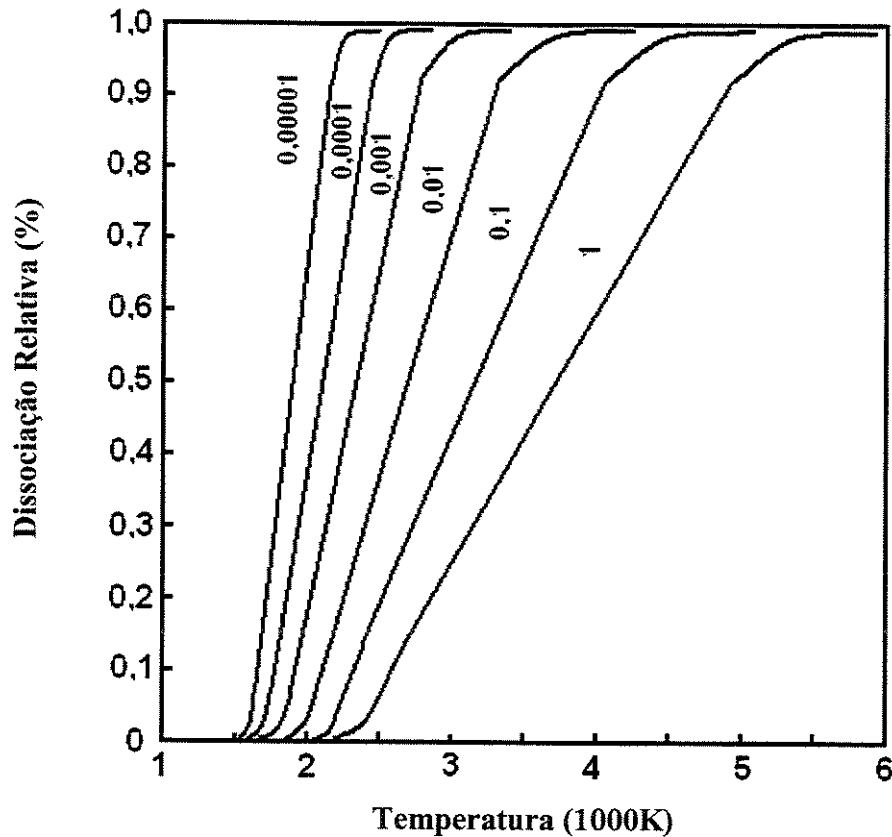


Figura 2.4 – Porcentagem de hidrogênio dissociado em função da pressão parcial e da temperatura (adaptado de Gedeon & Eagar, 1990)

Ainda na Figura 2.4, pode ser observado que, ao ser estabelecida uma temperatura de dissociação de 3000K, quando existe uma diminuição na pressão de hidrogênio, aumenta a quantidade de hidrogênio dissociado. No entanto, à medida que existe maior quantidade de hidrogênio dissociado nas altas temperaturas do arco plasma, pode existir maior quantidade de hidrogênio disponível para ser absorvido pela poça de fusão e com isto, aumentar a susceptibilidade ao trincamento da junta soldada.

2.3.1.4 – Absorção de hidrogênio pela poça de metal fundido

O hidrogênio pode ser introduzido na poça de fusão da junta soldada através de um grande número de fontes. Ele está presente em um baixo nível em todos os aços na forma atômica, seja em solução sólida ou em forma molecular, em locais apropriados dentro do aço, como inclusões e

cavidades. Isso ocorre tanto no metal de base quanto nos materiais usados como consumíveis em soldagem.

A contaminação da superfície dos metais a serem soldados com graxas, tintas, óxidos, entre outros, é uma importante fonte de materiais hidrogenados. Também pode ser verificado na literatura (Dickerhut & Hotz, 1991; Kotecki, 1992; Golschmitz, Huisman & Verburg, 1993; Harwig, Longenecker & Cruz, 1999) que o hidrogênio pode ser introduzido em operações de soldagem pela umidade atmosférica, umidade do revestimento ou fluxo do eletrodo e componentes do revestimento ou fluxo, além da umidade que pode ser introduzida através do gás de proteção nos processos que utilizam este tipo de proteção.

Segundo Grong (1994), a concentração de hidrogênio difusível pode ser fortemente influenciada pelo processo de soldagem. Os processos SMAW, SAW e FCAW podem oferecer tanto altos como baixos teores de hidrogênio, dependendo da qualidade do fluxo e das condições de soldagem aplicadas. Os mais altos níveis de hidrogênio estão associados normalmente a eletrodos do tipo celulósicos, ácidos e rutilicos. Isto se deve à grande quantidade de asbesto, argila e rutilo presentes nos revestimentos ou fluxos. Os processos GTAW e GMAW, por sua vez, são classificados como processos de muito baixo e baixo hidrogênio, dependendo do tipo de gás de proteção e dos parâmetros operacionais de soldagem.

O processo de soldagem FCAW é considerado de baixo hidrogênio por vários pesquisadores, em particular quando são usados fluxo básico e proteção de Argônio + CO₂ (Welding Handbook, 1991). No entanto, uma certa quantidade de hidrogênio difusível estará presente na solda depois de realizada a operação de soldagem. Este teor residual de hidrogênio no material é provocado por fontes como umidade e compostos hidrogenados presentes no fluxo, presença na superfície do arame de resíduo de lubrificantes, condições atmosféricas durante a soldagem e teor de umidade do gás de proteção. A Tabela 2.2 apresenta a designação do IIW para o potencial de hidrogênio de consumíveis para soldagem.

Segundo Grong (1994) os menores conteúdos de hidrogênio difusível são obtidos quando são utilizados eletrodos básicos de baixa umidade, processos MIG/MAG e TIG. Os processos

com eletrodo revestido e eletrodo tubular podem oferecer tanto altos quanto baixos teores de hidrogênio, dependendo da qualidade do fluxo e das condições operacionais aplicadas. Os mais altos níveis de hidrogênio estão associados normalmente a eletrodos do tipo celulósicos, ácidos e rutilícos.

Tabela 2.2 – Potencial de hidrogênio de eletrodos para soldagem (adaptado de Lancaster, 1992)

Designação	Hidrogênio difusível
Muito baixo	Abaixo de 5ml/100g de metal depositado
Baixo	5-10ml/100g de metal depositado
Médio	10-15ml/100g de metal depositado
Alto	Acima de 15ml/100g de metal depositado

Resultados de pesquisas têm mostrado que, para o processo FCAW, a quantidade de hidrogênio difusível pode estar entre 0,99 e 7,26ml/100g de metal depositado (Lathabai & Stout, 1983). Por outro lado, Grong (1994) publicou valores de hidrogênio difusível que, dependendo do tipo de fluxo interno, pode variar na faixa de 11 a 22ml/100g para fluxos rutilícos e de 2,2 a 5,5ml/100g para eletrodos básicos.

Um aspecto importante no processo FCAW é a influência dos parâmetros de soldagem no nível de hidrogênio difusível. Segundo Domingues & Ros (1996), geralmente, a corrente de soldagem e a Distância Bico de Contato Peça (DBCP) exercem importante influência sobre a variação do nível de hidrogênio difusível. Ainda segundo os autores, à medida que a corrente aumenta, o nível de hidrogênio também aumenta; no entanto, para a DBCP, a influência ocorre de forma inversa, ou seja, quando ela aumenta, o teor de hidrogênio da junta diminui. O estudo de Kiefer (1996) além de confirmar a hipótese de Domingues e Ros (1996), acrescenta que a tensão do arco, quando aumenta, provoca um aumento no nível de hidrogênio.

Harwig, Longenecker & Cruz (1999) desenvolveram um extenso estudo sobre o efeito dos parâmetros de soldagem no conteúdo de hidrogênio difusível no processo FCAW-SG. Segundo os autores, o conteúdo de hidrogênio difusível aumenta quase que linearmente com o aumento da corrente de soldagem. O conteúdo de hidrogênio difusível do arame tubular E71T-1 aumentou de

2,3ml/100g a 140A para aproximadamente 11,6ml/100g a 345A. Para a DBCP foi verificada uma diminuição no conteúdo de hidrogênio difusível com o seu aumento. O perfil de temperatura na extensão do eletrodo pode ser o responsável por esse efeito.

Hooijmans & Ouden (1996), ao escrever sobre a absorção de hidrogênio durante a fusão do arco, citam que a quantidade total de hidrogênio absorvido depende da pressão parcial desse elemento no arco e da temperatura da poça de metal líquido. O hidrogênio absorvido é rapidamente difundido para o interior do material incluindo a zona afetada pelo calor da junta soldada. Algumas quantidades desse hidrogênio evoluem para a atmosfera através da superfície.

Grong (1994) propõe um modelo simples para analisar a absorção e difusão de hidrogênio no arco de soldagem, que pode ser observado na Figura 2.5.

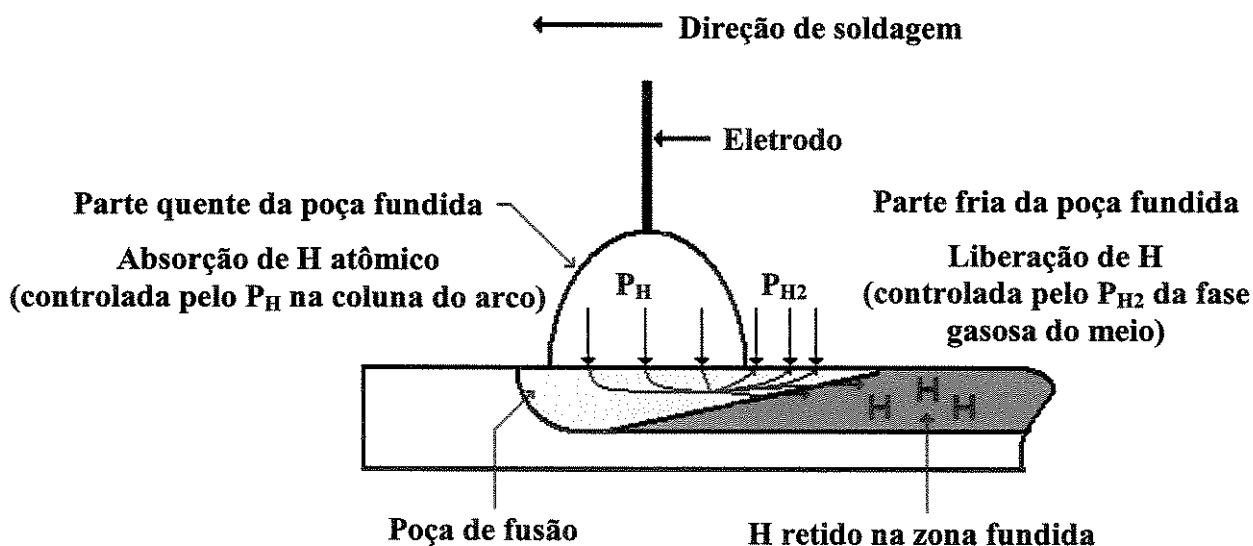


Figura 2.5 – Modelo ideal da reação para absorção e liberação de hidrogênio em soldagem a arco (adaptado de Grong, 1994)

Na Figura 2.5 podem ser observadas: uma zona de entrada de altas temperaturas, caracterizada pela absorção de hidrogênio atômico da atmosfera do arco e uma zona de liberação de hidrogênio, de menor temperatura, na qual a resistência à evolução do hidrogênio é suficientemente pequena para manter o total equilíbrio químico entre o metal líquido e a fase gasosa do ambiente.

Segundo Grong (1994), o conteúdo de hidrogênio residual na junta pode ser proporcional à raiz quadrada da pressão parcial inicial do hidrogênio diatômico no gás de proteção, de acordo com a lei de Sievert's.

Hooijmans & Ouden (1996) determinaram que o tempo de resfriamento, a partir da extinção do arco na solda em amostras de ferro puro, tem um papel fundamental na quantidade de hidrogênio residual. Eles mostraram que entre 40% e 60% da quantidade de hidrogênio absorvida pode ser liberada para a atmosfera durante o resfriamento.

Coe (1986) introduziu o parâmetro de hidrogênio potencial que pode, através de ensaios de laboratório, caracterizar qualquer consumível de soldagem. O hidrogênio potencial representa o total de hidrogênio presente nos consumíveis que pode potencialmente penetrar na poça de fusão da junta soldada. O uso deste conceito deixa claro que nem todo o hidrogênio presente nos materiais de soldagem se difunde para o interior da junta, mas quanto maior o nível de hidrogênio potencial, maior será o hidrogênio difundido no material.

2.3.1.5 – Difusividade do hidrogênio nos aços

A alta difusividade que o hidrogênio possui nos aços, torna difícil a sua localização experimental. No entanto, têm sido usadas soluções analíticas e numéricas com bons resultados para determinar sua distribuição nas regiões susceptíveis à trinca a frio em juntas soldadas de aços. As soluções numéricas através do método dos elementos finitos são as mais usadas.

De acordo com Boellinghaus et al. (1995), o coeficiente de difusão de hidrogênio (D) é o fator mais crítico de controle, pois, além da temperatura, depende de outros fatores internos do material, do estado da superfície e, no caso, do processo de soldagem. Desde que foram publicadas as primeiras equações contínuas e dependentes da temperatura, para a determinação do coeficiente de difusão do hidrogênio em ferro puro α e γ (Equações 2.2 e 2.3), várias pesquisas têm sido desenvolvidas para determinar este coeficiente em aço, mas estas abrangem uma faixa estreita de temperatura ou abordam apenas alguns efeitos especiais.

$$D = 0,076e^{\left(\frac{-1150}{T}\right)} \quad (\text{mm}^2/\text{s}) \text{ para o ferro } \alpha \quad (2.2)$$

$$D = 1,5e^{\left(\frac{-6000}{T}\right)} \quad (\text{mm}^2/\text{s}) \text{ para o ferro } \gamma \quad (2.3)$$

Segundo Carvajal Fals (1999), a primeira análise ampla sobre a influência da maioria dos fatores no coeficiente de difusão do hidrogênio foi realizada por Coe (1973). Recentemente, Boellinghaus et al. (1995) realizaram uma avaliação dos fatores que afetam a difusividade do hidrogênio e a distribuição de hidrogênio em soldas nas temperaturas inferiores à de solidificação em aços estruturais de baixo carbono. Na Figura 2.6 são mostrados os fatores mais importantes que, segundo estes autores, determinam o comportamento da difusividade do hidrogênio nas juntas soldadas destes materiais.

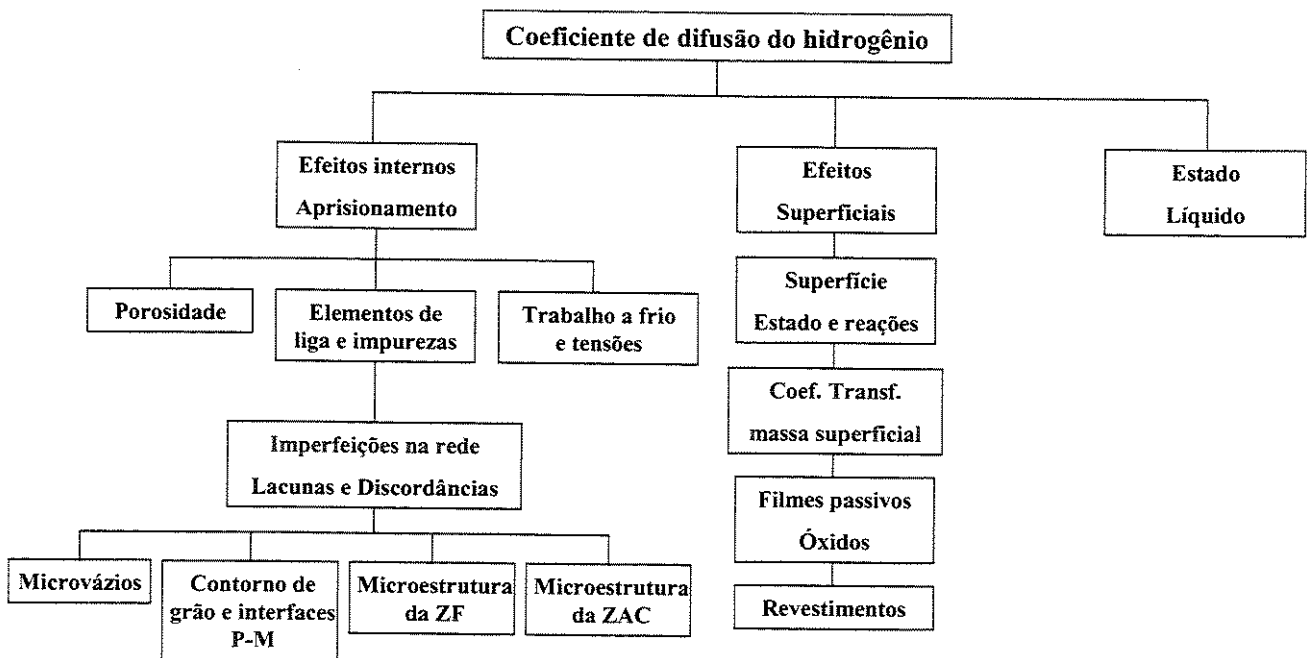


Figura 2.6 – Principais fatores que influenciam na difusividade do hidrogênio em aços ARBL (adaptado de Boellinghaus et al.1995)

A literatura (Grong, 1994; Boellinghaus et al.1995; Carvajal Fals, 1996) explica como cada fator influencia a difusão do hidrogênio em juntas soldadas de aços.

2.3.1.6 – Análise da difusividade do hidrogênio em juntas soldadas

A mecânica da fratura estabelece claramente que, em determinadas condições, quando o fator de intensidade de tensão alcança um nível crítico, uma trinca frágil se forma e se propaga rapidamente. Segundo Carvajal Fals (1999), em juntas soldadas foi comprovado que no fenômeno de trincamento a frio as trincas formadas se propagam de forma descontínua. Portanto, é necessário alcançar, além da tensão crítica, um valor crítico de teor de hidrogênio na ponta da trinca para que esta se propague, o que é caracterizado por um tempo de incubação de hidrogênio (difusão de hidrogênio das regiões vizinhas).

Segundo Yurioka & Suzuki (1990), quando existem condições de tensão triaxiais na ponta da trinca, e esta é de natureza trativa, a rede cristalina se expande, aumenta o parâmetro de rede e facilita a difusão do hidrogênio para esta região. Quando se explica o fenômeno de trincamento a frio, há uma relação confirmada entre a tensão crítica da junta e o nível de hidrogênio. A medida que um deles aumenta, o outro pode ser menor para chegar ao trincamento na região mais susceptível - microestruturalmente - da junta soldada, o que tem sido comprovado em várias pesquisas, através de testes de restrição internas e externas.

2.3.1.7 – Métodos de medida do hidrogênio difusível em soldas

Os métodos de medida do hidrogênio difusível em juntas soldadas permitem avaliar consumíveis ou processos de soldagem, determinando quanto hidrogênio pode se difundir através da poça de fusão, facilitando a identificação de fontes potenciais de hidrogênio e a classificação dos diferentes materiais de soldagem. Estes métodos fornecem os valores iniciais para cálculo das temperaturas de preaquecimento e de tratamento térmico para remoção de hidrogênio após soldagem.

Um consumível de soldagem também pode ser classificado através da medida da quantidade de hidrogênio potencial contida no revestimento ou fluxo. Entretanto, a medida do hidrogênio difusível é mais interessante quando se analisa o fenômeno de trincamento induzido por esse elemento, pois existe uma parte do hidrogênio potencial que não é difundido para o

metal fundido, devido às reações químicas provocadas por elementos presentes nos consumíveis. É necessário entender, também, que os valores de hidrogênio difusível, obtidos pelos métodos usados para estes fins não representam, na maioria dos casos, a quantidade real à temperatura ambiente, devido às diferentes condições de resfriamento. Normalmente, o valor medido no método é maior que os valores reais presentes nas juntas soldadas, citado na literatura como hidrogênio residual.

Segundo Grong (1994) e Carvajal Fals (1999), os métodos para medida do hidrogênio difusível mais comumente usados e recomendados pelas diferentes normas internacionais são:

⇒ Método do mercúrio – do Instituto Britânico de Soldagem (BWRA), adotado pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) e normalizado segundo a ISO 3690-1977;

⇒ Método da cromatografia gasosa – desenvolvido pelo Instituto de soldagem elétrica E. O. PATON.

Nos métodos citados, o hidrogênio é liberado de um corpo de prova que é colocado em um tubo coletor originalmente cheio de líquido ou numa cápsula hermeticamente fechada, durante um período de tempo, a uma dada temperatura. O hidrogênio difusível é expresso em ml/100g de metal depositado ou ml/100g de metal fundido.

Segundo Kotecki (1992), em seu trabalho sobre reconsideração nos procedimentos de medição de hidrogênio em juntas soldadas de aços de baixa liga, os consumíveis para soldagem podem ser classificados, quando testados de acordo com a norma ANSI/AWS A4.3, com as seguintes designações, dependendo dos valores de hidrogênio difusível:

- H16 – para consumíveis que produzem menos de 16ml/100g;
- H8 – para consumíveis que produzem menos de 8ml/100g;
- H4 – para consumíveis que produzem menos de 4ml/100g.

Esta classificação é empregada para eletrodos revestidos de médio carbono e baixa liga (ANSI/AWS A5.1 e A5.5), arames e fluxos para solda com arco submerso de aço de médio

carbono e baixa liga (ANSI/AWS A5.17 e A5.23), arames para soldagem com gases protetores de aços médio carbono e baixa liga (ANSI/AWS A5.18 e A5.28) e arames tubulares para aços de médio carbono e baixa liga (ANSI/AWS A5.20 e A5.29).

2.3.2 - Efeito do nível de tensão no material após o processo de soldagem na TIH

As transformações de fase, contração térmica e restrição mecânica que sofrem as juntas soldadas causam tensões que influenciam na ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio. As transformações de fases provocam dilatação e o grau desta depende do pico de temperatura atingido durante o processo de soldagem e do tamanho de grão inicial na região. A maior dilatação é obtida na transformação austenita-martensita e corresponde a 4 % do volume, o que significa 1,4 % de deformação linear, e causa grande variação na tensão residual. A contração térmica se deve à solidificação e à contração do metal já solidificado e ocorre tanto na direção longitudinal como transversal, resultando na deformação da junta.

Segundo Lancaster (1992), a tensão ou deformação desenvolvida na junta soldada pode resultar de uma auto-restrição, restrição externa ou ainda uma combinação delas. A auto-restrição é causada pela construção local da solda relacionada a sua vizinhança imediata e pela deformação local gerada pela transformação de fases. A restrição interna pode resultar em uma tensão próxima ao limite de escoamento do metal de solda. A restrição externa se deve à estrutura, que pode ser inflexível ou não estar de acordo com o projeto. Com a aplicação de uma tensão externa e um nível de hidrogênio crítico, o fenômeno de trincamento acontece muito mais facilmente.

2.3.3 - Susceptibilidade das microestruturas a trincas induzidas pelo hidrogênio

Na análise microestrutural do metal de solda e da zona afetada pelo calor, a formação de microestruturas susceptíveis à fragilização ocorre com facilidade devido à grande variação nas taxas de resfriamento. A microestrutura da ZAC e do MS influenciam significativamente nas trincas assistidas por hidrogênio. Microestruturas martensíticas, bainíticas, ferritas de contornos de grão e ferritas com segunda fase alinhadas são mais sensíveis a este fenômeno (Grong, 1994).

2.3.4 - Trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda dos aços ARBL

Nos aços de construção de alta liga, o fenômeno de TIH está localizado principalmente na ZAC da junta soldada. Nos últimos anos, com o desenvolvimento dos aços ARBL, as trincas a frio têm-se localizado com maior frequência no metal de solda (Vuik, 1993). Isto está baseado, entre outros fatores, segundo Svensson (1994), na maior temperatura de transformação desses aços, devido ao menor teor de carbono e elementos de liga presentes nos aços ARBL; como consequência, a transformação austenita – ferrita da ZAC ocorre antes da total transformação do MS. Como pode ser observado no esquema representativo da Figura 2.7, quando o MS se transforma em ferrita, a força motriz para difusão de hidrogênio do MS para a ZAC é relativamente pequena e os átomos de hidrogênio são retidos no MS, provocando a ocorrência do fenômeno de TIH.

A maior susceptibilidade do MS dos aços ARBL às trincas assistidas por hidrogênio que a ZAC tem sido analisada por diversos pesquisadores (Liu & Bracarense, 1994; Vuik, 1993; Ventrela, Alcântara & Evans, 1996). A composição química e microestrutura têm sido os fatores característicos mais analisados.

Na decomposição da austenita, a primeira fase a se formar é a ferrita de contorno de grão, e por ser frágil e estar associada aos contornos de grão, o trincamento a frio pode estar associado a esta fase (Vuik, 1993).

Segundo Liu & Bracarense (1994), ao diminuir o insumo de calor ou aumentar a taxa de resfriamento, é possível controlar a ferrita de contorno de grão. Entretanto este método pode ter como consequência a formação das fases como martensita e bainita, que diminuem a tenacidade do MS e, portanto, aumentam a sensibilidade ao TIH. Uma outra forma de controlar a formação de ferrita de contorno de grão é conseguida pela adição de elementos microligantes, contexto em que o boro tem executado um papel muito importante.

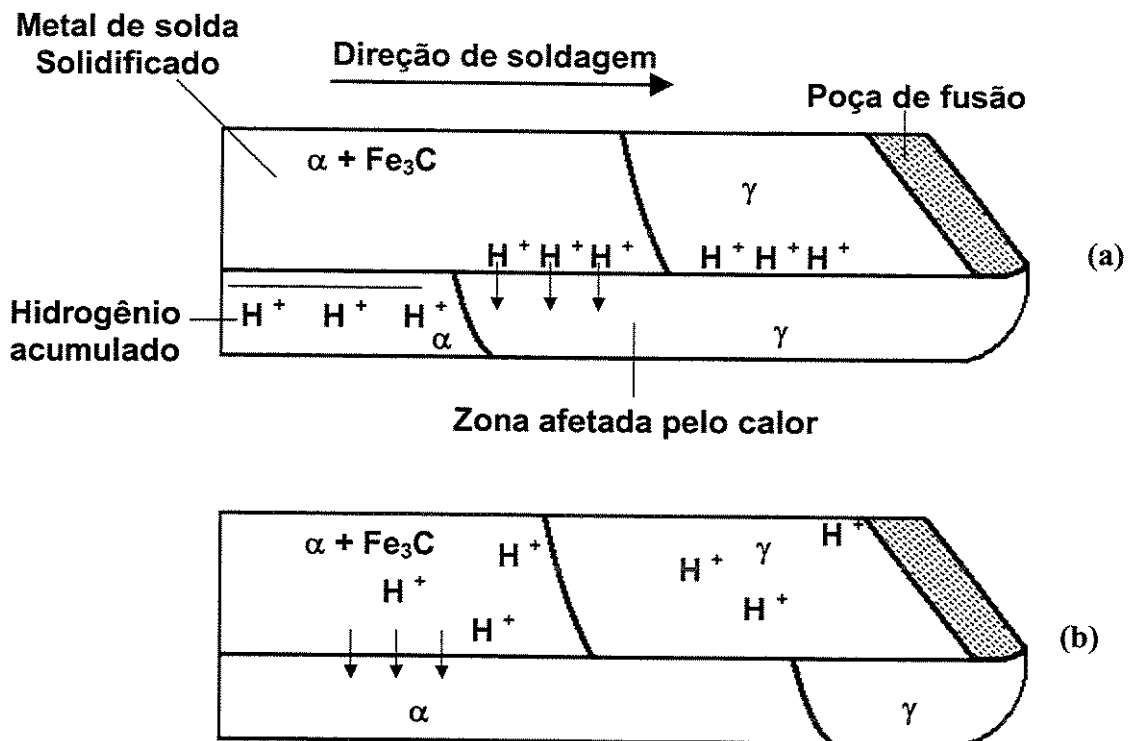


Figura 2.7 – Fluxo de hidrogênio do MS para a ZAC devido à concentração e solubilidade; (a) aços ao carbono convencionais – transformação austenita-ferrita ocorre em temperaturas menores na ZAC que no MS e (b) aços ARBL – a temperatura de transformação austenita-ferrita é maior na ZAC que no MS (adaptado de Svensson, 1994)

A ferrita acicular forma-se normalmente mais tarde nas regiões intergranulares, as quais apresentam uma microestrutura de granulação mais fina e entrelaçada, que resulta em melhores propriedades mecânicas (tenacidade) que a ferrita de contornos de grão. Ventrela, Alcântara & Evans (1996) explicam que a melhor combinação de resistência mecânica e tenacidade é obtida quando está presente no MS uma microestrutura de ferrita acicular fina, que aumenta a resistência à fratura por clivagem. Portanto, qualquer fator que provoque um aumento na quantidade de ferrita acicular é benéfico para as propriedades do MS

O titânio em pequenas porcentagens tem um marcante efeito na microestrutura do MS, podendo formar óxidos, nitretos ou carbonetos e favorecer a formação de ferrita acicular. O nióbio, muito usado para diminuir o tamanho do grão ferrítico em aços baixa liga, possui um

efeito prejudicial no MS de juntas soldadas destes materiais, já que aumenta a dureza e a resistência e diminui a tenacidade. Deve, portanto, ser mantido nos menores níveis possíveis.

Segundo Vuik (1993), a influência dos fatores que afetam o trincamento a frio no MS estão bem caracterizados, ou seja, está claro que com o aumento do nível de hidrogênio, a restrição na junta e o limite de resistência do MS, o risco de acontecer a formação de trincas é maior. No entanto, o autor propõe um estudo mais aprofundado das características deste fenômeno no metal de solda dos aços ARBL, por apresentarem juntas soldadas com comportamento microestrutural diferentes.

2.3.5 – Tipos e morfologia (modos de fraturas) de trincas induzidas pelo hidrogênio

As trincas induzidas pelo hidrogênio em juntas soldadas podem ser classificadas de acordo com diferentes fatores:

- ⇒ trincas no metal de solda ou na zona afetada pelo calor – em relação ao local de início;
- ⇒ microtrincas ou macrotrincas – determinadas pelo tamanho;
- ⇒ trincas longitudinais ou transversais – em função da direção de propagação em relação a direção de soldagem;
- ⇒ trinca de raiz (root cracking), trincas na interface sólido líquido de juntas com chanfros (toe cracking), trinca de raiz em solda de filete (heel cracking) ou trincas sob o cordão de solda (underbead cracking) – a depender do local de início e propagação;
- ⇒ trincas de restrição ou trincas de distorção – de acordo com a condição de restrição;
- ⇒ trincas a frio (cold cracking) – devido às que acontecem a baixas temperaturas, aproximadamente entre 200°C e -100°C;
- ⇒ trincas retardadas (delayed cracking) – devido às que ocorrem geralmente em um período compreendido entre alguns minutos até 48 horas após a soldagem.

Nos diferentes tipos de trincas induzidas pelo hidrogênio citados acima podem existir os seguintes modo de fratura: coalescência de microvazios ou alveolar (dimples – CMV), quase-clivagem (QC) e intergranular (IG). O micromecanismo de fratura CMV ocorre em grande

variedade de metais e ligas de todos os níveis e resistências e é caracterizado pela nucleação de microvazios que crescem e coalescem levando à ruptura. Os vazios nascem em um processo de nucleação, geralmente em precipitados e inclusões, mais precisamente em carbonetos, nitretos, carbonitretos e inclusões não metálicas; mas também em empilhamento de discordâncias ou precipitados coerentes com a matriz, ainda que esse tipo de nucleação seja considerado uma exceção (Ferrandini, 1997).

Segundo Yurioka & Suzuki (1990), o modo de fratura por QC é característico da fragilidade por hidrogênio. É observado que a orientação cristalográfica da fratura fragilizada por esse elemento é o plano {110}, similar à fratura frágil ou por clivagem. A fratura por QC apresenta facetas que têm ao redor dimples, o que mostra a existência de deformação plástica na propagação da trinca.

A fratura IG ocorre em alguns casos específicos, quando a força de coesão intergranular diminui ou quando o material é solicitado de forma a propiciar a ocorrência de fluência. O primeiro caso, em geral pode ser resultado da ação de uma atmosfera reativa, da presença de constituintes de baixo ponto de fusão como chumbo, estanho, cádmio, entre outros, ou altos teores de elementos como o hidrogênio, enxofre e fósforo nos contornos de grão (Ferrandini, 1997).

Segundo Carvajal Fals (1999), a cinética e morfologia de crescimento das trincas induzidas pelo hidrogênio são sensivelmente influenciadas pelas características microestruturais e outros fatores como nível desse elemento, temperatura e intensidade de tensões.

2.3.6 – TIH em juntas soldadas expostas ao sulfeto de hidrogênio (H₂S)

Aços para dutos que trabalham expostos a ambientes que contêm gases ácidos, como o H₂S, falham predominantemente por dois tipos de fenômenos: trincas induzidas pelo hidrogênio e trincas por corrosão sob tensão (TCS). Segundo Chatteraj, et al. (1995), enquanto o fenômeno de TIH é observado em componentes não solicitados e componentes sob tensões internas elásticas, TCS é observada em componentes que trabalham tensionados.

Segundo Lima (2002), a ação do hidrogênio sobre o aço em equipamentos que trabalham expostos a meios contendo o H_2S ocorre através da remoção de átomos de ferro da superfície do aço (corrosão propriamente dita) e também através da absorção e difusão de átomos de hidrogênio através da rede cristalina do aço (fragilização pelo hidrogênio). O termo sulfeto de hidrogênio é usado por diversos pesquisadores (Omweg et al., 2003; Carneiro, Ratnapuli & Lins, 2003), mas na literatura encontram-se outras denominações como: gás sulfídrico, hidrogênio sulfurado, ácido hidrossulfúrico e sulfeto de diidrogênio.

A presença do H_2S , algumas vezes, é quase inevitável como contaminante em operações industriais. A entrada de hidrogênio no metal ocorre principalmente em ambientes umedecidos à base de H_2S , os quais estão entre os mais agressivos. Uma substancial porção de óleo cru (petróleo), gás natural, lama refratária mineral e água de poços profundos manipulados pela indústria podem ser caracterizados como "ácidos" porque eles contêm H_2S umedecido numa magnitude significativa.

Quando o H_2S é dissolvido em água, a solução tem fraca acidez; mas é o suficiente para reagir com o ferro do aço e gerar íons de hidrogênio nas áreas catódicas de ataque. Além disso, o H_2S também atua como um catalisador para promover a absorção do H_2 pelo metal. Uma solução aquosa de H_2S é tão eficaz em promover a absorção de hidrogênio pelo aço que diversos tipos de danos por H_2 podem ocorrer. Além da TIH e TCT podem ser encontrados em metais expostos a ambientes que contêm H_2S um ou mais danos como enfraquecimento por hidrogênio e trinca sob tensão por hidrogênio, entre outros (Linnert, 1994).

Quando o hidrogênio atômico é adsorvido na superfície metálica, normalmente ocorre a difusão deste para o interior do material, fazendo com que esse material se fragilize. Esta difusão é muito rápida em temperaturas relativamente baixas.

Na literatura não existe um consenso sobre a forma pela qual o H_2S participa das reações. Diversos autores acreditam que, ao menos o H_2S funciona como agente catalisador, seja através da ionização ou através da formação de um complexo intermediário do tipo $Fe (H_2S)_{ads}$, como mostram as seguintes reações (Lima, 2002):

⇒ Ionização



⇒ Complexo intermediário $\text{Fe}(\text{H}_2\text{S})_{\text{ads}}$



Em ambos os casos observa-se que o H_2S é regenerado ao final das reações, portanto atua como um catalisador no processo de corrosão. Nas reações catódicas, por sua vez, envolvem a redução de íons de hidrogênio (H^+), favorecendo o fenômeno de fragilização, como mostra as reações a seguir:



A reação apresentada na Equação (2.12) é a etapa controladora do processo. O ânion HS^- age como um envenenador catalítico da reação de recombinação dos átomos de hidrogênio, causando um retardamento na cinética desta reação e aumentando a concentração de átomos de hidrogênio adsorvido na superfície metálica. Assim, a sua absorção para o interior do aço é favorecida.

As variáveis ambientais que mais influenciam na absorção do hidrogênio são: pH, temperatura e concentração de H_2S . O aumento do pH provoca a redução da taxa de penetração através de membranas de aço e diminui o efeito fragilizante do hidrogênio. A susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio tem um máximo em torno de 23°C e acima de 90°C não ocorre

devido à pouca solubilidade do H₂S na água. O aumento da concentração de H₂S aumenta a taxa de permeação do hidrogênio no aço e reduz, assim, o tempo e a tensão limite para sua ruptura.

Estudos têm sido desenvolvidos para avaliar a susceptibilidade de aços e suas juntas soldadas, incluindo aços API, aos fenômenos de TCT e TIH na presença do H₂S (Chattoraj, 1995; Tsay, Chen & Chan 2001; Albarran et al., 2002). Silveira e Silva & Carvalho (2000) analisaram o comportamento dos aços API X70 e X80, soldados pelos processos TIG nos dois primeiros passes (raiz e enchimento) e eletrodo revestido nos demais passes, quanto à corrosão sob tensão na presença de H₂S, segundo a norma NACE TM 0177 (1996) - Método A. Os autores concluíram que os aços X70 e X80 mostraram-se resistentes a este tipo de fissuração.

Silva et al. (2001) estudou a soldabilidade de aços API 5L X70 e X80 em tubos sem costura temperados e revenidos, para aplicação com exposição ao H₂S. Foram realizados ensaios de resistência à tração, em que pode ser observado que a ruptura ocorreu sempre no metal de base. Ensaio de impacto Charpy também foram realizados nas juntas soldadas. Segundo os autores, os resultados foram satisfatórios para a soldagem de aços X70 e X80.

Tsay, Chen & Chan (2001) avaliaram o comportamento em relação à fratura de juntas soldadas do aço API 5L X65, pelo processo com eletrodo revestido. O conjunto soldado foi avaliado ao ar livre e numa solução saturada de H₂S, preparada de acordo com a norma NACE TM0177 (1996). Os resultados mostraram que as fraturas ocorreram sempre no metal de solda, e que na presença da solução de H₂S, uma significativa degradação das propriedades de tração da solda foi encontrada. Foi observada também uma leve diminuição na resistência à tração e uma notável baixa na ductilidade das placas de aço, testadas na solução de H₂S, em contraste com aquelas testadas ao ar.

Carneiro, Ratnapuli & Lins (2003) avaliaram a influência da composição química e microestrutura de aços API sobre a sua resistência ao TIH e TCT na presença do H₂S. Os autores concluíram que a microestrutura bainita-martensita temperada e revenida homogênea e refinada tiveram o melhor desempenho com respeito a ambos fenômenos.

O desempenho de conjuntos soldados de aço usados em ambientes contendo H_2S , tais como aplicações em campos de óleo e gás, preocupação principal de diversos pesquisadores, é de grande interesse para engenheiros e metalurgistas. O fenômeno de TIIH em metais de solda expostos a ambientes contendo H_2S tem sido amplamente investigado. No entanto apenas informações limitadas estão disponíveis na literatura (Huang, Lee & Tsai, 1999).

2.3.7 - Testes para avaliação de trincas induzidas pelo hidrogênio

A susceptibilidade de juntas soldadas ao trincamento induzido pelo hidrogênio é avaliada por testes desenvolvidos e classificados como diretos e indiretos. Os testes diretos são auto-restritivos e possuem a grande vantagem de representarem melhor uma situação real e permitirem que os resultados dos testes sejam mais facilmente aplicados. Segundo Vuik (1993), os testes diretos, de forma geral, se caracterizam por serem realizados em corpos de prova entalhados sob cargas ou deformação constante.

Nos testes indiretos uma restrição externa é aplicada ao corpo de prova durante o ensaio. Estes permitem uma rápida avaliação da junta soldada e possuem a vantagem da tensão aplicada estar associada ao teste. Os testes indiretos 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 (Carvajal Fals, 1999).

A Tabela 2.3 apresenta um sumário dos principais testes publicados na literatura para avaliar trincas induzidas pelo hidrogênio, correlacionados à restrição e à localização da trinca. Pode ser observado na Tabela 2.2 que vários testes que enfocam a avaliação de trincas de hidrogênio no metal de solda têm sido desenvolvidos em cada categoria (restrição externa e auto-restritivo). Esta revisão se limitará ao enfoque do teste G-BOP.

O crescente interesse pelo trincamento induzido pelo hidrogênio no metal de solda instigou o desenvolvimento de um teste simples e barato que foi denominado teste G-BOP (gapped bead-on-plate). O teste G-BOP foi desenvolvido em 1974 por Graville & McParlan (1974) e é constituído por 2 blocos de aço com dimensões de 100mm x 125mm x 50,8mm. Um dos blocos

tem um entalhe de 0,75mm usinado numa das faces. Para executar ensaios de trincamento induzido pelo hidrogênio, os dois blocos são fixados um ao outro por um apropriado dispositivo de fixação, geralmente um grampo, para prevenir que não ocorram movimentos relativos, enquanto um cordão de solda de 100mm é depositado sobre eles na região do entalhe, conforme é mostrado na Figura 2.8.

Tabela 2.3 – Sumário dos testes de trincas de hidrogênio em juntas soldadas (adaptado de Marianetti, 1998 e Carvajal Fals, 1999)

Teste	Restrição	Localização da trinca
Augmented strain cracking - ASC	Externa	ZAC / MS
Constant load rupture – CLR	Externa	ZAC
Controlled thermal severity - CTS	Externa	ZAC
Gapped bead on plate - G-BOP	Alto	MS
Implant test	Externa	ZAC / MS
Lehigh restraint test	Externa	ZAC / MS
Longitudinal bead-tensile cracking – LB-TRC	Externa	MS
Longitudinal bend cracking – LBC	Externa	MS
Rigid restraint cracking – RRC	Externa	ZAC / MS
Tensile restraint cracking – TRC	Externa	ZAC / MS
Y-Groove – Tekken	Alto	ZAC / MS

Após a soldagem, os blocos são mantidos fixos por 48 horas. Em seguida o grampo é retirado e a porção de solda sobre o entalhe usinado é aquecida por uma tocha de oxigás, até o rubro. O corpo de prova é deixado em repouso até resfriar; após 24 horas o corpo de prova é aberto. O aquecimento tem a função exclusiva de revelar a região previamente trincada. Após a abertura do corpo de prova, faz-se uma inspeção visual na seção transversal do cordão de solda. Quando a seção transversal (região da quebra) do cordão de solda apresentar duas superfícies, uma colorida (oxidada) que corresponde à trinca de hidrogênio e outra mostrando uma fratura recente, resultante da abertura do corpo de prova, significa que uma trinca estava presente no cordão de solda antes do aquecimento (McParlan & Graville, 1974; Chakravarty & Bala, 1989; Davidson, 1995; Adonyi, 2000; Atkins et al., 2002).

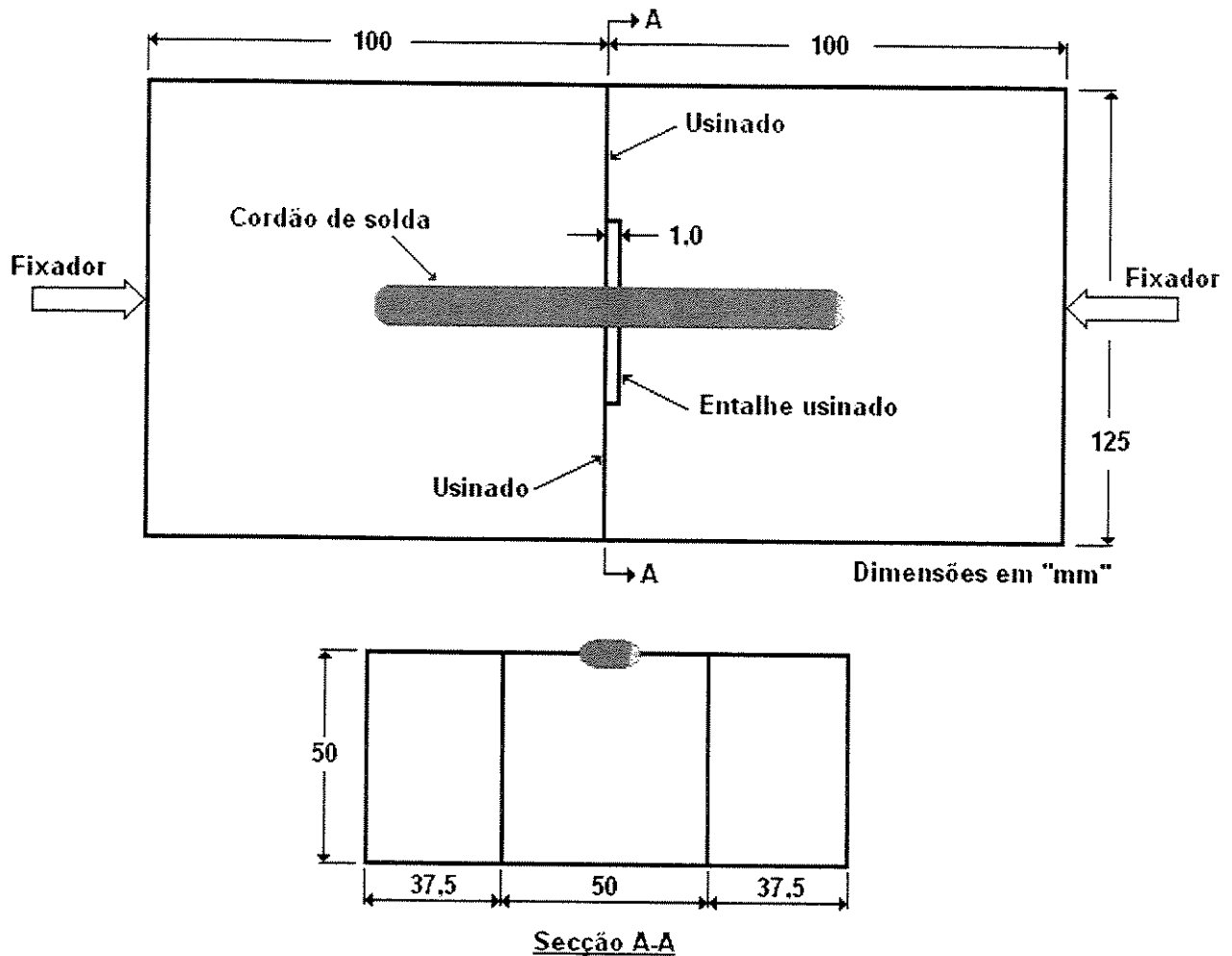


Figura 2.8 - Esquema representativo do teste G-BOP (adaptado de McParlan & Graville, 1975)

O teste G-BOP é um "teste auto-restritivo", pois a grande espessura dos blocos aplica uma alta taxa de resfriamento no cordão de solda ensaiado, que é responsável pela magnitude da tensão residual na raiz do cordão de solda. Um momento fletor (dobramento) se desenvolve quando tensões residuais internas no cordão de solda são desviadas a partir do eixo neutro dos blocos, criando assim um momento (força x braço) que causa uma tensão adicional durante o resfriamento dos blocos e induz à formação de trincas no metal de solda (Adonyi, 2003).

Segundo Atkins et al. (2002) citando Adonyi (1998), as trincas induzidas por hidrogênio em soldas de aço ARBL têm sido extensivamente avaliadas, com a utilização do teste G-BOP. Este teste tem sido escolhido dentre os muitos testes de soldabilidade por apresentar um grande potencial para avaliar trincas a frio no metal de solda. As principais vantagens deste teste são:

- baixo custo, quando comparado a outros testes;
- simplicidade e confiabilidade na quantificação da susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio na zona do metal de solda;
- aplicação para estabelecer níveis mínimos de temperaturas de preaquecimento.

Vários pesquisadores têm usado o teste G-BOP com algumas modificações no projeto do teste ou têm usado procedimentos um pouco diferentes daquele descrito e proposto por Graville & MacParlan (1974). O mais recente procedimento, apresentado por Marianetti (1998), é apresentado a seguir:

1. Usinar os blocos com as configurações apresentadas na Figura 2.8;
2. Jatear os blocos com areia para eliminar todos os contaminantes que possam influenciar nos resultados da trinca;
3. Limpar os blocos com acetona;
4. Montar o corpo de prova, prendendo os blocos com um grampo ou dispositivo apropriado e aplicar um torque de 150N.m;
5. Se for aplicar preaquecimento, as amostras devem ser preaquecidas a aproximadamente 15°C acima da temperatura desejada;
6. Depositar um cordão de solda de 100mm de comprimento transversalmente à abertura do entalhe;
7. Após aproximadamente 20 horas, aquecer a porção do cordão de solda sobre a abertura do entalhe, até o vermelho rubro por aproximadamente 1,5 minutos usando uma tocha oxigás;
8. Depois que resfriar, remover o grampo de fixação da amostra e abrir o corpo de prova, quebrando a solda;
9. Inspeccionar a seção transversal do cordão de solda e, observada a presença de trinca, medir a área correspondente à trinca.

O procedimento apresentado por Marianetti (1998) difere do procedimento original do teste, principalmente nos tempo de avaliação da trinca. Esse procedimento foi proposto pelo autor após ser observado que poucos trabalhos para verificar se a geometria dos blocos e procedimento

do teste G-BOP estavam otimizados com respeito à minimização das variações nos resultados deste.

Apesar do mais recente procedimento apresentado por Marianetti (1998), a literatura (Athinks, 2002; Adonyi, 2000) ainda prefere o procedimento original proposto por Graville & MacParlan (1974). As razões para a escolha da geometria dos blocos e procedimentos do teste são discutidas na literatura (Graville & MacParlan, 1974; MacParlan & Graville, 1975; Marianetti, 1998).

2.3.7.1 – Dimensões dos blocos do teste

Em muitos trabalhos publicados (MacParlan & Graville, 1976; Hart, 1986; Hannerz & Limu, 1996) foram usados blocos com as dimensões originalmente propostas por Graville & MacParlan em 1974. No entanto Chakravarty & Bala (1989) usaram blocos com dimensões de 115mm x 115mm x 61mm. A razão para estas mudanças nas dimensões não estão claras, mas elas podem ter sido usadas para acomodar melhor os altos insumos de calor dos processos de soldagem. Porém, segundo MacParlan & Graville (1975), as dimensões originalmente propostas já são suficientes para evitar mudanças significantes na temperatura global dos blocos.

2.3.7.2 – Largura do entalhe

A literatura não esclarece porque um entalhe com uma largura de 0,75mm foi escolhido. Os autores do teste alegam que a forma do cordão de solda pode tornar-se mais irregular se forem usados entalhes com dimensões maiores e, conseqüentemente, contribuir para a obtenção de resultados menos reproduzíveis (Marianetti, 1998).

2.3.7.3 – Torque ou força de fixação do grampo

Apenas quatro estudos definem o torque ou força usada para prender os blocos no teste (Marianetti, 1998; Hannerz & Xu, 1993; Hannerz & Limu, 1996; Chakravart & Bala, 1989). Graville (1996) não especificou um torque ou força a ser aplicado nos blocos do teste; pois,

provavelmente o autor considerou a hipótese de que o tipo de fixação e a magnitude da força aplicada não devem ser significantes para o resultados do teste. Nenhum trabalho a respeito do efeito da força de compressão dos blocos foi publicado.

2.3.7.4 – Tempo do ensaio

A literatura não é consensual quanto ao tempo que deve ser usado nos ensaios do teste G-BOP. Várias divergências têm sido observadas nos períodos de tempo adotados entre a soldagem, a retirada do grampo, o aquecimento da solda na região do entalhe e a abertura do corpo de prova (MacParlan & Graville, 1975; Chakravart & Bala, 1989; Marianetti, 1998).

Segundo Marianetti (1998), vários estudos admitem diferentes períodos de tempo para a ocorrência de trincas de hidrogênio. No teste G-BOP é muito importante a seleção do tempo apropriado para execução do ensaio, tanto para assegurar que o processo de trinca tenha sido completado como também para minimizar o tempo necessário para o teste.

2.3.7.5 – Calor para coloração da trinca

Uma outra questão levantada é a influência do calor usado para coloração da trinca - aplicado pontualmente na porção do cordão de solda sobre o entalhe - sobre os resultados do teste. MacParlan & Graville (1975) realizaram experimentos para medir a resistência elétrica na seção transversal de cordões de solda ensaiados antes e após a aplicação do calor usado para colorir a trinca de hidrogênio. Eles concluíram que o calor de coloração não alterou o tamanho da trinca, nem induziu a ocorrência de trincas que não existiam.

Não existe uma temperatura específica para o calor de coloração da trinca. A literatura recomenda que a porção do cordão de solda sobre o entalhe seja aquecida até um vermelho rubro (Athinks, 2002; Adonyi, 2000; MacParlan & Graville, 1975).

2.3.7.6 – Quantificação e apresentação dos resultados do teste

Os resultados do teste G-BOP são quantificados como a porcentagem do total da área da seção transversal do cordão de solda que apresenta a trinca de hidrogênio, representada por uma região colorida. Em muitos estudos, não está especificado como a medida da trinca de hidrogênio é realizada. Hart (1986) especificou que a porcentagem de trinca era visualmente estimada.

De acordo com Marianetti (1998), a literatura quantifica as trincas de hidrogênio em termos de:

- trinca à temperatura ambiente – RTC (room temperature cracking), este parâmetro mede simplesmente o percentual de trinca em um teste realizado sem preaquecimento ou à temperatura ambiente;
- temperatura de preaquecimento para 10% de trinca - 10% CPT (crack preheat temperature), este parâmetro define a temperatura de preaquecimento requerida para se obter 10% de trincas de hidrogênio no metal de solda;
- temperatura de preaquecimento crítica que define a temperatura mínima requerida para evitar trincas (0% de trinca). Este parâmetro foi reportado apenas por MacParlan & Graville (1976).

Na literatura são encontrados modelos empíricos desenvolvidos para determinar a temperatura de preaquecimento para 10% de trinca (10% CPT) com a utilização do teste G-BOP.

Hart (1986) propôs uma equação preditiva para 10% CPT. O modelo foi desenvolvido por análise de regressão múltipla e relaciona composição química, hidrogênio difusível e taxa de resfriamento. Os dados usados na análise de regressão foram gerados usando os processos SAW e SMAW e metais de adição com vários níveis de resistência e concentração de hidrogênio difusível. A seguinte equação foi obtida:

$$10\%CPT = 188,4CE_w - 108,3(^{\circ}C) \quad (2.14)$$

Sendo: $CE_w = (C+0,378) + (Mn+0,145) + (Ni+0,468) +$

$$(Cr+0,299) + (Mo-0,012) + \Delta t_{800-500} + 0,039H_2 \quad (2.15)$$

O modelo de Hart (1986) é aplicado para metais de adição com a seguinte característica:

- composição química do metal de adição (porcentagem em peso) – C = 0,03-0,09; Mn = 1,0-1,7; Ni = 0-2,9; Cr = 0-1,8; Mo = 0-1,0;
- Tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C - $\Delta t_{800-500} = 3-10$ (s);
- Hidrogênio difusível do metal de solda depositado = $H_2 = 5-10$ ml/100g.

O ajuste dos dados foi considerado bom, apresentando um coeficiente de correlação de 0,96. Uma vantagem óbvia desta aproximação é que o modelo inclui o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C ($\Delta t_{800-500}$). É bem conhecido que a microestrutura não é apenas fortemente dependente da composição química, mas, também, da taxa de resfriamento. Segundo o autor, o $\Delta t_{800-500}$ foi usado no modelo porque transformações ocorrem entre 800 e 500°C, e o tempo que dura esse intervalo indica essencialmente as características microestruturais da junta soldada.

Chakravarty & Bala (1989) também propuseram modelos para determinar a temperatura de preaquecimento para 10%CPT. Eles usaram uma aproximação idêntica àquela de Hart (1986). A seguinte equação foi obtida:

$$10\%CPT = 487C_{eC} - 75,3(^{\circ}C) \quad (2.16)$$

$$\text{Sendo: } C_{eC} = C + 0,07Mn + 0,03Ni + 0,22Cr + 0,16Si - 0,27Cu + 0,012H_2 - 0,006\Delta t_{800-500} \quad (2.17)$$

Todas as variáveis usadas nesse modelo correspondem às variáveis da equação de Hart (1986) e são aplicáveis a metais de adição com a seguinte característica:

- composição química do metal de adição (porcentagem em peso) – C = 0,06-0,20; Mn = 0,44-1,73; Si = 0,15-0,66; Cr = 0,01-1,13; Cu = 0,02-0,32; Ni = 0,02-1,13;

- tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C - $\Delta t_{800-500} = 3-12,6$ (s);
- hidrogênio difusível do metal de solda depositado - $H_2 = 1,7-16,5$ ml/100g.

O modelo de Chakravarty & Bala (1989) é válido para uma faixa maior de composição química (excluindo o Mo), taxas de resfriamento e níveis de hidrogênio difusível quando comparado ao modelo de Hart (1986). Além disso, o modelo inclui o efeito do Si e Cu enquanto o modelo de Hart (1986) não inclui esses elementos. Chakravarty & Bala (1989) também desenvolveram outra equação excluindo os efeitos do Si e Cu e incluindo o efeito do Mo, de forma que uma comparação direta com o modelo de Hart (1986) é possível. O modelo é dado pela seguinte equação:

$$10\%CPT = 561,3C_{eC} - 84,21(^{\circ}C) \quad (2.18)$$

Sendo: $C_{eC} = C + 0,09Mn + 0,034Ni + 0,16Cr + 0,0735Mo +$
 $0,011H_2 - 0,0054\Delta t_{800-500}$ (2.19)

As mesmas condições de aplicação das Equações 2.4 e 2.5 são, também, usadas no modelo acima.

Já Hannerz & Xu (1993) apresentaram duas equações desenvolvidas por análise de regressão múltiplas que correlacionam exclusivamente hidrogênio difusível e carbono equivalente. Os modelos foram desenvolvidos para o processo FCAW e utilizaram sete arames tubulares com alma metálica (metal cored wire) e doze arames com fluxos básicos (flux cored wire). Os modelos são mais limitados do que aqueles apresentados por Hart (1986) e Chakravarty & Bala (1989). As duas equações para o 10%CPT, aplicáveis apenas para insumo de calor de 1kJ/mm, e desenvolvidas para os arames básicos e com alma metálica, são apresentadas abaixo:

- para o arame básico:

$$10\%CPT = 4,0 + 146E_{\#} + 5,81H(^{\circ}C) \quad (2.20)$$

➤ para o arame com alma metálica:

$$10\%CPT = 6,03 + 168E_w + 4,44H(^{\circ}C) \quad (2.21)$$

Sendo:
$$E_w = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{5} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{15} \quad (2.22)$$

Na equação acima, E_w significa o carbono equivalente do metal de adição, enquanto H é o hidrogênio difusível em ml/100g de metal depositado.

2.3.7.7 – Aplicações do teste G-BOP

O teste G-BOP foi utilizado por Chakravart & Bala (1989) para avaliar a susceptibilidade às trincas a frio de soldas de aços estruturais, como uma função da temperatura de preaquecimento, composição química e nível de hidrogênio no metal de solda. Foram estudadas condições de soldagem para avaliar cordões de solda pelo teste G-BOP de eletrodos do processo FCAW. Foram definidos parâmetros de soldagem para eletrodos de 1,6mm e 2,4mm. Essas condições podem ser estendidas aos processos GMAW e SAW.

Segundo Atkins et al. (2002), níveis mínimos de temperaturas de preaquecimento para a zona de fusão de soldas têm sido estabelecidos para diferentes combinações de eletrodos (arames/fluxos), insumo de calor e polaridade do eletrodo, quando usado o teste G-BOP.

Segundo Adonyi (2000), o preaquecimento permanece o método mais largamente usado para eliminar as trincas induzidas pelo hidrogênio em soldas. O preaquecimento, ao diminuir a taxa de resfriamento da solda, diminui as chances para formação de microestruturas frágeis e aumenta o tempo para o hidrogênio se difundir da junta soldada. Porém, o preaquecimento é uma operação de cara montagem, execução e supervisão. Logo, um dos objetivos do desenvolvimento de aços de alta performance, como é o caso do aço API X80, consiste em reduzir custos através da eliminação ou redução do preaquecimento.

2.4 - Temperatura de preaquecimento

O preaquecimento do material ou no mínimo de uma área suficientemente grande ao redor da junta a ser soldada é o caminho mais comum para eliminar ou minimizar as indesejáveis trincas a frio. O preaquecimento do material atua sobre os três fatores que atuam de forma conjunta e inter-relacionada para produzir trincas de hidrogênio em juntas soldadas.

A principal função do preaquecimento é reduzir a taxa de resfriamento e como consequência minimizar a formação de microestruturas susceptíveis, acelerar a difusão do hidrogênio e diminuir as tensões residuais causadas pela soldagem (Svensson, 1994; Quesada & Zalazar, 2002). O preaquecimento afeta a microestrutura do material por meio da taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C (ΔT_{8-5}), tem uma forte influência sobre o tempo disponível para difusão do hidrogênio da junta soldada, na faixa de temperatura de 300 até 100°C (Δt_{3-1}), e diminui a diferença de temperatura entre o metal de solda e o metal de base - a qual reduz a quantidade de deformações e esforços residuais que possam se apresentar na junta soldada.

A temperatura de preaquecimento depende de vários fatores, conforme Jones & Luo (1990): composição química e propriedades físicas do metal base, insumo de energia, tipo de eletrodo, grau de restrição da junta e espessura da chapa soldada. O melhor controle do preaquecimento do material a ser soldado inclui não somente o controle da aplicação física do calor e da temperatura empregada, mas também a seleção adequada do preaquecimento para os metais.

Para calcular a temperatura de preaquecimento é preciso obter o valor do carbono equivalente (CE), que é um indicador do potencial do aço para apresentar trincas a frio na solda devido à ação do hidrogênio como formador de trincas. Um nível baixo de CE oferece menor probabilidade de aparição de trincas na solda.

Segundo Davidson (1995), desde a publicação da primeira fórmula para calcular o CE, por Dearden & O'Neill em 1940, um grande número de fórmulas similares têm sido publicadas.

Essas fórmulas têm evoluído, sendo utilizadas na prática como um indicador da soldabilidade do material ou como indicador do nível de endurecimento da ZAC na junta. A maioria delas é estabelecida através de relações empíricas e têm validade limitada pois dependem da composição química e são aplicáveis somente à classe de aço para a qual foram desenvolvidas.

Dixon & Hakansson (1995) comentam que um dos problemas das fórmulas estabelecidas para calcular o CE é que a maioria delas foi desenvolvida entre os anos de 1950 e 1980 e, portanto, são referidas aos aços desenvolvidos nessa época. A maioria das fórmulas não considera, por exemplo, a influência de pequenas quantidades de elementos de liga como Nb, B e N, utilizados nas composições dos aços modernos.

Na literatura (Jones & Luo, 1990; Kasuya & Yurioka, 1995; Meester, 1997; Yurioka, 2001) existem várias fórmulas de CE que são expressões empíricas usadas para explicar a influência dos elementos de liga no comportamento das transformações dos aços, e diferem nos elementos que são incluídos e na magnitude de seus coeficientes. Para os aços de classificação API, duas são as fórmulas sugeridas para o cálculo do CE, segundo a especificação da norma API 5L (2000). Quando o aço possui conteúdo de carbono superior a 0,12%, é empregada para determinar a sua soldabilidade a fórmula do carbono equivalente (CE), definida pelo IIW (*International Institute of Welding*) como:

$$CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2.23)$$

Para aços que apresentam teor de carbono inferior a 0,12%, utiliza-se no cálculo do CE a fórmula de Ito & Bessyo (1968). Segundo Svensson (1994), na fórmula o carbono equivalente é denominado Pcm (parameter cracking weld metal) e é dado pela equação:

$$Pcm = C + \frac{(Mn + Cr + Cu)}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B \quad (2.24)$$

Nas duas equações anteriores, os elementos aparecem em porcentagem de peso. Segundo Cooper Ordoñez (2004), para melhorar a soldabilidade dos aços os limites típicos para CE e Pcm

são 0,40% para aço com teor de carbono maior que 0,12% e 0,18% para aço com carbono inferior a 0,12%, respectivamente.

Assim como acontece com o cálculo do carbono equivalente, a temperatura de preaquecimento necessária para soldagem dos aços API pode ser determinada por vários métodos. Porém esses métodos estão baseados em diferentes modelos de cálculo do carbono equivalente, o que gera divergências sobre o método mais adequado.

Jones & Luo (1990) propõem a fórmula de Ito & Bessyo (1968) para o cálculo da temperatura de preaquecimento mínima para a prevenção de trinca a frio, em função do parâmetro de trinca (P_w), dado por:

$$P_w = P_{cm} + \frac{H_D}{60} + \frac{K}{40000} \quad (2.25)$$

Sendo: P_{cm} - weld metal cracking parameter (Equação 2.24);

H_D - hidrogênio difusível do metal de solda;

$K = 66s$

s = espessura da chapa (mm).

A fórmula de Ito & Bessyo (1968) é dada por:

$$T_p = 1440P_w - 392 \quad (^\circ\text{C}) \quad (2.26)$$

A aplicação da fórmula de Ito & Bessyo (1968) está limitada a composição química do material ($C = 0,07-0,22$; $Cu = 0-0,5$; $Mo = 0-0,7$; $Ti = 0-0,05$; $Si = 0-0,6$; $Ni = 0-1,2$; $V = 0-0,12$; $B = 0-0$; $Mn = 0,4-1,40$; $Cr = 0-1,2$; $Nb = 0-0,04$). O desenvolvimento dos aços ARBL, no qual estão incluídos os aços da classe API, com baixos teores de carbono ($<0,07$) limitou a aplicação da fórmula.

Yurioka (2002) realizou uma comparação de quatro métodos utilizados para o cálculo da temperatura de preaquecimento em aços estruturais de conteúdo de carbono entre 0,034% e 0,234%, incluindo o aço da classe API 5L-X80. Os métodos avaliados foram:

- ⇒ o método *British Standard (BS)*, que calcula a temperatura mínima de preaquecimento baseado no valor do CE (IIW) e numa escala de nível de hidrogênio relativo ao metal de solda, para cada tipo de aço;
- ⇒ o método da *American Welding Society (AWS D1.1)*, que determina a temperatura mínima de preaquecimento por meio do Pcm (*weld metal cracking Parameter*), de um índice de sensibilidade (SI) e da espessura do material. Este método não considera a energia de soldagem, a qual é considerada nos outros três métodos;
- ⇒ o método do CET, que define a temperatura mínima de preaquecimento como uma função do seu CE, da espessura do material, do hidrogênio difusível no metal de solda e a da energia de soldagem;
- ⇒ o método do CE_N , que equaciona a temperatura de preaquecimento para um determinado aço em função do seu CE, do conteúdo de hidrogênio no metal de adição, da energia de soldagem, da espessura do material e das tensões residuais da junta soldada.

Segundo Yurioka (2002) para o aço API 5L-X80 analisado, os métodos da AWS e CE_N são mais apropriados, não sendo necessária a utilização de temperatura de preaquecimento. Ele concluiu também que os métodos BS e CET, segundo os quais na soldagem do aço API 5L-X80 se faz necessário o preaquecimento, são extremamente conservadores.

Apesar da importância do tema e da vasta literatura existente para cálculo do carbono equivalente e correspondente temperatura de preaquecimento necessária para evitar as indesejáveis trincas a frio na soldagem de aços, pode ser verificado que são muitas as divergências entre os diversos modelos disponíveis. Assim, verifica-se que existe a necessidade de revisão e otimização das fórmulas de cálculo da temperatura de preaquecimento mínima necessária para evitar trincas de hidrogênio em metais de solda dos aços ARBL.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

Neste capítulo são apresentados e descritos todos os materiais utilizados, os métodos adotados e os procedimentos experimentais que fizeram parte do desenvolvimento e análise desta pesquisa. A partir da literatura objetivou-se trabalhar com metodologias simples e eficazes, com o objetivo de otimizar procedimentos experimentais necessários e essenciais à boa realização e avaliação desta investigação. Neste capítulo são apresentados, também, o planejamento estatístico utilizado para realização dos experimentos e os ensaios complementares usados para fundamentar a análise e discussão dos resultados.

3.1 - Metal de Base

O aço API 5L X80 foi utilizado como metal de base para estudar a susceptibilidade ao trincamento a frio, causado pelo hidrogênio, do metal de solda usando diferentes arames tubulares. Sua composição química e propriedades mecânicas são mostradas na Tabela 3.1. A análise química do metal de base foi realizada a fim de confirmar a composição fornecida pelo fabricante do aço. Para esta análise utilizou-se um analisador de C e S da marca LECO e um espectrômetro de fluorescência de Raios-X da marca PHILIPS. Ensaios de tração e dureza foram realizados para determinar as propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 3.1. As dimensões para obtenção dos corpos de prova para o ensaio de tração, o método para execução e o critério de aceitação do ensaio foram definidas também segundo a norma API 1104 (1999).

Tabela 3.1 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API X80

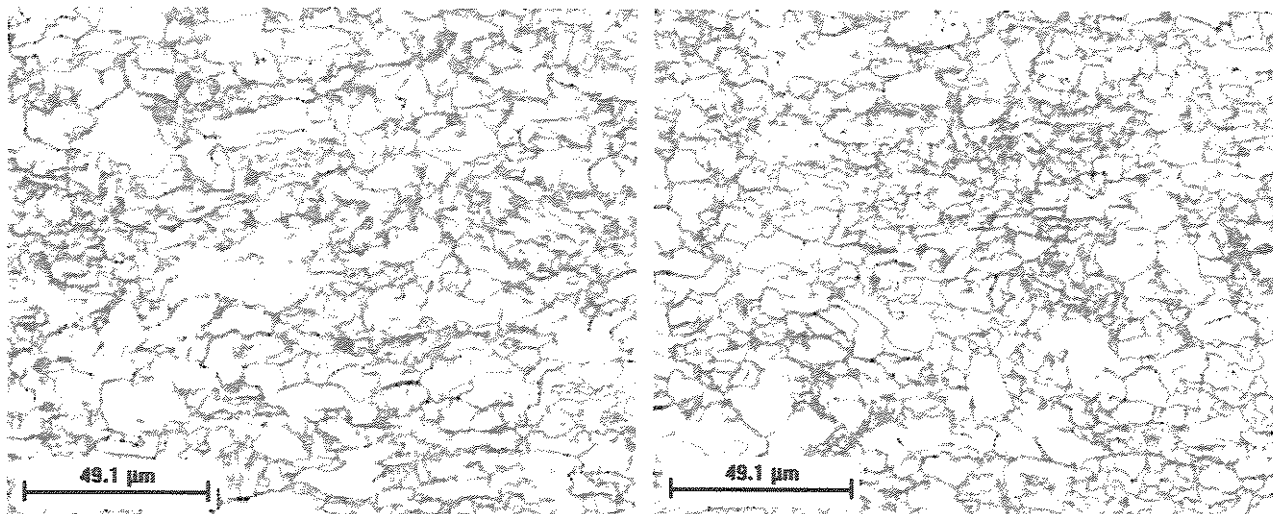
Composição Química (% em peso)								
C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V
0,04	0,17	1,75	0,019	0,004	0,032	0,01	0,073	0,005
Ti	Cr	Ni	Mo	N	B	Ca	Sb	CE (Pcm)
0,013	0,21	0,02	0,16	0,0035	0,0002	0,0014	0,01	0,156
Propriedades Mecânicas								
Limite de Escoamento – L _E (MPa)		Limite de Resistência – L _R (MPa)			Alongamento - ε (%)		Dureza (HB)	
561		674			27		206	

Os ensaios de tração das juntas soldadas foram realizados no Centro de Tecnologia da Unicamp. Foi usada uma máquina modelo MOHR & FEDERHAFF com capacidade máxima de 40 toneladas.

Para medir a dureza foi utilizado um medidor de dureza Vickers/Brinell, modelo HPD250, marca HECKERT-WPM, analógico, com diâmetro de esfera de 2,5mm e 62,5kgf de carga. O tempo de permanência da carga foi de 15 segundos para cada medição.

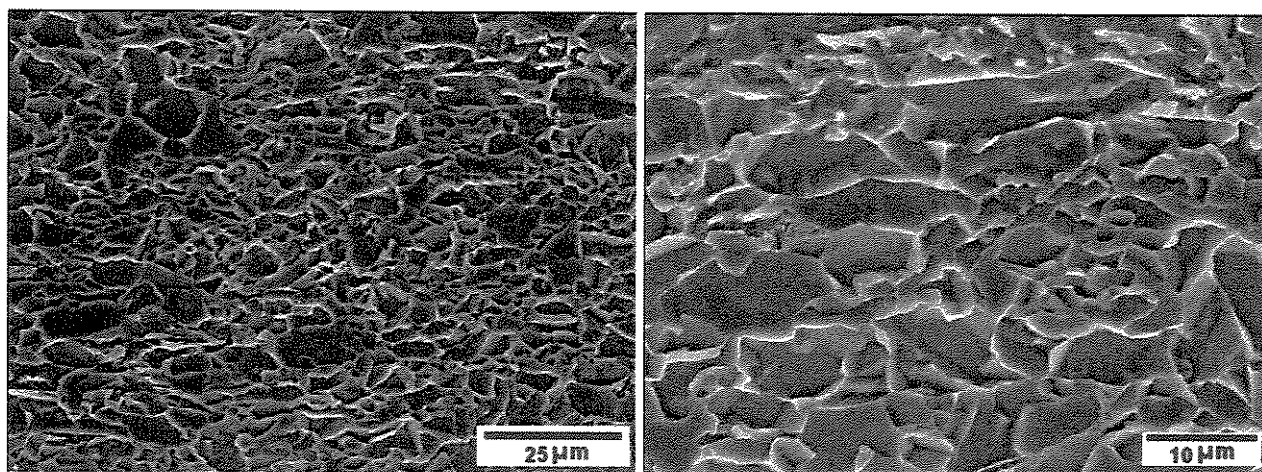
O aço API X80 foi recebido na forma de anéis de tubos com diâmetro de 762 mm, comprimento de 600 mm e espessura de 15,8mm.

A Figura 3.1 mostra a microestrutura do aço API X80 obtida por microscopia óptica (MO), e a Figura 3.2 apresenta a microestrutura do aço obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV). O aço API X80 utilizado neste trabalho foi caracterizado metalográfica por Lima (2002); a caracterização mostrou que o aço apresenta uma microestrutura formada por bainita granular, com 3,4% do constituinte austenita-martensita (AM).



Aço API X80 – Nital 4% - 500X

Figura 3.1 – Micrografia do aço API 5L X80 obtida por microscopia óptica



(a) Aço API X80 – Nital 4% - 1000X

(b) Aço API X80 – Nital 4% - 2000X

Figura 3.2 – Micrografia do aço API 5L X80 obtida por MEV

3.2 - Metal de Adição

A seleção dos arames tubulares utilizados como metais de adição baseou-se, principalmente em:

- ✓ Composição química – foi procurada maior similaridade possível entre os arames tubulares e o material de base.

- ✓ Propriedades mecânicas – a técnica adotada, *Undermatched*, consiste em utilizar metais de adição com limite de escoamento ou de resistência inferior ao limite de escoamento ou de resistência do metal de base. Loureiro (2002) explica que a condição *Undermatched* algumas vezes é utilizada em aços ARBL com o propósito de minimizar a tendência de aparição de trincas induzidas por hidrogênio, reduzindo ou até evitando o uso de preaquecimento. Umekuni & Masubuchi (1997) também comentam que soldas na condição *undermatched* têm-se mostrado efetivas quando aplicadas em aços ARBL, pois reduzem a necessidade de preaquecimento, sem reduzir a resistência à tração das juntas. Cooper Ordoñez, Silva & Trevisan (2003) avaliaram a influência do preaquecimento sobre as propriedades mecânicas do aço API X80 ao serem usados arames tubulares e a técnica *Undermatched*. Eles concluíram que o preaquecimento não influenciou as propriedades mecânicas da junta soldada.
- ✓ Diâmetro dos arames – O ajuste dos parâmetros de soldagem, principalmente tensão e corrente de soldagem, são fortemente influenciados pelo diâmetro do eletrodo utilizado. Por isso, arames tubulares com diâmetros muito próximos foram selecionados. Essa escolha visou possibilitar o ajuste de parâmetros de soldagem similares para os diferentes arames e facilitar a comparação dos resultados.

Baseado no exposto acima, foram selecionados dois tipos de arames tubulares: o arame autoprotetido (FCAW-SS) do tipo E71T8-K6, com diâmetro de 1,7 mm e o arame com proteção auxiliar de gás (FCAW-SG) do tipo E71T-1, com diâmetro de 1,6 mm. Estes arames têm suas especificações baseadas na norma AWS A5.29 (1998).

As propriedades mecânicas e a composição química dos arames como depositados foram fornecidas pelo fabricante e estão apresentadas na Tabela 3.2. Estes arames são especificados pelo fabricante para a soldagem de dutos em qualquer posição.

A comparação entre a Tabela 3.2 e a Tabela 3.1 revela dois aspectos que chamam a atenção: primeiro, o valor de porcentagem de carbono do metal de solda dos arames como

depositados é o mesmo do metal de base; segundo, os valores das propriedades mecânicas dos arames são inferiores às do metal de base.

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas e composição química dos arames tubulares

Propriedades Mecânicas								
Arame	L_E (MPa)	L_R (MPa)	ϵ (%)	Dureza (HB)				
E71T8-K6	420	525	25	159				
E71T-1	558	607	27	185				
Composição Química (% em peso)								
Arame	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Cr
E71T8-K6	0,04	0,24	0,91	0,006	0,003	0,77	0,92	0,03
E71T-1	0,04	0,59	1,41	0,012	0,006	-	-	-

A seleção de arames para serem utilizados na condição conhecida como *undermatched* é recomendada quando o metal de base possui limite de escoamento (L_E) maior do que 485 MPa, ou seja, nessas condições é permitido utilizar arames tubulares com resistência menor que a do metal de base (Miller, Hietpas & Depue, 2002).

O gás de proteção utilizado para a soldagem com arame E71T-1 foi o CO_2 com vazão de 15 l/min, conforme a recomendação do fabricante do arame.

3.3 - Célula de soldagem

A bancada de ensaios do laboratório de soldagem do Departamento de Engenharia de Fabricação da UNICAMP foi utilizada para a realização das soldagens. Ela está constituída por:

⇒ Uma fonte de energia microprocessada, multiprocessos e sinérgica, modelo MTE Digitec 600 (Figura 3.3) desenvolvida e fabricada pelo Laboratório de Soldagem e Mecatrônica da Universidade Federal de Santa Catarina (LABSOLDA/UFSC). A fonte trabalha com intensidade de corrente máxima de 600 A, que pode operar a 350 A com fator de trabalho de 100% (IMC,

2001). Ela está acoplada com um cabeçote de alimentação de arame STA-20D e uma tocha refrigerada a água, modelo MB 501D com diâmetro de arame utilizável de 1 a 2,4 mm;

⇒ Um sistema de aquisição computadorizado constituído de uma placa A/D e do Software Oscilos4, para aquisição e monitoramento dos sinais elétricos do arco (corrente e tensão). Este sistema foi utilizado para aquisição de dados e geração de oscilogramas, usados na análise e avaliação do comportamento do arco;

⇒ Um sistema eletromecânico (carro motriz), BUG-O SYSTEM, modelo 5302. Usado para o controle da velocidade de soldagem e da distância bico de contato peça (DBCP), mostrado na Figura 3.4.

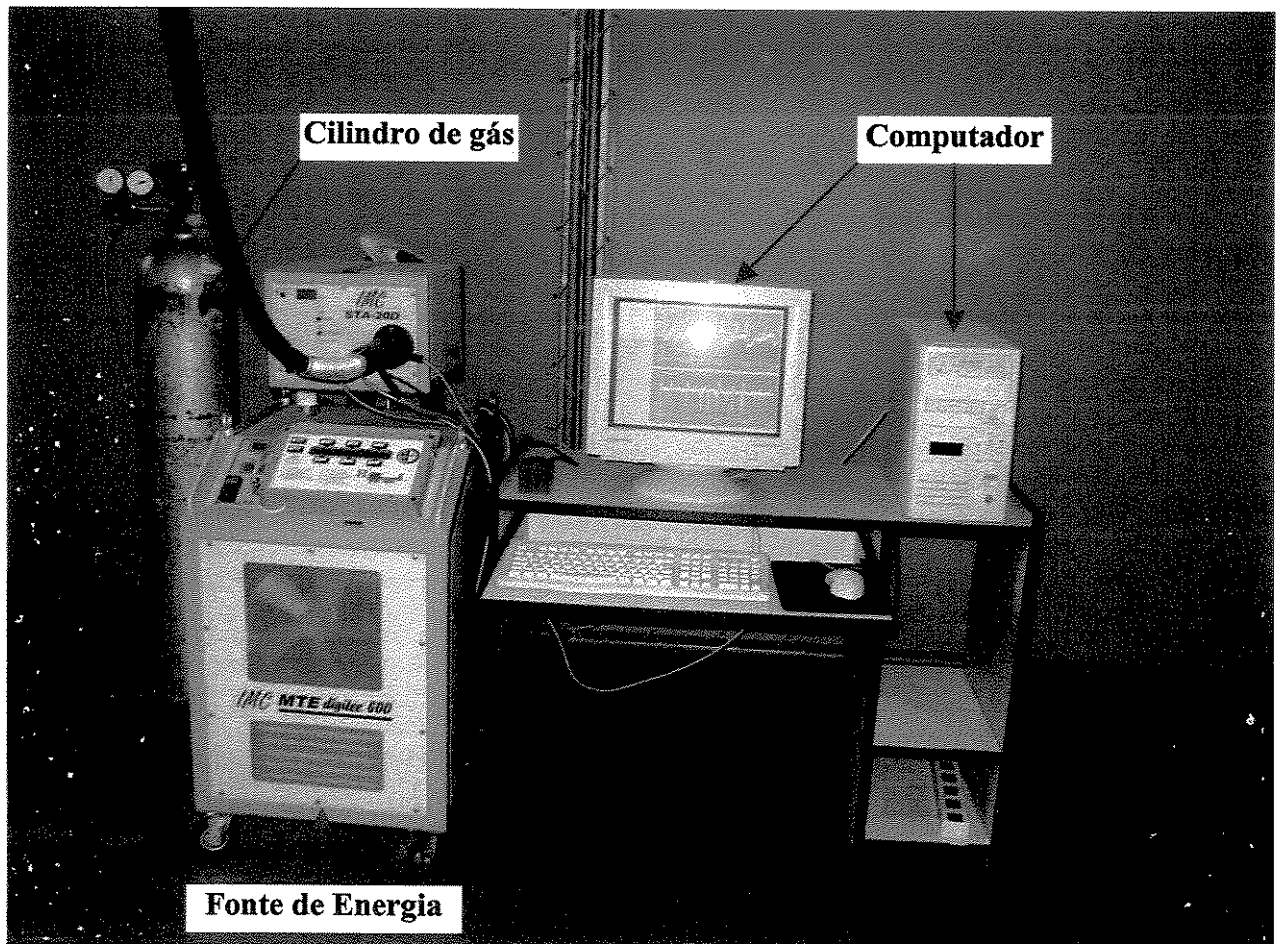


Figura 3.3 – Fonte de energia e sistema de aquisição dos sinais do arco

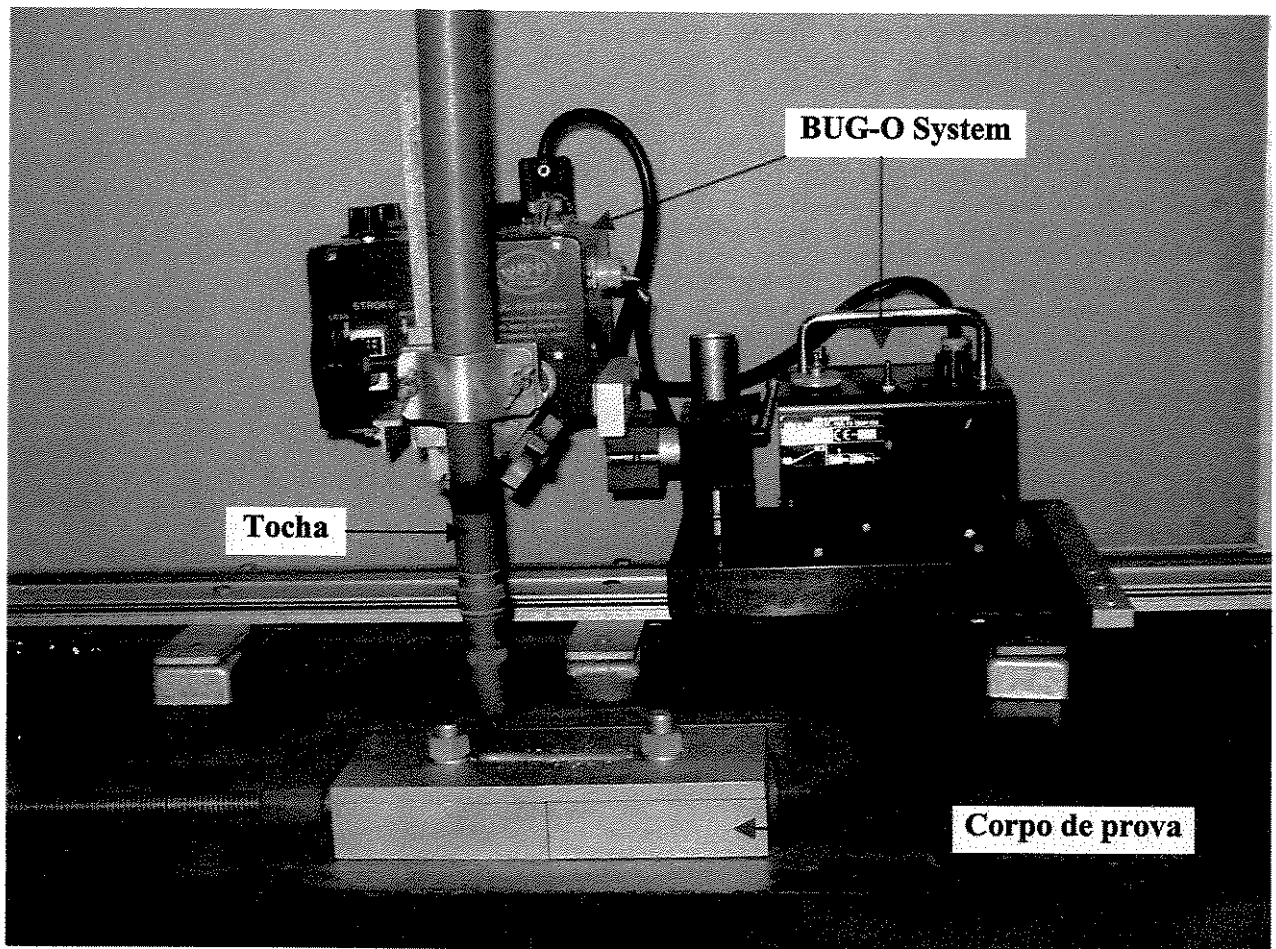


Figura 3.4 - Sistema eletromecânico “BUG-O”, que garante a regulagem e controle da velocidade de soldagem e da DBCP

Na Figura 3.4 podem ser observados, também, a tocha de soldagem utilizada nos ensaios e um corpo de prova do teste G-BOP.

3.4 - Execução, monitoramento e controle do preaquecimento

O preaquecimento dos corpos de provas é um dos fenômenos estudados nessa pesquisa. Sua execução, monitoramento e controle foram de extrema importância nesse estudo, assim como ocorre em qualquer atividade em que o preaquecimento do material faz parte do processo de soldagem.

Os ciclos térmicos foram adquiridos para uma posterior análise da influência das taxas de resfriamento (ΔT_{8-5} e ΔT_{3-1}), tempos de resfriamento (Δt_{8-5} e Δt_{3-1}) e temperaturas de pico (T_p), envolvidas durante o aquecimento e resfriamento ocorridos na região do metal fundido.

O preaquecimento dos corpos de prova foi realizado com um equipamento para soldagem por oxigás. Foi utilizada uma chama oxiacetilênica neutra movimentada continuamente sobre toda superfície dos corpos de prova. A chama neutra foi utilizada durante o preaquecimento do material, para evitar qualquer tipo de efeito que pudesse ser causado à composição do material pelo uso de uma chama oxidante ou carburante. Os corpos de prova eram preaquecidos até 120°C e em seguida resfriavam e homogeneizavam sua temperatura até 100°C, quando finalmente eram soldados.

Um termômetro portátil de infravermelho, modelo RP, foi utilizado para o controle da temperatura de preaquecimento. O termômetro foi amparado manualmente, próximo às superfícies dos corpos de prova.

O monitoramento e aquisição dos ciclos térmicos impostos aos metais de solda durante a soldagem foram executados por um sistema composto com um microcomputador *Pentium*, um programa (software) *AqDADOS* da *Lynx Technology*, com uma placa de conversão A/D (cad 1232) e as coletas de dados foram realizadas na frequência de 15 Hz. Foram utilizados termopares tipo R (Pt-Rh/Pt), com diâmetro de 0,2 mm. O registro da temperatura foi obtido diretamente durante a soldagem.

Diante da dificuldade de fixar o termopar sobre o cordão de solda, logo após a passagem do arco optou-se por inseri-lo no metal de solda pela parte inferior do cordão. Para isso foi feito um furo no bloco com diâmetro de 2mm, de forma que coubesse a parte revestida do termopar. O termopar era inserido até o local de contato direto com o cordão de solda. Para definir a correta localização do termopar, foram analisadas macrografias da junta soldada em todas as condições ensaiadas. A Figura 3.5 apresenta de forma esquemática onde foi posicionado o termopar usado na aquisição dos ciclos térmicos impostos aos cordões de solda.

Os ensaios para determinação dos ciclos térmicos no metal de solda foram executados em 3 réplicas, a fim de obter uma maior precisão e evitar a influência de erros externos que podem mascarar os resultados experimentais.

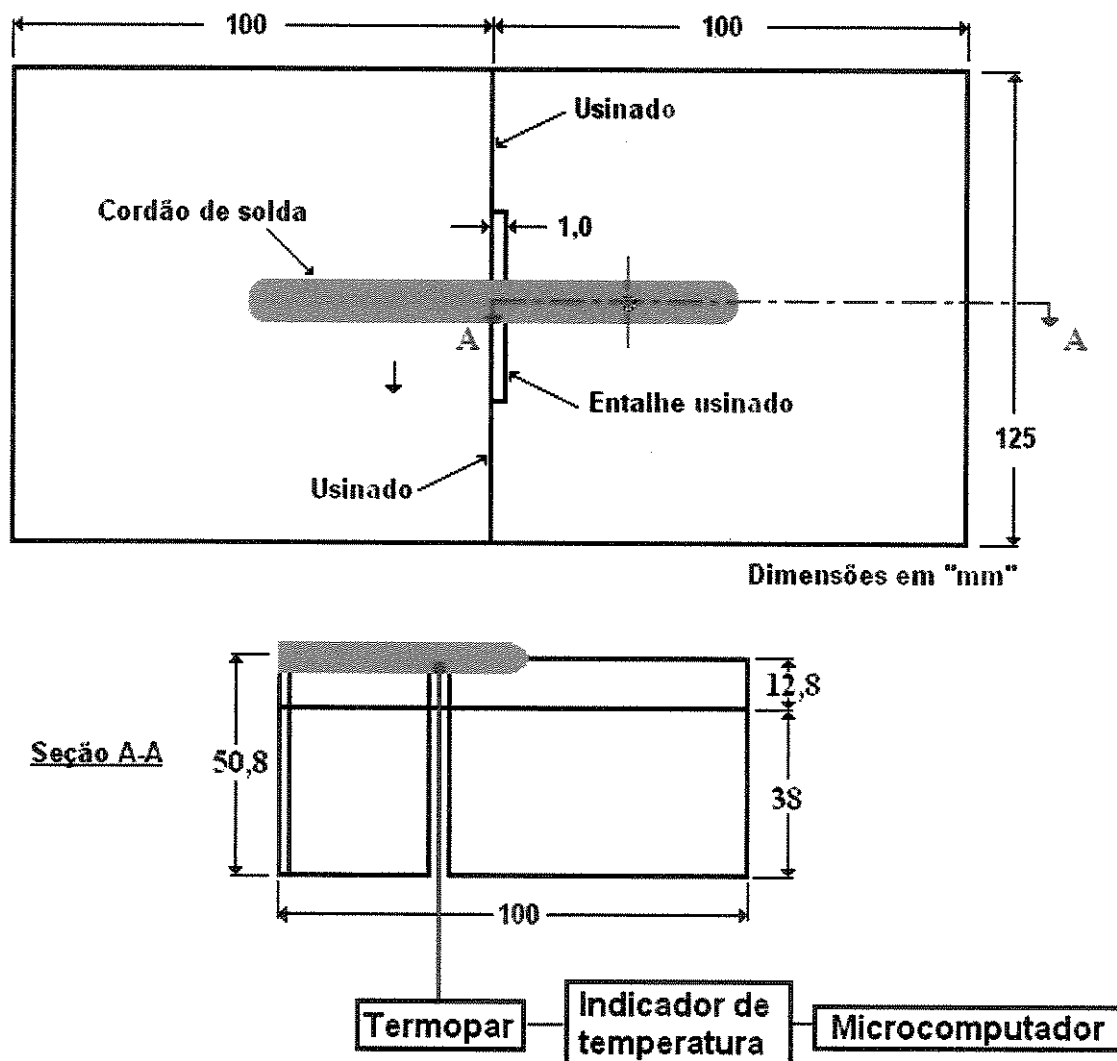


Figura 3.5 – Local de posicionamento do termopar no metal de solda

3.5 – O teste G-BOP

Devido ao fato das chapas do aço API X80 terem apenas 12,8mm de espessura foi necessária uma adaptação do teste G-BOP para o desenvolvimento experimental. Assim, uma proposta de teste G-BOP (Gapped Bead-on-Plate) modificado foi utilizada para estudar a

susceptibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio do metal de solda do aço API X80 quando soldado com diferentes arames tubulares. A proposta de teste G-BOP que consiste na montagem de blocos com chapas conjugadas de aço API X80 e aço ABNT 1020 é apresentada, analisada e discutida nos itens 5.1 e 5.2.

A Figura 3.6 apresenta um corpo de prova do teste G-BOP modificado. Nesta figura podem ser observados dois blocos, um deles possui um entalhe usinado, e um grampo para fixá-los.

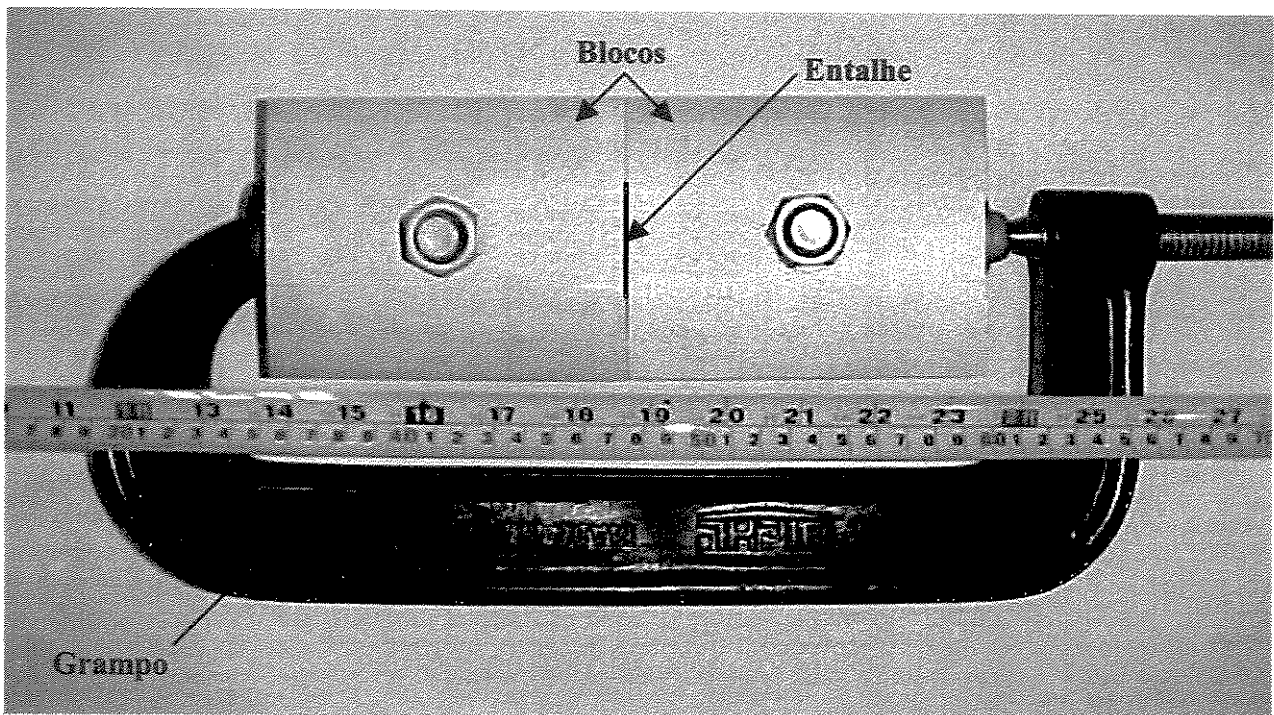


Figura 3.6 – Corpo de prova do teste G-BOP usado nos ensaios experimentais

Os blocos que formavam os corpos de prova, conforme mostrado na Figura 3.6, foram confeccionados no laboratório de usinagem do DEF/FEM/UNICAMP, utilizando um centro de usinagem modelo SV-40 – MORI SEIKO. A usinagem dos corpos de prova foi executada em duas etapas:

⇒ Primeiro, as chapas de aço API X80 foram cortadas a partir dos tubos e usinadas até as dimensões de 101mm x 126mm x 12,8mm, enquanto as chapas de aço ABNT 1020 tiveram todas as faces usinadas, para retirada da camada de óxido superficial, até as dimensões de 101mm x

126mm x 38mm. Em seguida a chapa de aço ABNT 1020 foi furada e teve o furo escareado de maneira que a cabeça do parafuso ficasse nivelado com a peça. A chapa de aço API X80, por sua vez, foi furada e teve o furo rosqueado;

⇒ Numa segunda etapa, as chapas foram montadas e fixadas por um conjunto parafuso, porca e arruela de pressão. Após a montagem, os blocos foram usinados até as dimensões finais (100mm x 125mm x 50,8mm), para em seguida ter o entalhe de 1mm usinado. Esse procedimento permitiu que as operações de desbaste e montagem final dos corpos de prova se tornassem mais precisas.

Após a usinagem, os corpos de prova foram desmontados e submetidos a um rigoroso controle de limpeza. Eles foram lavados em água corrente com detergente neutro, enxaguados, banhados em álcool e secados. Esse procedimento teve como objetivo evitar a possível contaminação do metal de solda pelo hidrogênio contido no fluido de corte que foi utilizado durante a usinagem dos blocos.

Antes de cada ensaio efetuava-se a montagem final dos blocos, que eram submetidos a um cuidadoso jateamento. Para isso foi utilizado um jateador de marca Nortof – Modelo SV-600, com microesferas de vidro com granulometria de 105-210 μm . Após o jateamento, os blocos eram limpos com ar comprimido e acetona.

Todo o cuidado com a limpeza dos corpos de prova teve como objetivo garantir uma boa qualidade na limpeza dos materiais a serem ensaiados, visto que a presença de óxidos, graxas e sujeiras de quaisquer espécie pode provocar uma enorme variação no nível de hidrogênio difusível presente na junta soldada e, conseqüentemente, alterar os resultados (Grong, 1994).

3.5.1 - Execução do teste G-BOP no ambiente do laboratório

Os ensaios avaliados na atmosfera ambiente foram realizados no laboratório de soldagem no Departamento de Engenharia de Fabricação da Faculdade de Engenharia Mecânica (DEF/FEM/UNICAMP).

Após a montagem e fixação dos blocos que formavam o corpo de prova do teste G-BOP, era executada a soldagem, que consistia em depositar, sobre o corpo de prova, um cordão de solda de aproximadamente 100mm, perpendicularmente à abertura existente entre os blocos. Após a soldagem, os corpos de provas eram deixados por 48 horas sobre a bancada de ensaio. Passadas as 48 horas, o grampo usado como dispositivo de fixação era retirado e um aquecimento localizado sobre o cordão de solda na região do entalhe (abertura) era efetuado. A finalidade desse aquecimento é, especificamente, oxidar a região já trincada e revelar a existência da trinca de hidrogênio presente na seção transversal do cordão de solda. Posteriormente ao aquecimento localizado do corpo de prova, aguardava-se 24 horas e em seguida o corpo de prova era aberto. Para abrir o corpo de prova um bloco era fixado em um torno de bancada e com o auxílio de um martelo batia-se contra o outro bloco.

Após a abertura do corpo de prova, uma inspeção visual com auxílio de uma lupa era executada para observar a existência de trincas de hidrogênio na seção transversal do cordão de solda. A presença de duas regiões distintas, uma oxidada e outra com a tonalidade de uma fratura recente, significava que uma trinca induzida pelo hidrogênio estava presente no metal de solda.

Verificada a presença da trinca, a morfologia e seção transversal do cordão de solda eram dimensionadas para em seguida quantificar a trinca presente no metal de solda. A medição da trinca em cada corpo de prova foi executada por dois operadores distintos e a média das medidas foi considerada para toda análise dos resultados; esse procedimento buscou minimizar os erros que são inerentes aos procedimentos experimentais. A área total do cordão de solda e a área correspondente ao percentual de trinca no metal de solda foram medidas com o analisador de imagens GLOBAL LAB-IMAGEM/2 e o Software AutoCAD 2000i.

3.5.2 - Execução do teste G-BOP na presença do H₂S

Avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio quando exposto ao H₂S é um dos objetivos desta pesquisa. A norma NACE TM0284 (1996) recomenda um procedimento para avaliar a resistência de placas de aços para vasos de pressão e

duto ao trincamento a frio, que é causado pela absorção de hidrogênio, como consequência do ataque corrosivo que sofre o aço, pelo efeito do sulfeto aquoso (H_2S). Neste trabalho propõe-se uma nova metodologia para avaliar a susceptibilidade do metal de solda do aço API X80 soldado com diferentes arames tubulares ao trincamento induzido pelo hidrogênio, com a utilização do teste G-BOP e uma solução recomendada pela NACE TM0284 (1996).

O procedimento referente à soldagem dos corpos de prova, com ou sem preaquecimento foi sempre o mesmo apresentado no item 3.5.1. O que mudou nessa etapa foi o ambiente onde foram avaliados os corpos de prova. Assim, ao invés da atmosfera ambiente do laboratório, nesta etapa os corpos de prova do teste, após a soldagem, foram avaliados numa solução saturada com H_2S dentro de uma célula de corrosão.

Antes de inserir o corpo de prova dentro da célula de corrosão, o mesmo, após a soldagem, resfriava até a temperatura ambiente. Esse procedimento buscou não interferir no resfriamento do corpo de prova e, conseqüentemente, na difusão de hidrogênio para o meio ambiente.

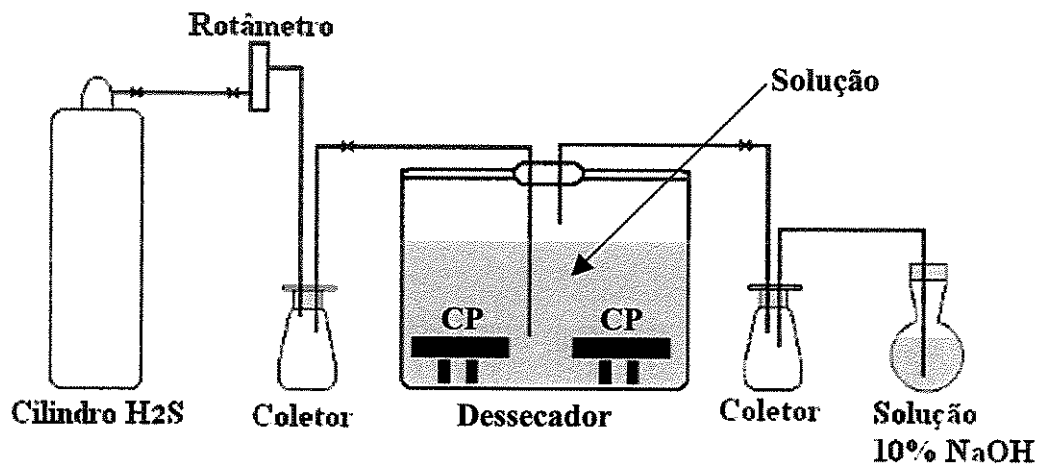
A duração do teste era de 96 horas. O tempo do teste foi iniciado imediatamente após completar o período inicial de 60 minutos de introdução do H_2S , segundo recomendações da NACE TM0284 (1996).

3.5.2.1 - Montagem da célula de corrosão

A célula de ensaio para avaliação da junta soldada na solução rica em H_2S foi montada no laboratório de degradação e revestimentos do Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica (DEMA/FEM/UNICAMP).

A norma NACE TM0284 (1996) recomenda que os ensaios sejam executados numa célula de ensaio conforme representado esquematicamente na Figura 3.7.

Os ensaios realizados para avaliar TIH na presença do H_2S foram desenvolvidos com a utilização da célula de ensaio mostrada na Figura 3.8.



3.7 – Representação esquemática da célula de ensaio usada para avaliar TIH na presença do H₂S (NACE TM0284, 1996)

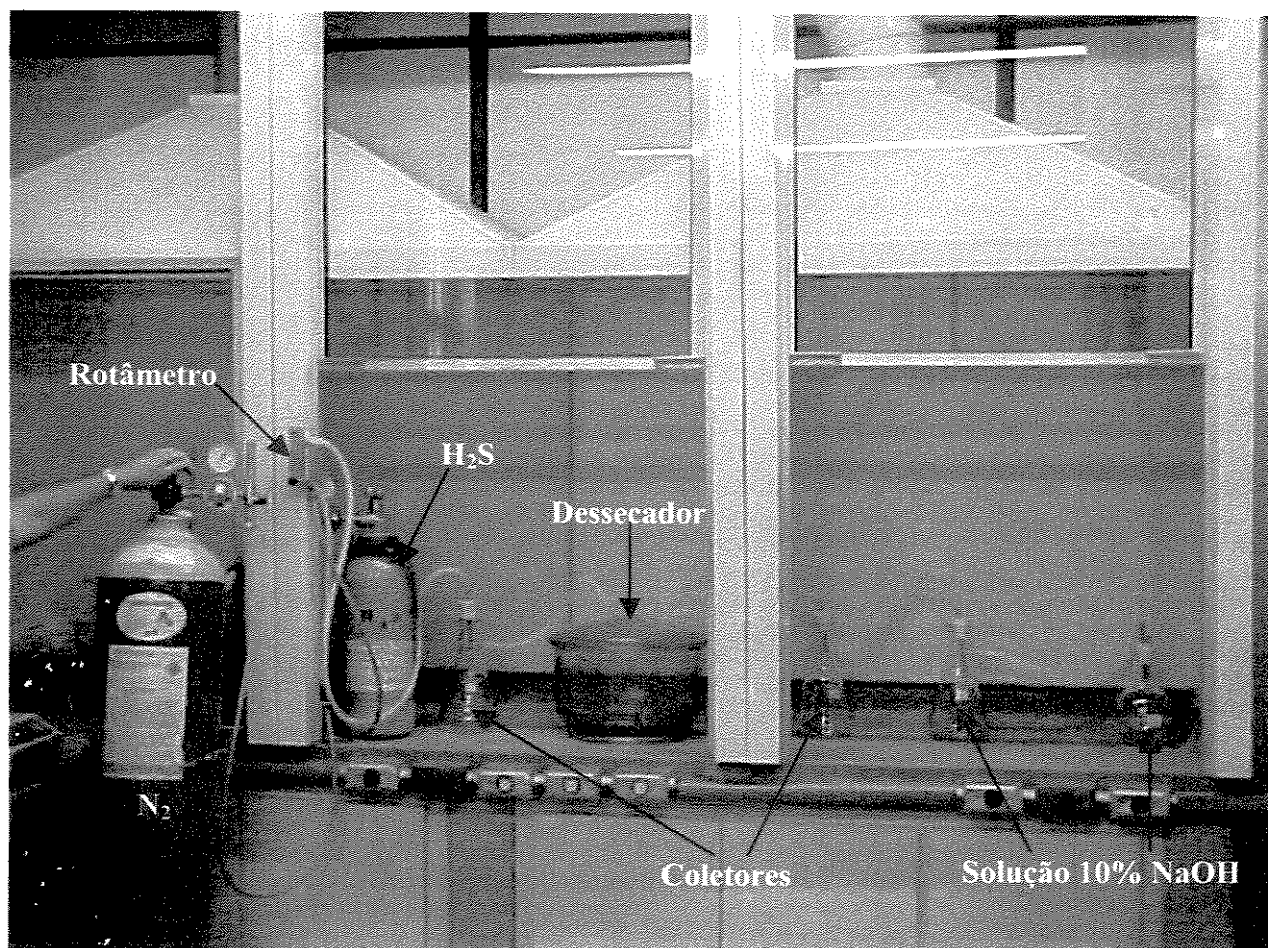


Figura 3.8 - Célula usado nos ensaio de TIH na presença do H₂S

A célula de ensaio mostrada na Figura 3.8 era constituída por:

- ✓ Cilindro de Sulfeto de Hidrogênio 2,5 (H₂S), com pureza mínima de 99,5%;
- ✓ Cilindro de Nitrogênio 5,0 Analítico (N₂), com pureza mínima de 99,99%;
- ✓ Mangueiras de silicone com diâmetros de 2, 5 e 10mm;
- ✓ Kitassatos, usados como coletores;
- ✓ Dessecador de vidro de 300 mm de diâmetro e capacidade de 14 litros;
- ✓ Rotâmetro HT Dwyer - Série RM; modelo RMA;
- ✓ Haste de vidro com diâmetro de 6mm;
- ✓ Lanolina anidra pura.

Como pode ser observado na Fig. 3.8, na montagem da célula de corrosão foi usado um recipiente hermeticamente fechado (dessecador), de maneira que o ar não pudesse penetrar, com dimensões para conter os corpos de prova e com provisão para purgação com N₂ e introdução do H₂S. Cuidados especiais, como lavagem de todos os materiais com detergente neutro e secagem com álcool, antes e após todos os ensaios, foram tomados para que nenhum dos materiais envolvidos nas instalações do teste contaminasse ou reagisse com o ambiente do teste.

Seguindo recomendações da norma (NACE TM0284, 1996) o corpo de prova foi separado da célula de ensaio por uma haste de vidro com diâmetro de 6mm. A Figura 3.9 mostra um corpo de prova dentro do dessecador e um dispositivo que prende os dois blocos do teste pronto para ser ensaiado. Como pode ser observado na Figura 3.9, o corpo de prova foi colocado na célula de ensaio com a face que contem o cordão de solda para cima. Conforme recomendações da NACE TM0284 (1996), o corpo de prova foi separado da célula de ensaio por uma haste de vidro com diâmetro de 6mm.

A Figura 3.9 mostra que o dispositivo usado para fixar o corpo de prova é diferente daquele utilizado nos ensaios ao ar. O grampo usado para fixar o corpo de prova nos ensaios ao ar possui dimensão maior que a célula. Assim, houve a necessidade de utilizar um dispositivo que coubesse dentro da célula de corrosão. Os blocos montados foram fixados por um dispositivo simples,

construído exclusivamente para prende-los. Foram utilizadas chapas de aço inoxidável AISI 316L unidas por solda e um parafuso Allen para controle do aperto aplicado sobre os blocos.

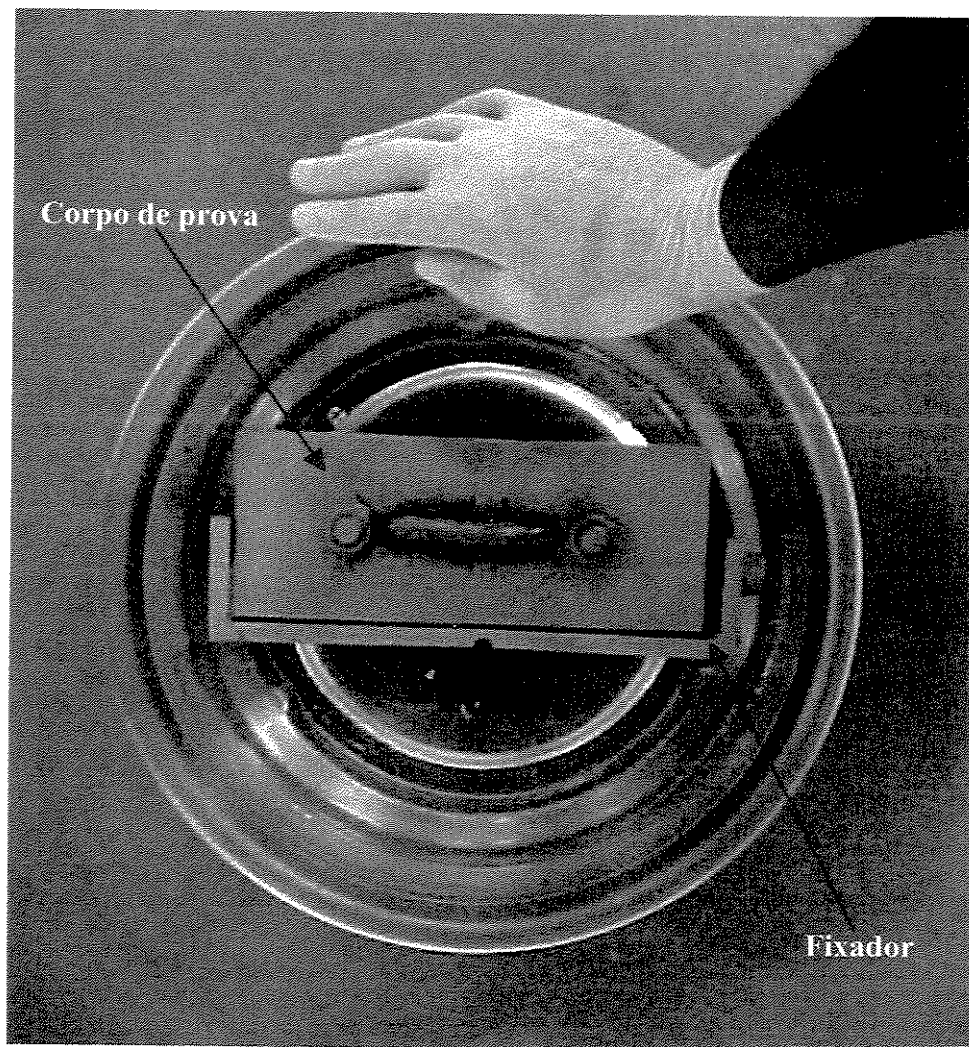


Figura 3.9 – Dispositivo de fixação do corpo de prova para os ensaios na célula

A escolha do aço inoxidável para o dispositivo deveu-se à necessidade da seleção de um material resistente à corrosão e que interferisse o mínimo possível na concentração da solução, e, assim, eliminasse o risco de invalidar o ensaio pela variação no pH final da solução.

3.5.2.2 – Preparo da solução, purgação com N₂ e saturação com H₂S

O ensaio consistiu na exposição de corpos de prova do teste G-BOP na solução A (NACE TM0284, 1996), uma solução de cloreto de sódio (NaCl) e ácido acético (CH₃COOH) saturada com H₂S em temperatura e pressão ambiente. A solução “A” era constituída dos seguintes reagentes:

- ✓ Cloreto de sódio (NaCl);
- ✓ Ácido acético (CH₃COOH);
- ✓ Água destilada e deionizada;
- ✓ Sulfeto de hidrogênio (H₂S);
- ✓ Nitrogênio (N₂);
- ✓ Hidróxido de sódio (NaOH).

O cloreto de sódio, o ácido acético e a água destilada e deionizada foram utilizados no preparo da solução A, o N₂ foi aplicado para purgar a solução e o H₂S para saturá-la. O hidróxido de sódio (NaOH), numa solução a 10%, foi utilizado na saída da célula para neutralizar o H₂S excedente da solução durante a realização do ensaio.

De acordo com a norma (NACE TM0284, 1996), o volume da solução a ser usado é definido em função da área superficial dos corpos de prova. Neste trabalho, para adaptação do ensaio foi considerada a área superficial dos corpos de prova do teste G-BOP. A razão entre o volume da solução de teste e a área total das superfícies do corpo de prova foi de 3mL/cm². Essa é a razão mínima que deve ser obedecida, desde que o volume da solução de teste mantenha o corpo de prova completamente submerso.

A solução era composta por 5,0% em peso de NaCl e 0,50% em peso de CH₃COOH em água destilada, isto é, 50,0 g de NaCl e 5,0 g de CH₃COOH foi dissolvido em cada 945 g de água destilada. O pH foi sempre medido antes da saturação com H₂S e após o final do teste, conforme recomendação da norma, segundo a qual o pH inicial deverá ser de 2,7 (±0,1) e o pH final não deve ser superior a 4,0 para o teste ser considerado válido. A Tabela 3.3 apresenta a composição

e volume da solução calculada para avaliação do metal de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio na presença do H₂S.

Tabela 3.3 - Composição da *solução A* para avaliar o MS do aço API X80 ao TIH

Corpo de prova		Solução NACE TM0284					
Volume (cm ³)	Área (cm ²)	Volume (mL)	NaCl (g)	CH ₃ COOH (mL)	Água (mL)	Purgação N ₂ (mL/min)	Saturação H ₂ S (mL/min)
1270	957,2	3000	150	15	2835	300	600

Pode ser observado na Tabela 3.3 que a razão entre o volume da solução e a área superficial do corpo de prova foi de 3mL para cada cm² da superfície. Para a purgação foram usados 100mL/min de N₂ para cada 1000mL da solução e, finalmente, na saturação 200mL/min de H₂S, também para cada 1000mL da solução.

No preparo da solução foram usados dispositivos apropriados para garantir a precisão recomendada pela norma NACE TM0284 (1996). A solução “A” foi preparada e colocada no dessecador, em seguida os corpos de provas foram colocados dentro da célula, que foi fechada, purgada com nitrogênio e em seguida saturada com H₂S.

A purgação com o gás nitrogênio e a saturação com o gás H₂S eram introduzidas próximo à base da célula de ensaio. A purgação foi iniciada imediatamente após a célula estar preenchida e era realizada com uma razão de no mínimo 100mL por minuto por litro da solução de teste. Após a purgação, o gás H₂S era borbulhado através da solução do teste. A taxa de borbulhamento foi de no mínimo 200mL por minuto por litro de solução testada para os 60 primeiros minutos.

O H₂S é um gás tóxico e inflamável. Os ensaios foram realizados dentro de uma capela com ventilação apropriada para exaurir todo gás. Durante a saturação da solução e manuseio do cilindro de H₂S eram tomados cuidados especiais como uso de máscara e monitoramento contra vazamentos. Para a realização dos ensaios foram consultados profissionais especializados em trabalhos com H₂S.

3.6 - Ensaio Complementares

Para melhor fundamentar a análise e discussão dos resultados de trincamento obtidos no ensaio de G-BOP, realizou-se uma série de ensaios complementares tais como:

- ⇒ análise microestrutural;
- ⇒ análise química;
- ⇒ medida da dureza das diferentes regiões da junta soldada;
- ⇒ medidas do teor de hidrogênio residual no aço API X80 e nos cordões de solda, e medidas de hidrogênio difusível nos arames tubulares;
- ⇒ fractografia das trincas.

3.6.1 - Preparação metalográfica e análise microestrutural

Com o objetivo de observar a morfologia, os microconstituintes dos cordões de solda, medir a dureza do metal de solda e correlacioná-los às variáveis de influência e aos resultados de trincas de hidrogênio no metal de solda, foi executada uma análise metalográfica nos corpos de prova. Os cortes para a retirada das amostras foram feitos a 10 mm da região onde se formou a trinca em cada cordão.

Para retirar as amostras dos corpos de prova, utilizou-se um equipamento cut-off. Posteriormente, as amostras obtidas foram embutidas em baquelite e preparadas por métodos metalográficos convencionais. O acabamento final foi realizado com feltro e pasta de diamante até a granulometria de 1 μm . Foi utilizado, para a observação metalográfica, um ataque com nital a 2% para análise da morfologia dos cordões de solda e um ataque com nital 2% para a análise microestrutural.

A microscopia de luz (MO) foi adotada como técnica para a identificação dos microconstituintes do metal de base, zona afetada pelo calor e metal de solda. Um microscópio ótico Neophot 32 e o programa analisador de imagem Leica Quantimet 500 MC, do laboratório de caracterização da FEM – UNICAMP, foram utilizados.

A microscopia de luz oferece subsídios regulares para estabelecer relações entre microestrutura e propriedades mecânicas, entretanto, a limitação desta técnica exige que seja necessário empregar, de maneira complementar, a microscopia eletrônica de varredura (MEV) para revelar detalhes microestruturais. Para tanto, utilizou-se o microscópio eletrônico de varredura JSM 5900 LV (Low Vacuo) do Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS) operado pela Associação Brasileira de Tecnologia de Luz Síncrotron (ABTLuS) para o Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e o Ministério da Ciência e Tecnologia (MCT).

3.6.2 – Caracterização das Fraturas

A análise e caracterização dos diferentes modos ou mecanismos de fratura, observados nas trincas presentes no metal de solda do aço API X80 soldados com os diferentes arames tubulares, foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para tanto, foi utilizado, também, o microscópio eletrônico de varredura JSM 5900 LV (Low Vacuo) do Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS). A caracterização consistiu em obter imagens de diferentes regiões da trinca. O procedimento definido neste trabalho, para caracterizar os modos de fraturas nas diferentes regiões da trinca, é apresentado na Figura 3.10.

A primeira e principal região analisada foi a de origem da trinca, com a finalidade de identificar como ela se nucleou, na tentativa de correlacioná-la a algum dos modelos de trincamento por hidrogênio existente na literatura. As análises das demais regiões da trinca objetivaram a caracterização do modo de propagação da fratura.

Observa-se na Figura 3.10 a seção transversal de um cordão de solda ensaiado através do teste G-BOP, em que podem ser observadas duas regiões distintas, uma referente à trinca presente no cordão de solda e outra referente a uma fratura. Nessa mesma figura observam-se as quatro regiões analisadas, ou seja, a região na raiz do cordão, onde se iniciou a trinca, e as regiões localizadas no centro da trinca e nos lados direito e esquerdo, por onde a trinca se propagou.

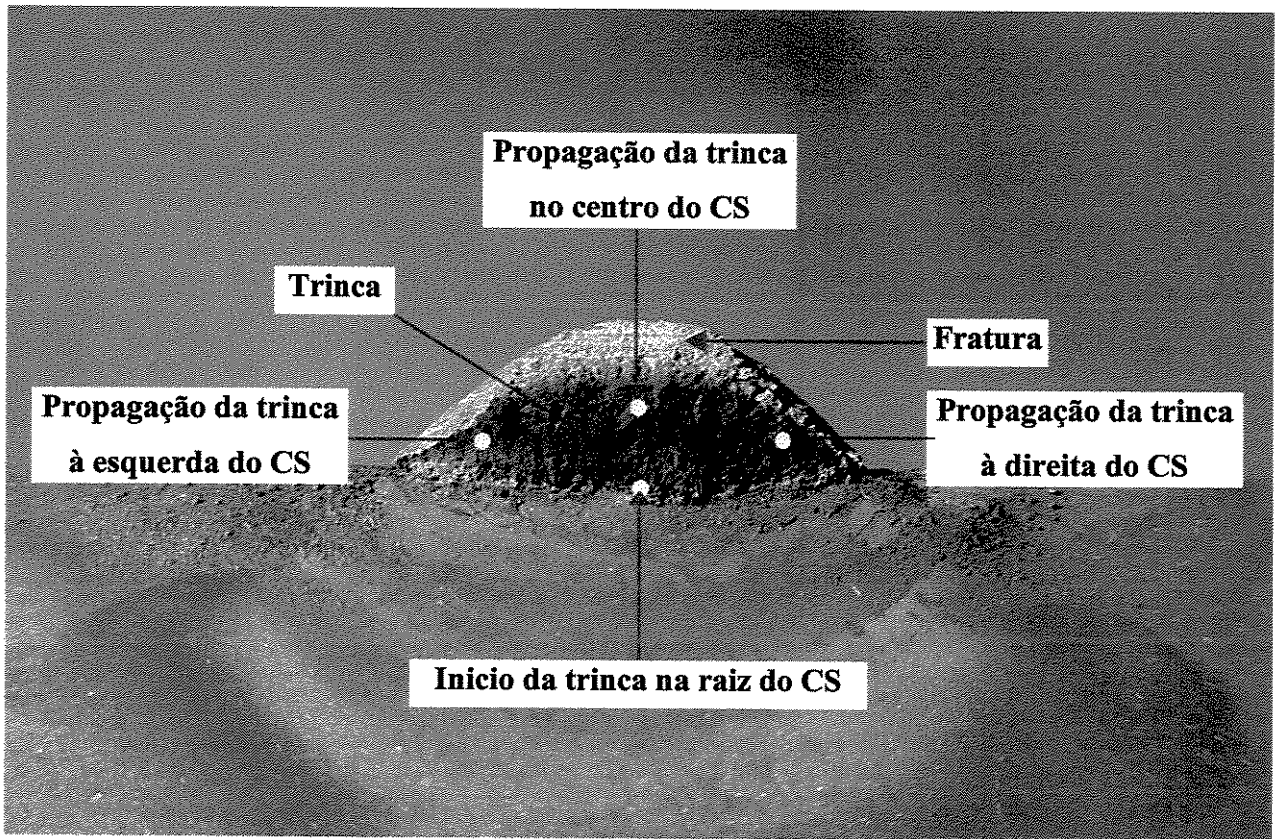


Figura 3.10 – Fratura representativa dos cordões de solda com as regiões a serem analisadas

3.6.3 - Medidas do teor de hidrogênio

Foi analisado, no cordão de solda e também no metal de base, o teor de hidrogênio, com a finalidade de obter o seu quantitativo para o cálculo final, deste elemento, no cordão de solda e no aço API X80 antes e após a exposição ao H₂S.

O teor de hidrogênio residual nos cordões de solda foi determinado por diferença de termocondutividade. O equipamento utilizado foi o determinador de hidrogênio RH-402 da *LECO Corporation*. As análises foram realizadas pelo Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais da Universidade Federal de São Carlos (CCDM – UFSCar).

As Medidas do teor de hidrogênio difusível dos arames tubulares, nas condições de soldagem utilizadas nesta pesquisa, foram realizadas no Laboratório de soldagem e Técnicas Conexas do Centro de Tecnologia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). Para

análise do hidrogênio difusível dos arames tubulares foi usado o método da Cromatografia Gasosa em um cromatógrafo Oerlinkon Yanaco GS-1006H.

3.6.4 - Medida de dureza da junta soldada

As medidas de dureza foram realizadas como parte da caracterização das seções transversais das juntas soldadas (MB, ZAC e CS). Para medir a dureza foi utilizado um medidor de dureza Vickers/Brinell, modelo HPD250, marca HECKERT-WPM, com diâmetro de esfera de 2,5 mm e 62,5 kgf de carga (ASTM E10-01e1). O tempo de permanência da carga foi de 15 segundos para cada medição. As medidas foram realizadas com 5 repetições em cada região da junta soldada para minimizar os erros aleatórios e ter validade estatística.

3.7 - Planejamento experimental

O desenvolvimento experimental teve como objetivo principal minimizar o número de ensaios e maximizar a quantidade de informações extraídas, com um grau pré-definido de confiabilidade estatística. Assim, os ensaios para avaliar a susceptibilidade do metal de solda dos diferentes arames tubulares foram desenvolvidos de acordo com o planejamento fatorial (PF).

O estudo de um determinado fenômeno, denominado variável de saída, pode ser realizado experimentalmente pela variação de um ou mais de seus fatores de influência. Desta forma, pode-se estudar a relação entre a causa e o efeito produzido pelas variações pertinentes. Para melhor entendimento do fenômeno em questão, pode-se abordá-lo pelo estudo da interação entre as diversas causas e suas influências nos efeitos obtidos (Montgomery e Runger, 1996).

Segundo Montgomery & Runger (1996), o delineamento fatorial é um dos métodos mais empregados para a análise de experimentos multifatoriais. Neste método, os tratamentos consistem em dois ou mais fatores, cada um variando em dois ou mais níveis. As combinações se processam de modo que cada nível de um fator ocorre conjuntamente com cada nível dos outros fatores. O número total de tratamentos é o produto entre o número de níveis de todos os fatores.

Os fatores envolvidos em uma pesquisa representam as variáveis independentes, enquanto os níveis indicam as suas variações. Os fatores variáveis foram o tipo de arame tubular, a temperatura de preaquecimento e o ambiente de avaliação do teste G-BOP. Assim, o planejamento experimental adotado foi o do tipo fatorial completo, com 3 fatores em 2 níveis.

O tratamento estatístico dos resultados obtidos foi realizado pelo método de análise de variância, considerando-se um nível de significância (α) igual a 10%. Portanto, a confiabilidade dos resultados é de 90%. Esse nível de significância foi definido pelo grau de repetitividade apresentado pela nova proposta de teste G-BOP, também apresentada e discutida no Capítulo 5 (item 5.2). A Figura 3.11 apresenta esquematicamente o planejamento experimental adotado. O desenvolvimento experimental foi realizado de acordo com a seguinte estruturação:

- ✓ Planejamento Fatorial (PF) 2^3 – total de 8 ensaios por réplica.
- ✓ Variáveis de Influência: 2 Arames tubulares (E71T-1 e E71T8-K6);
2 temperaturas de preaquecimento (temperatura ambiente e 100°C);
2 Ambientes (atmosfera ambiente do laboratório e uma solução rica em H₂S, segundo a NACE TM0284, 1996).
- ✓ Variável de resposta – Presença e porcentagem de trincas de hidrogênio no cordão de solda.
- ✓ Foram realizadas 5 réplicas para cada grupo de experimentos, totalizando 40 ensaios.

As variáveis de influência foram selecionadas com base na literatura. A seleção dos arames seguiu o critério apresentado no item 3.2. O procedimento para seleção das temperaturas de preaquecimento é apresentado no Capítulo 4 (item 4.1). A seleção dos ambientes utilizados para avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio que empregou a nova metodologia proposta neste estudo baseou-se na norma NACE TM 0284 (1996). Os dois ambientes selecionados foram: a atmosfera ambiente do laboratório (Ar) e a solução A (H₂S), recomendada pela norma para avaliação de aços. A preparação da solução se baseou nas características (volume e área superficial) dos corpos de prova para o teste G-BOP.

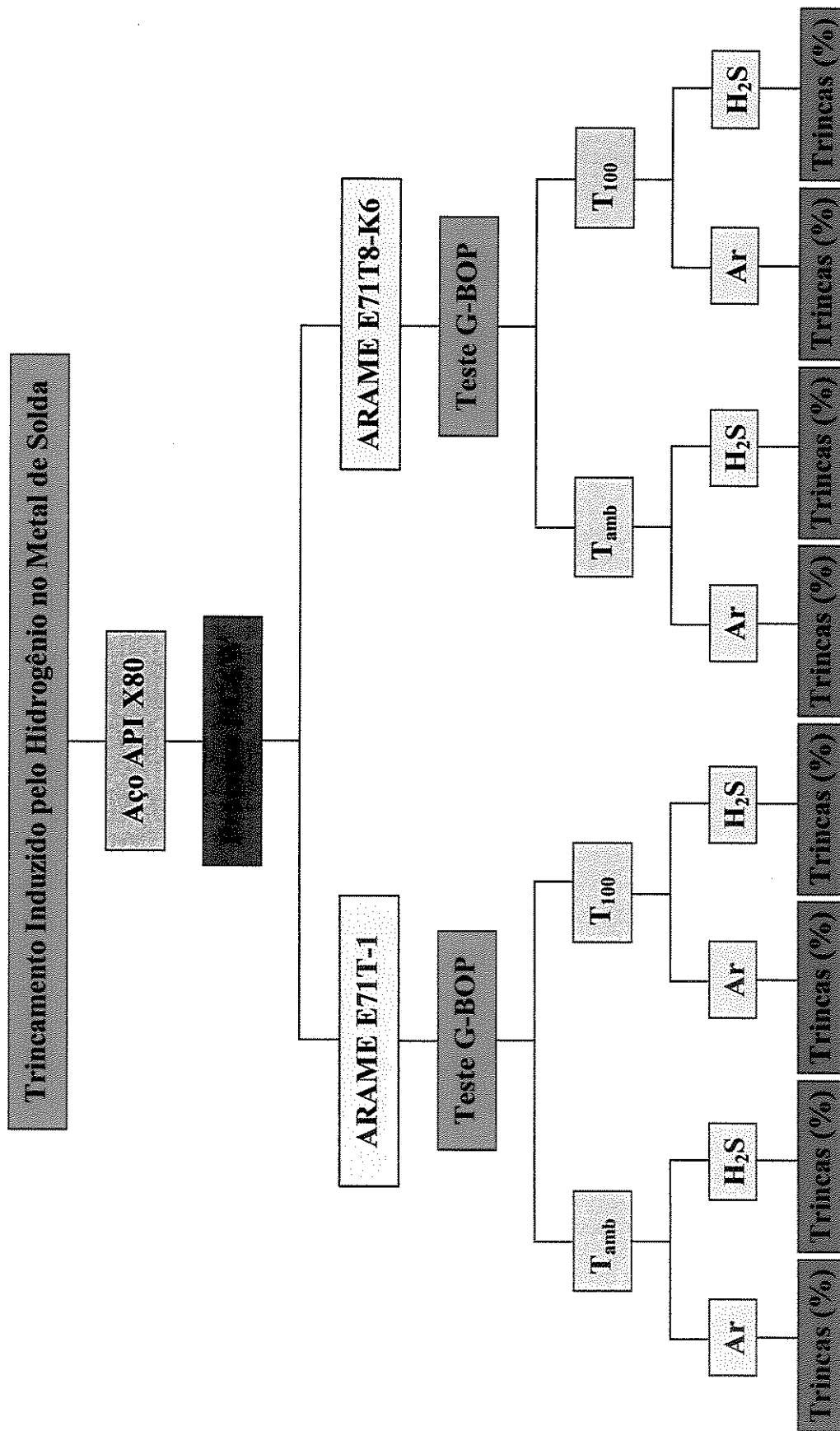


Figura 3.11 – Representação esquemática do planejamento experimental para avaliar TIH no metal de solda

3.8 - Monitoramento da umidade relativa e temperatura ambiente nos experimentos

As condições ambientais do laboratório, sob as quais são realizados ensaios experimentais para avaliar trincamento por hidrogênio em soldas, são importantes e devem ser consideradas. A influência das condições climáticas no nível de hidrogênio difusível foi comprovada por Dickerhut & Hotz (1991) e Kotecki (1992). Segundo esses autores, o aumento da umidade relativa pode provocar grandes aumentos no nível de hidrogênio difusível na junta soldada. Este efeito negativo é marcadamente importante nos eletrodos básicos de baixo nível de hidrogênio difusível (3mL/100 g), podendo duplicar o seu valor quando a umidade do ar passar de 40% para 80%. Para os eletrodos de maior hidrogênio difusível (9mL/100 g), este valor se limita a 1mL/100 g.

Nühn & Altemühl (1994) estudaram a influência das condições atmosféricas durante a soldagem sobre o teor de hidrogênio de arames tubulares. Segundo os autores, arames tubulares do tipo E81T1-Ni1 e E71T5-G apresentaram-se relativamente pouco sensíveis quando comparados ao eletrodo revestido tipo E8016-G. Por outro lado, Golschmitz, Huisman & Verburg (1993) afirmam que um aumento da umidade do ar de 8mg de água por m³ de ar para 20mg de água por m³ de ar resulta em um acréscimo do teor de hidrogênio de alguns arames tubulares não básicos de até 180%. Harwig, Longenecker & Cruz (1999) afirmaram que, após uma semana de exposição a um ambiente com 80% de umidade relativa e 27°C de temperatura, o arame tubular E71T-1 aumentou o conteúdo de hidrogênio difusível de 4 para 8mL/100g de metal depositado.

Com base nestas informações decidiu-se monitorar as condições ambientais em que foram realizados os ensaios, durante todo o desenvolvimento experimental. Foram realizadas medidas da umidade relativa (UR) e temperatura (T) para cada ensaio realizado, durante todo o período em que foram realizados os ensaios experimentais. Para minimizar e distribuir aleatoriamente os possíveis efeitos das condições climáticas sobre o trincamento por hidrogênio, os ensaios experimentais, com as mesmas condições de soldagem, foram replicados em semanas diferentes e executados segundo a seqüência totalmente aleatorizada, conforme apresentados nas Tabelas 5.5

e 5.6. Assim o erro da variabilidade do comportamento da umidade relativa foi, provavelmente, aleatoriamente distribuído nos experimentos.

A realização dos ensaios experimentais numa seqüência totalmente aleatorizada objetivou, além de minimizar o erro aleatório das condições ambientais sobre os resultados dos ensaios, diminuir os erros provocados por vícios inerentes às práticas experimentais. Esse cuidado também foi adotado por Carvajal Fals (2000) ao estudar uma proposta de teste do implante modificado para avaliar trincas induzidas pelo hidrogênio no MS, usando a técnica de emissão acústica. A Figura 3.12 apresenta os resultados dos valores médios da umidade relativa e temperatura.

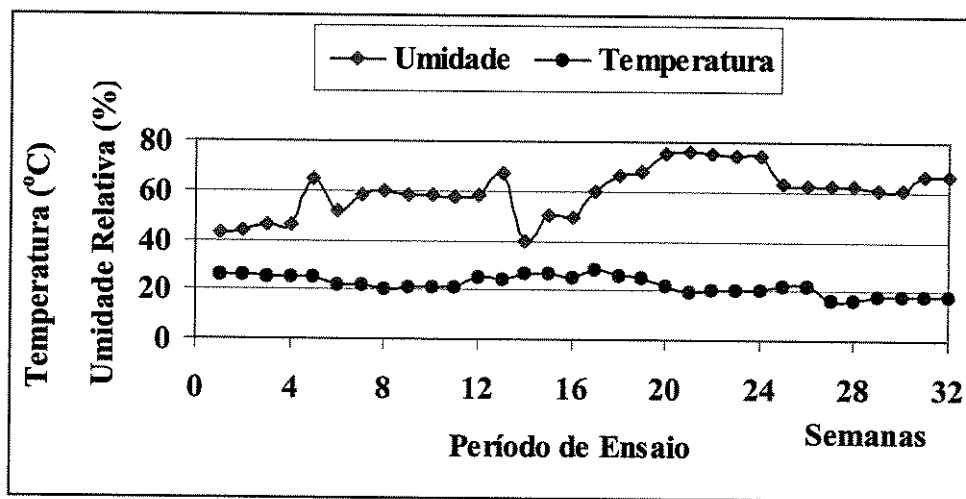


Figura 3.12 - Condições climáticas durante o período de realização dos ensaios

Na Figura 3.12 pode ser observado que a umidade relativa apresentou oscilações, durante o período de ensaios, que podem ter produzido variações no teor hidrogênio difusível resultante nos metais de solda ensaiados. No entanto essas variações foram, provavelmente, aleatoriamente distribuídas nos cordões de solda ensaiados.

Para evitar que possíveis variações da umidade do gás de proteção pudessem influenciar o nível de hidrogênio difusível absorvido pelo metal de solda, um único cilindro de CO₂ foi adquirido e utilizado em todos os ensaios com o arame E71T-1. Segundo Kiefer (1996), que estudou a influência da umidade presente no gás de proteção no processo FCAW, a umidade presente no gás pode provocar um aumento de até 5mL/100 g de hidrogênio difusível.

Capítulo 4

Resultados Preliminares

Neste capítulo são apresentados os resultados preliminares que deram sustentação ao desenvolvimento e objetivos definitivos desta pesquisa. São definidos e discutidos as temperaturas de preaquecimento, os parâmetros e as energias de soldagem para o estudo de trincamento a frio em metais de solda do aço API X80, quando soldados com os arames tubulares E71T-1 e E71T8-K6. Por fim, faz-se uma discussão do comportamento da morfologia dos cordões de solda executados com as condições de soldagem definidas e usadas no desenvolvimento experimental deste trabalho.

4.1 - Seleção das temperaturas de preaquecimento

O preaquecimento do aço é o método mais largamente usado para evitar as trincas induzidas por hidrogênio em soldas. No entanto, preaquecer o material antes do processo de soldagem é uma operação cuja montagem, execução e supervisão são caras. Logo, não basta, apenas, definir uma temperatura de preaquecimento para o aço, mas a temperatura de preaquecimento mínima necessária para evitar o trincamento por hidrogênio. Segundo Adonyi (2000), um dos objetivos do desenvolvimento de aços de alto desempenho consiste em reduzir custos pela eliminação ou redução do preaquecimento.

A temperatura de preaquecimento necessária para soldagem do aço API X80 pode ser determinada por vários métodos (Yurioka, 2001). Porém esses métodos estão baseados em diferentes modelos de cálculo do carbono equivalente (CE), o que gera divergências sobre o

método mais adequado a utilizar. Além disso, na soldagem de dutos em campo, são utilizados valores de temperatura de preaquecimento calculados de forma empírica, diferentes daqueles calculados conforme as indicações da literatura, o que reforça as diferenças existentes entre os mais variados métodos utilizados para determinar a temperatura de preaquecimento mínima necessária para eliminar o risco da junta soldada sofrer trincamento a frio (Davidson, 1995).

No que se refere aos aços ARBL para dutos, a norma API 5L (2000) recomenda que, para aços com conteúdo de carbono menor ou igual a 0,12%, como o aço deste estudo, deve ser usada a fórmula de Ito & Bessyo, que utiliza o parâmetro de trincamento do metal de solda (Pcm). Esta fórmula também é recomendada pela American Welding Society (AWS), na sua norma D1.1 (2000).

Com a utilização da fórmula de Ito & Bessyo (Capítulo 2, item 2.4, Equação 2.25) para calcular a temperatura de preaquecimento mínima necessária para evitar trincas de hidrogênio na soldagem do aço API X80, para as condições específicas deste trabalho, determina-se uma temperatura de preaquecimento de $-35,3^{\circ}\text{C}$. Este valor de temperatura fundamenta que o aço API X80 poderia, até ser resfriado antes da soldagem, o que resultaria em uma alta taxa de resfriamento do cordão de solda, e mesmo assim a junta soldada não sofreria trincamento por hidrogênio. Outra interpretação seria a de que, pelas características do aço API 5L X80 soldado com os arames tubulares definidos, não se faz necessário o preaquecimento do material.

Aplicando-se os modelos de Hart (1986) e Chakravarti & Bala (1989) para o calcular a temperatura de preaquecimento mínima para prevenir trincas de hidrogênio na soldagem do aço API X80, são obtidos os valores de temperaturas de 58°C e 45°C , respectivamente.

Entretanto na prática, o procedimento de soldagem utilizado por um fabricante de eletrodos tubulares (Hobart Brothers, 2002), para soldagem de dutos de aço API X80, recomenda uma temperatura de preaquecimento de 160°C para soldagem das juntas no campo.

Com base no que foi exposto, verifica-se que apesar da grande variedade de métodos que são usados para calcular a temperatura de preaquecimento de uma junta, existem grandes

divergências sobre qual método é mais adequado. Consideradas as divergências entre os valores de temperaturas de preaquecimento calculados e utilizados na prática e os diversos métodos para calculá-las, o fator determinante para a seleção das temperaturas de preaquecimento a serem usadas nesta pesquisa foi a utilização dos resultados de trabalhos que estivessem o mais próximo possível do material e condições utilizados neste estudo.

Para a seleção das temperaturas de preaquecimento utilizadas foi usado o estudo de Yurioka (2002), que realizou uma comparação entre quatro métodos utilizados para o cálculo da temperatura de preaquecimento em aços estruturais de conteúdo de carbono entre 0,034% até 0,234%, incluindo aços ARBL para dutos. A Figura 4.1 mostra o resultado do estudo para um aço API X80 com Pcm de 0,173.

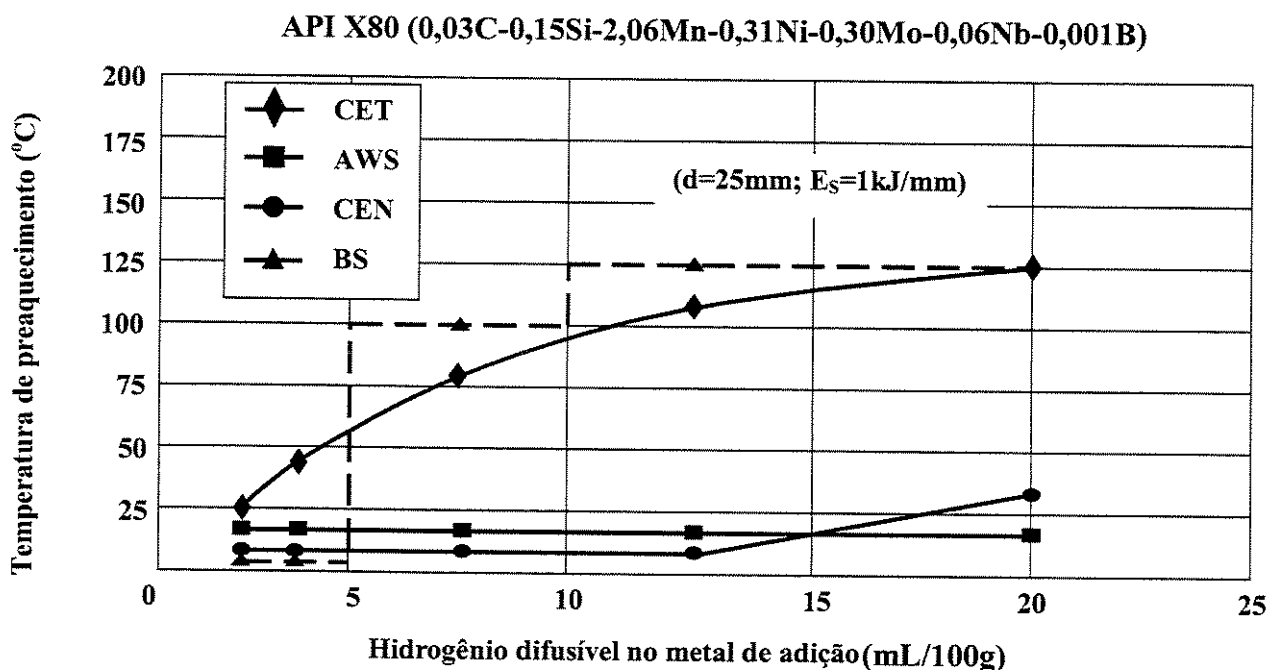


Figura 4.1 - Temperaturas de preaquecimento versus conteúdo de hidrogênio difusível do metal de adição para soldagem de um tipo de aço API X80 (Yurioka, 2002)

Como pode ser observado na Figura 4.1, para metais de adição com hidrogênio difusível entre 10 e 15mL/100g, de acordo com os métodos da AWS e CE_N , para soldagem do aço API X80 não há necessidade da utilização de preaquecimento para o material; os métodos BS e CET, por sua vez, recomendam que o aço deve ser preaquecido.

O aço API X80 utilizado nesse estudo apresenta Pcm de 0,156. Os arames tubulares utilizados nesta pesquisa possuem hidrogênio difusível entre 10 e 15ml/100g, para as condições de soldagem usadas neste estudo. Assim, foram selecionadas e utilizadas nos ensaios experimentais as seguintes temperaturas:

⇒ Temperatura ambiente (T_{amb}) – definida, conforme os métodos CE_N e da AWS, como a recomendada para este tipo de aço. No caso das condições ambientais desse trabalho, essa temperatura oscilou entre 18 e 25°C.

⇒ Temperatura de 100°C (T_{100}) – determinada usando-se o método CET, que é menos conservador do que o método BS; pelo método CET, as temperaturas de preaquecimento necessárias para soldar o aço API X80 usado neste trabalho são de 86°C e 103°C para os arames E71T-1 e E71T8-K6 respectivamente. Assim foi selecionado 100°C como temperatura de preaquecimento para os dois arames.

A escolha do estudo de Yurioka (2002) foi considerada mais apropriada para selecionar as temperaturas de preaquecimento pelas razões expostas acima. As temperaturas de preaquecimento selecionadas (temperatura ambiente e preaquecimento de 100°C) também foram utilizadas por Cooper Ordoñez, Silva & Trevisan (2003). Os autores avaliaram a influência da temperatura de preaquecimento sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas do aço API X80 quando são utilizados os mesmos arames tubulares usados nesta pesquisa. Segundo os autores, as propriedades mecânicas das juntas soldadas não foram influenciadas pelos níveis de temperatura de preaquecimento utilizados.

4.2 – Definição dos parâmetros de soldagem

A influência dos parâmetros de soldagem no nível de hidrogênio difusível é um fator importante e deve ser considerado quando se utiliza o processo FCAW. De acordo com a literatura (Domingues & Ros, 1996; Kiefer, 1996; Harwig, Longenecker & Cruz, 1999), o teor de hidrogênio difusível dos eletrodos é fortemente influenciado pelos parâmetros de soldagem. Para que fossem analisados apenas os efeitos das variáveis de influência (tipo de arame tubular,

temperatura de preaquecimento e ambiente de ensaio) sobre o trincamento por hidrogênio, decidiu-se utilizar a energia nominal de soldagem como parâmetro de controle para soldagem do aço API X80 com os diferentes arames tubulares. Durante todos os ensaios, esse parâmetro foi constante, para evitar a influência de qualquer variação dos parâmetros de soldagem na absorção de hidrogênio pela poça de fusão e, conseqüentemente, nas características do fenômeno de trincamento induzido pelo hidrogênio. A energia nominal de soldagem (E_s) foi calculada com a utilização da equação abaixo:

$$E_s = \frac{60 \cdot I \cdot U}{1000 \cdot V_s} \quad (4.1)$$

Sendo: E_s – energia nominal de soldagem (kJ/mm);
 I – corrente de soldagem (A);
 U - tensão de soldagem (V);
 V_s – velocidade de soldagem (mm/min).

Os parâmetros de soldagem foram definidos a partir de recomendações do fabricante dos eletrodos, catálogos, livros (Welding Handbook - AWS, 1991; Machado, 1996). As condições de soldagem foram definidas de forma a se obter um arco estável, cordões de solda homogêneos e com qualidade superficial. Com base nestes requisitos e em ensaios preliminares realizados foi verificado que, devido às diferenças entres os arames, as condições de soldagem não poderiam ser as mesmas para os dois arames tubulares. A partir daí decidiu-se manter constante, também, além da energia nominal de soldagem, a constante de deposição (K_D), que é calculada pela equação a seguir:

$$K_D = \frac{V_a}{V_s} \quad (4.2)$$

Sendo: K_D – Constante de deposição;
 V_a – velocidade de alimentação do arame (mm/min);
 V_s – velocidade de soldagem (mm/min).

A constante de deposição ($K_D = 23,33$), isto é, a relação entre a velocidade de alimentação do arame e a velocidade de soldagem foi sempre igual para os dois arames tubulares. Esse procedimento teve como objetivo, também, manter mais um referencial constante entre os testes, bem como para diminuir a interferência de qualquer diferença na quantidade de material depositado por comprimento de solda na análise dos resultados, independentemente da temperatura de preaquecimento e condições dos ensaios. Assim, as velocidades de soldagem e de alimentação do arame foram fixadas em 150mm/min e 3,5m/min, respectivamente, e os parâmetros corrente, tensão e DBCP ajustados para uma energia nominal de soldagem de 2kJ/mm. As condições de soldagem selecionadas utilizadas nos ensaios experimentais, para os arames tubulares E71T-1 e E71T8-K6, são apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem para os diferentes arames tubulares

Arame	I (A)	U (V)	V_a (m/min)	V_s (mm/s)	DBCP (mm)	Es kJ/mm	K_D (V_a/V_s)
E71T-1	200	25	3,5	2,5	19	~2	23,33
E71T8-K6	220	22	3,5	2,5	25	~2	23,33

Comparando-se as condições de soldagem apresentados na Tabela 4.1, para cada arame tubular, observa-se que os parâmetros de soldagem utilizados para os arames tubulares E71T-1 e E71T8-K6 apresentaram diferenças. O arame E71T8-K6 usou maior corrente de soldagem e DBCP, enquanto o arame E71T-1 foi usado com maior tensão do arco. Esse comportamento dos parâmetros de soldagem deve-se, principalmente, às características peculiares de cada tipo de arame, tais como tipo de fluxo, tipo de proteção e polaridade da corrente.

Ainda analisando a Tabela 4.1, pode ser observado que o valor da DBCP utilizada com o arame autoprotetido E71T8-K6 (25mm) foi maior do que o daquela usada com o arame com proteção auxiliar de gás (E71T-1), que utilizou 19mm. Essa relação está de acordo com a literatura (Machado, 1996; Linnert, 1994), que afirma que arames tubulares autoprotetidos tendem a usar DBCP maior do que os arames tubulares que usam proteção auxiliar de gás.

4.2.1 - Análise da morfologia dos cordões de solda

Durante a apresentação dos resultados da morfologia dos cordões de solda executados com os diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento, o arame tubular E71T-1 é identificado como T1amb quando o ensaio foi realizado à temperatura ambiente e como T1100 quando foi executado com preaquecimento de 100°C. Já o arame tubular autoprottegido é identificado como T8amb quando o ensaio for realizado à temperatura ambiente e por T8100 quando for realizado com preaquecimento, também, de 100°C.

São apresentados na Tabela 4.2 os resultados da morfologia dos cordões de solda, ou seja, os parâmetros geométricos: penetração (p), largura (b), reforço (r) e a área da seção transversal dos cordões de solda (A); obtidos com as condições de soldagem otimizadas para os arames tubulares (E71T-1 e E71T8-K6) e para as temperaturas de preaquecimento (temperatura ambiente e 100°C).

Tabela 4.2 - Parâmetros geométricos dos cordões de solda

Arame / Temperatura	Parâmetros geométricos			
	p (mm)	b (mm)	r (mm)	A (mm ²)
T1amb	0,7	14,9	2,9	42,6
T1100	1,1	16,9	2,7	46,0
T8amb	3,5	11,7	3,2	50,4
T8100	4,1	12,2	3,0	54,9

Para uma melhor visualização dos resultados apresentados na Tabela 4.2, são mostradas na Figura 4.2 macrografias representativas das seções transversais dos cordões de solda.

Analisando-se a Tabela 4.2 e a Figura 4.2, pode ser observado que, mesmo quando se mantêm constantes a energia nominal de soldagem e a constante de deposição, os cordões de solda apresentaram variações nas suas morfologias.

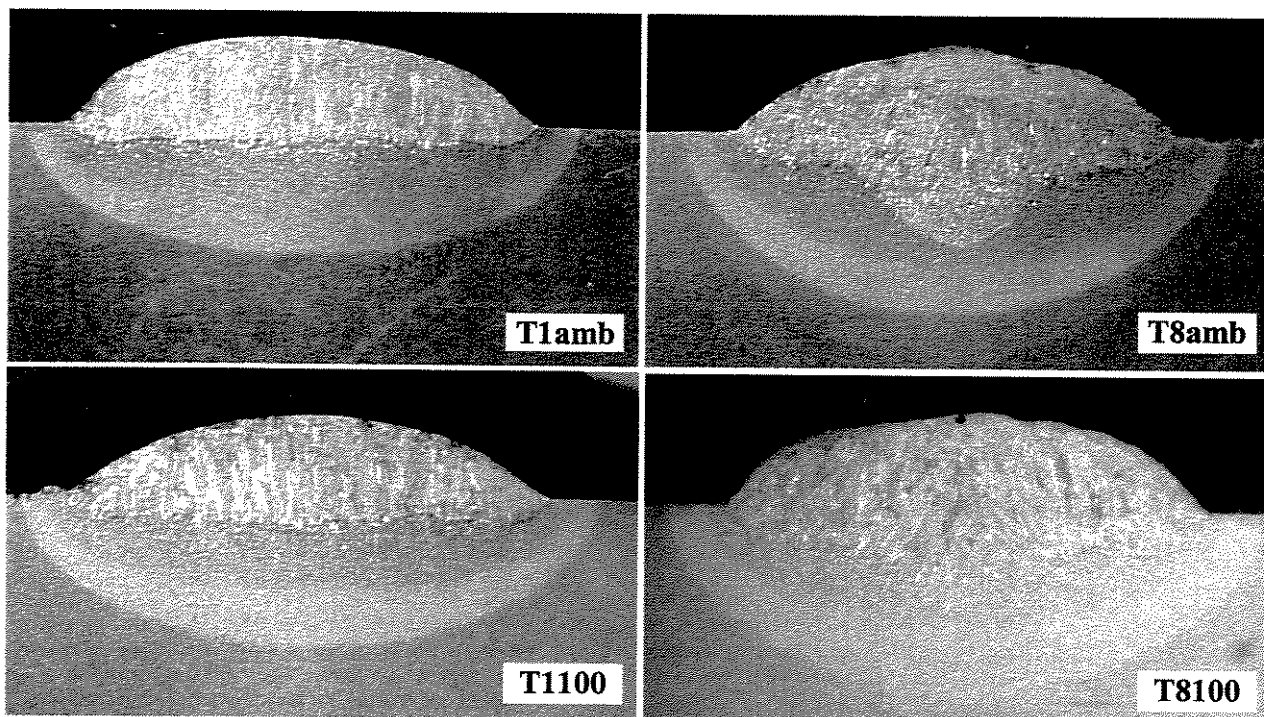


Figura 4.2 – Macrografias das seções transversais dos cordões de solda ensaiados

Os cordões de solda executados com o arame E71T8-K6 apresentaram maiores penetração, reforço e área da seção transversal, independentemente da temperatura de preaquecimento. Os cordões soldados com o arame E71T-1 apresentaram maior largura também, independentemente da temperatura de preaquecimento. Os cordões soldados na condição T8amb apresentaram em média: penetração 385% maior, largura 22% menor, reforço 12% maior e área 18% maior que os cordões obtidos na condição T1amb. Para os cordões de solda executados na condição T8100, observou-se uma penetração 263% maior, uma largura 28% menor, um reforço 11% maior e uma área 19% maior que os cordões obtidos na condição T1100.

Ainda, analisando a Tabela 4.2 e a Figura 4.2, observa-se que os cordões de solda executados com preaquecimento de 100°C apresentaram variações nas suas morfologias para os dois tipos de arames tubulares. Nota-se também que todos os parâmetros geométricos dos cordões de solda aumentaram com o preaquecimento do material, com exceção do reforço que diminuiu. Os resultados apresentados na Tabela 4.2 foram submetidos a uma análise de variância, para comprovar a influência do tipo de arame tubular e da temperatura de preaquecimento sobre a morfologia dos cordões de solda, conforme apresentado na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Resultado da análise de variância da morfologia dos cordões de solda

ANÁLISE DE VARIÂNCIA SOBRE A PENETRAÇÃO						
Variável	Soma dos Quadrados (SQ)	Graus de Liberdades (GL)	Fator F Calculado	Fator F Adotado	Conclusão	
Tipo de Arame Tubular (A)	41,501	1	4952,363	3,048	Influencia	
Temperatura de Preaquecimento (B)	1,063	1	126,803	3,048	Influencia	
Interação arame x preaquecimento	0,024	1	2,841	3,048	Não Influencia	
VARIABILIDADE TOTAL DOS RESULTADOS			VARIABILIDADE DEVIDO AO ERRO			
SSt	GL		SS _E		GL	
42,721	19		0,134		16	
ANÁLISE DE VARIÂNCIA SOBRE A ÁREA DA SECÇÃO TRANSVERSAL DOS CORDÕES DE SOLDA						
Variável	Soma dos Quadrados (SQ)	Graus de Liberdades (GL)	Fator F Calculado	Fator F Tabelado	Conclusão	
Tipo de Arame Tubular (A)	350,285	1	138,994	3,048	Influencia	
Temperatura de Preaquecimento (B)	77,225	1	30,643	3,048	Influencia	
Interação arame x preaquecimento	1,984	1	0,787	3,048	Não Influencia	
VARIABILIDADE TOTAL DOS RESULTADOS			VARIABILIDADE DEVIDO AO ERRO			
SSt	GL		SS _E		GL	
42,721	19		0,134		16	

A Tabela 4.3 mostra o resultado da análise de variância e as conclusões sobre como se comportou a morfologia dos cordões de solda em função do tipo de arame tubular e da temperatura de preaquecimento. A análise de variância foi executada sobre todos os resultados da morfologia dos cordões de solda. Porém esta tabela apresenta, apenas, a análise da penetração e da área da secção transversal dos cordões de solda.

A análise de variância comprovou que, mesmo quando se mantêm constantes a energia nominal de soldagem e a constante de deposição, todos os parâmetros (penetração, largura, reforço e área da seção transversal) foram influenciados pelo tipo de arame tubular e pela temperatura de preaquecimento.

O arame E71T-1 foi utilizado com eletrodo positivo e o arame E71T8-K6 foi utilizado com eletrodo negativo, que são características operacionais determinadas pelo fabricante dos arames. O tipo de corrente e sua polaridade afetam a forma e dimensões da poça de fusão, a estabilidade do arco e a transferência de metal de adição.

A análise da Figura 4.2 e dos resultados apresentados na Tabela 4.3 permite observar que, independentemente do preaquecimento, o arame autoprotetido E71T8-K6 apresentou um maior poder de penetração axial que o arame com proteção auxiliar de gás E71T-1.

Pesquisas que utilizam arames tubulares têm mostrado resultados divergentes da literatura. Cooper Ordoñez (2004) e Cooper Ordoñez, Silva & Trevisan (2004) observaram em seus estudos que o arame tubular autoprotetido soldado com polaridade direta (CCEN) apresentou maior poder de penetração axial do que o arame tubular com proteção auxiliar de CO₂.

Silva, Arantes & Trevisan (2003) também observaram a característica de maior penetração axial do arame tubular autoprotetido, em um estudo comparativo entre arames tubulares, com proteção gasosa e autoprotetido, utilizados em soldas de revestimento de aço inoxidável. Em testes feitos em dutos da classe API X70, soldados com arame tubular autoprotetido, Santos Neto (2003) também observou um comportamento similar quanto à alta penetração axial do arame tubular autoprotetido soldado com polaridade direta.

A influência do preaquecimento sobre a morfologia dos cordões de solda deve-se ao maior valor de energia resultante na poça de fusão, como consequência do preaquecimento do material. Esse fato fica evidente quando se observam as macrografias apresentadas na Figura 4.2, em que se verifica que a região da zona afetada pelo calor (ZAC) é maior nos cordões de solda executados com preaquecimento, independentemente do tipo de arame tubular utilizado.

4.2.2 - Análise da diluição do metal de base nos cordões de solda

Os cordões de solda executados com o arame tubular autoprotetido apresentaram uma maior diluição do metal de base, o que pode provavelmente influenciar o resultado do trincamento induzido pelo hidrogênio no metal de solda.

Na Tabela 4.3 são apresentados apenas os resultados da análise para a penetração e área da seção transversal dos cordões. São esses dois parâmetros que definem a diluição do metal de base no cordão de solda.

A Tabela 4.4 apresenta os resultados da diluição do Aço API X80 nos cordões de solda executados nas condições (tipo de arame tubular e temperaturas de preaquecimento) definidas para este trabalho. A diluição pode ser calculada, na seção transversal do cordão, através da razão entre a área do metal de base fundida e toda a área do cordão de solda (Machado, 1996).

A análise da Tabela 4.4 revela que os cordões de solda executados com o arame E71T8-K6 apresentaram maior diluição do metal de base, independentemente da temperatura de preaquecimento. Os cordões executados com preaquecimento de 100°C também apresentaram maior diluição quando soldados com os dois tipos de arames tubulares.

Tabela 4.4 - Diluição do aço API X80 nos cordões de solda

Arame Tubular	Temperatura de preaquecimento	
	Tamb	T100
E71T-1	23,5	25,4
E71T8-K6	43,4	54,2

Estudos utilizando o teste G-BOP (Marianetti, 1998; Adonyi, 1998; Atkins et al., 2002) foram realizados com o uso de apenas um tipo de aço como material dos blocos para avaliar a susceptibilidade de vários tipos de eletrodos e processos de soldagem ao trincamento por hidrogênio no metal de solda, independentemente do metal de adição avaliado.

Chakravarti & Bala (1989) avaliaram a susceptibilidade de vários metais de adição ao trincamento a frio utilizando o teste G-BOP em dois diferentes tipos de aço (ASTM A588 e ASTM A36) como metais de base. Eles concluíram que, dependendo do tipo de metal de adição utilizado, houve variações significantes nos resultados do percentual de trincas nos metais de solda. Os resultados evidenciam a influência que exerce o metal de base sobre o fenômeno estudado.

De acordo com o processo de soldagem, metal de adição e condições de soldagem utilizados pode haver uma maior ou menor diluição do metal de base na formação do cordão de solda, como pode ser observado na Tabela 4.4. Logo, a provável influência do metal de base sobre os resultados de TIH nas pesquisas não está sendo considerada. Aqui chama atenção o fato de que a diluição do metal de base no cordão de solda é, provavelmente, relevante para os resultados de TIH em metais de solda. E, conseqüentemente, deve ser considerado nos resultados do teste G-BOP o efeito dos metais de base para os quais os eletrodos tubulares avaliados são recomendados e estão sendo soldados.

Capítulo 5

Resultados e Discussões da Nova Proposta de Teste G-BOP Modificado

Neste capítulo é apresentado o novo teste G-BOP modificado, proposto para viabilizar o uso de chapas finas na avaliação de trincas induzidas pelo hidrogênio em metais de solda. São discutidos as condições de funcionalidade e repetitividade da nova proposta de teste, a definição do número de réplicas, confiança e nível de significância dos resultados. Por fim, os resultados da nova proposta são comparados com resultados do teste G-BOP apresentados na literatura.

5.1 - Proposta do teste G-BOP modificado para avaliar TIH em chapas finas

Pode ser observado na literatura (Macparlan & Graville, 1975 e 1976; Chakravarti & Bala, 1989; Vuik, 1993; Davidson, 1995; Adoniy, 2000; Atkins et al., 2002), que os corpos de prova utilizados no teste G-BOP são constituídos por dois blocos com dimensões de 125mm x 100mm x 50 mm, conforme mostrado na Figura 2.8. Segundo Davidson (1995), essa seria a grande limitação do teste, ou seja, a aplicação do teste estaria limitada à utilização de materiais com espessura mínima de 50,8 mm. Outra limitação do teste, observada na literatura (Marianetti, 1998), refere-se ao uso de um único material de base para avaliar diferentes processos de soldagem e metais de adição. No estudo de Chakravarti & Bala (1989) foi avaliada a susceptibilidade de metais de solda do arame tubular E70T-1 nos aços ASTM A588 Gr A e A36. Os resultados apresentaram 80% e 70% de trincas de hidrogênio, respectivamente, e comprovaram que o metal de base influencia nos resultados. No entanto essa influência não está sendo considerada.

O teste G-BOP tem sido escolhido dentre os muitos testes de soldabilidade por sua simplicidade e confiabilidade ao quantificar a suscetibilidade ao TIH. No entanto, como citado anteriormente, está limitado à espessura do material dos blocos. Além disso, são usados materiais para avaliar metais de adição que, em muitos casos, não são os materiais para os quais os eletrodos são recomendados.

Diante da necessidade de se utilizar blocos com grande espessura na aplicação do teste G-BOP e buscando uma alternativa para eliminar as principais limitações do teste, tornou-se altamente importante propor uma modificação do teste G-BOP para estudar a sua viabilidade ao avaliar trincas de hidrogênio no metal de solda de chapas de aço com espessuras inferiores a 50,8mm.

A proposta consiste na montagem de blocos conjugados com chapas do aço que se deseja avaliar, nesse estudo o aço API X80, e chapas de aço ABNT 1020. Essa montagem propõe a aplicação do teste G-BOP também em chapas finas, fazendo com que a principal limitação do teste, isto é, a espessura do metal de base, seja minimizada ou eliminada.

A nova proposta de teste G-BOP modificado é avaliada nesta pesquisa ao serem empregados blocos de teste confeccionados a partir de chapas de aço ABNT 1020 com dimensões de 125mm x 100mm x 38 mm, conjugadas com chapas de aço API X80 com 125mm x 100mm x 12,8 mm. O aço API X80 é o metal de base que, soldado com diferentes arames tubulares, produzirá o metal de solda no qual se deseja avaliar as trincas de hidrogênio. O aço ABNT 1020 serve de suporte para o aço API X80, que juntos formam um bloco com 50,8mm de espessura. Para confecção dos blocos, as chapas de aço serão unidas por um sistema de fixação formado por parafuso Allen, arruela de pressão e porca, conforme mostrado no desenho expandido da Figura 5.1.

Pra uma melhor visualização e entendimento da proposta, a Figura 5.2 mostra uma foto com as vistas superiores da chapa de aço ABNT 1020 e da chapa a ser testada, o aço API X80. Na figura podem ser vistos, também, os componentes do sistema de fixação das chapas.

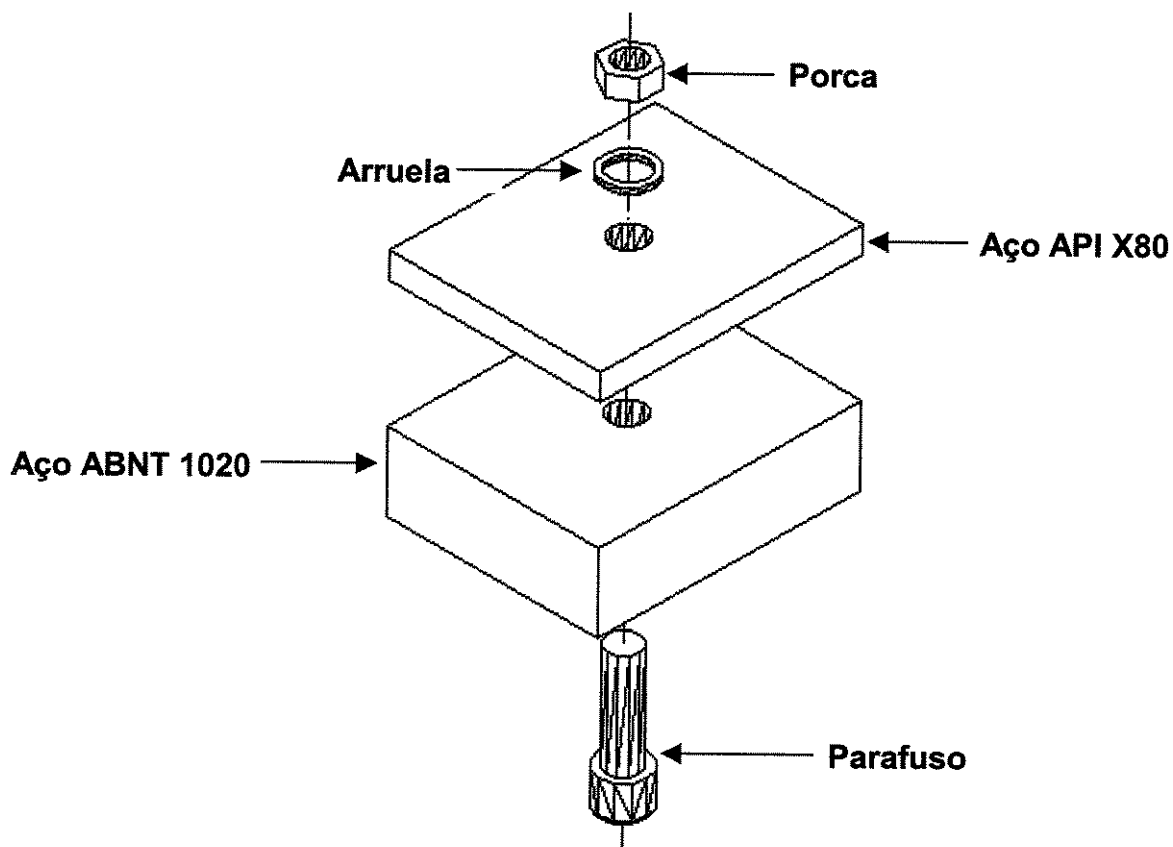


Figura 5.1 – Representação esquemática da montagem dos blocos da proposta do teste G-BOP

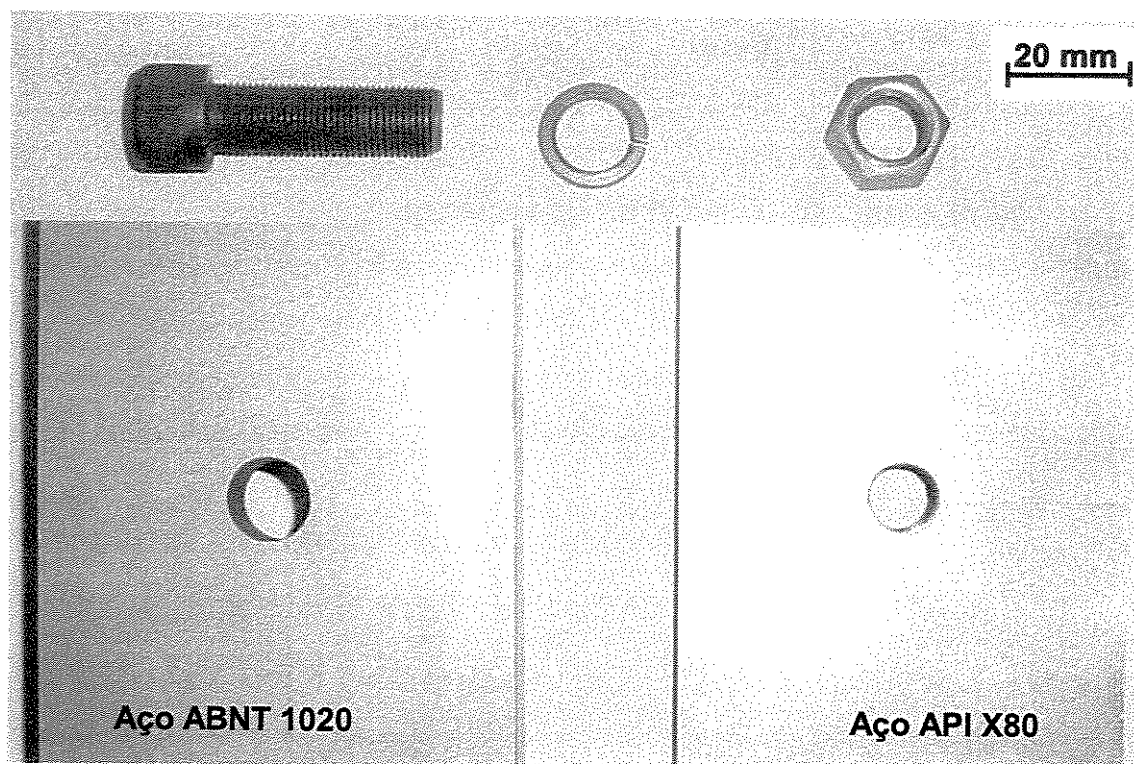


Figura 5.2 - Chapas e sistema de fixação para montagem do bloco para o teste G-BOP

Com essa proposta é possível avaliar TIH em metais de solda obtidos em condições (metal de adição e metal de base) reais de aplicação, ou seja, ao invés de avaliar diversos tipos de processos e metais de adição com a utilização de um único tipo de aço, com espessura de 50,8mm, como metal de base, pode ser avaliado o metal de solda obtido com o aço e metal de adição para uma condição real de serviço.

Para confeccionar os blocos usados na montagem dos corpos de prova do novo teste G-BOP modificado, chapas do aço API X80 são sobrepostas sobre blocos de aço ABNT 1020. Em seguida, efetua-se a união das chapas através do parafuso, arruela e porca. Os apertos do parafuso e da porca são controlados, ou seja, durante a montagem final do bloco é executado um rigoroso controle dos apertos aplicados no parafuso e na porca. Um torquímetro com relógio é utilizado para aplicar e controlar o aperto (torques de 156,8N.m, tanto no parafuso quanto na porca), como mostrado na Figura 5.3.

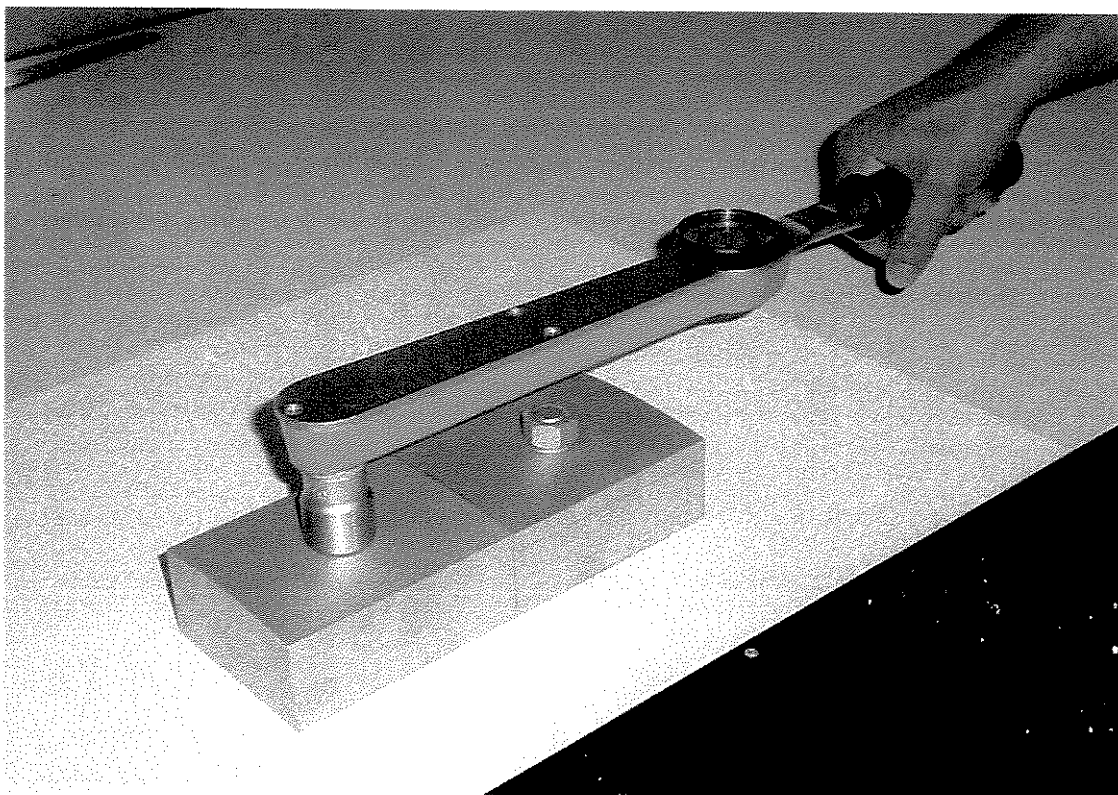


Figura 5.3 – Aplicação e controle do torque nos blocos usados na nova proposta de teste G-BOP

A Figura 5.4 apresenta um bloco já confeccionado com chapas de aço API X80 e ABNT 1020, e o entalhe usinado no bloco, conforme detalhado no Capítulo 3, item 3.5.

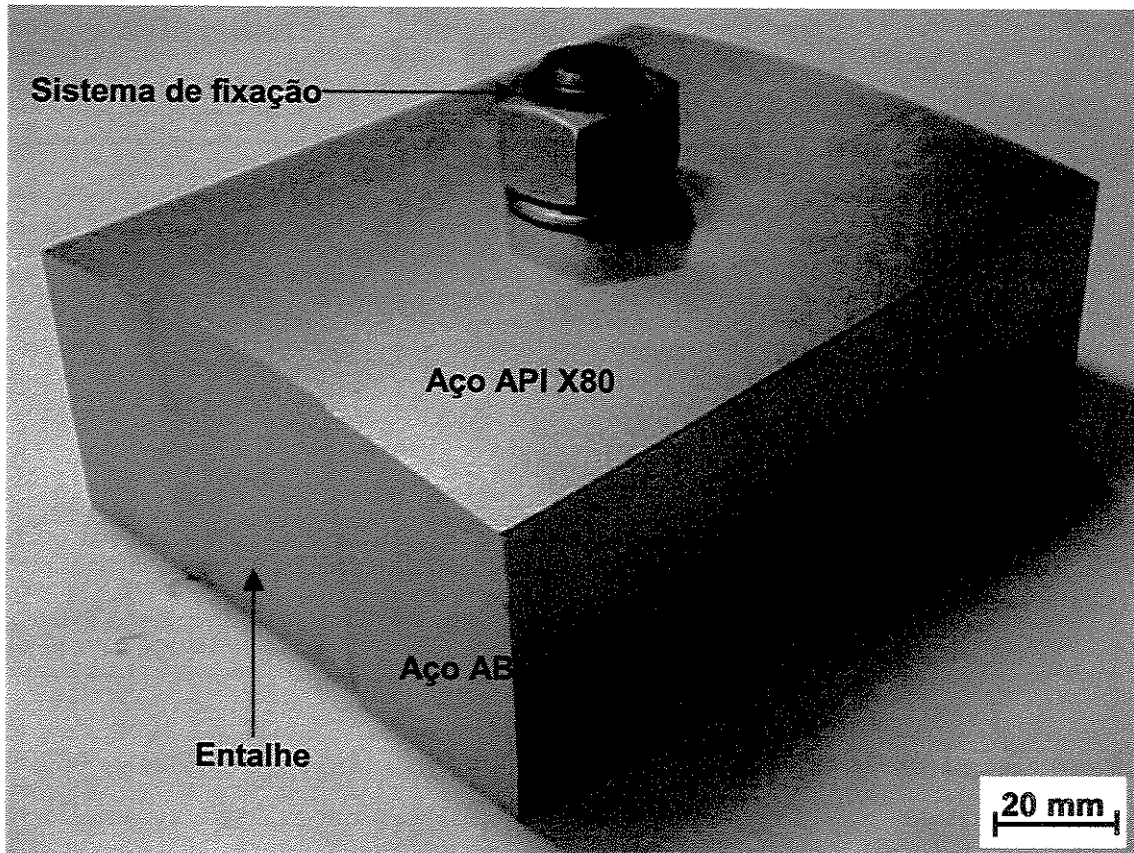


Figura 5.4 - Bloco montado para a nova proposta do teste G-BOP

Após a confecção dos blocos é efetuada a montagem dos corpos de prova do teste. Para garantir uma adequada união e evitar qualquer movimento relativo entre os blocos durante a soldagem, os blocos usados em cada ensaio são presos por um grampo. No grampo usado para prender os blocos é aplicado um aperto (torque) de 49N.m.

A Figura 5.5 apresenta a vista superior de um corpo de prova do teste G-BOP já ensaiado, isto é, com um cordão de solda. Pode ser observado nesta figura o grampo que prende os dois blocos, o entalhe de 1mm e o cordão de solda depositado.

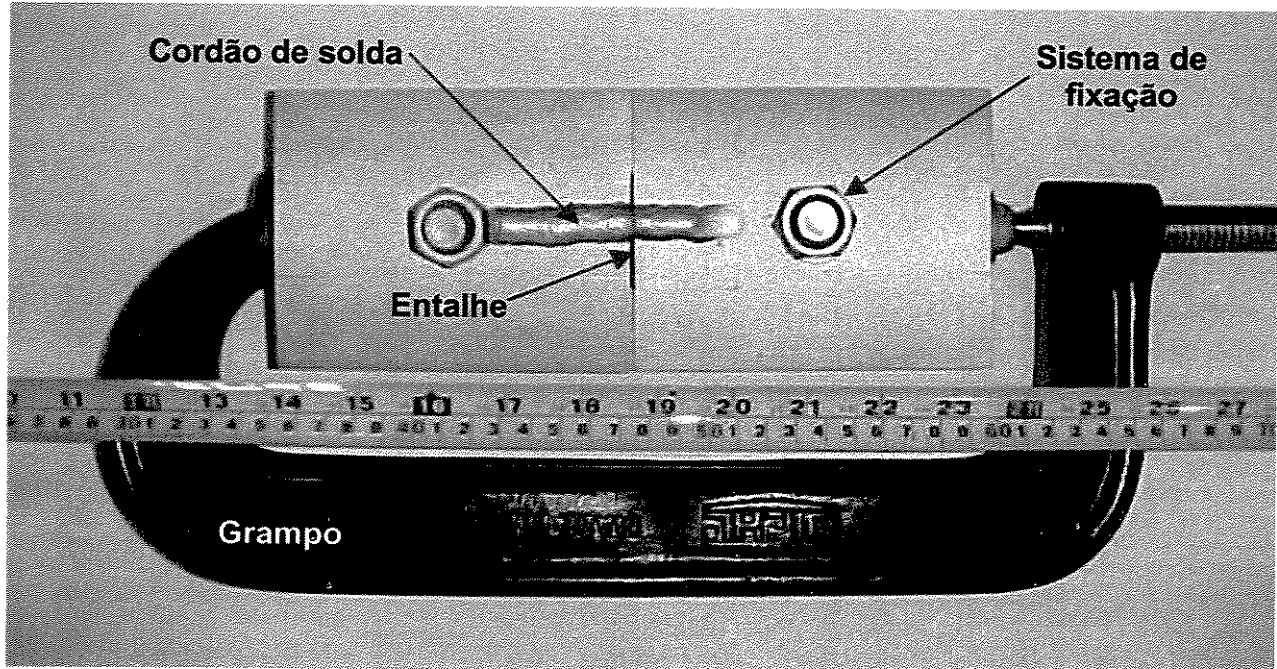


Figura 5.5 – Corpo de prova do teste G-BOP ensaiado

Para avaliar a funcionalidade e aplicação da nova proposta de teste G-BOP modificado para induzir trincas em chapas finas são analisadas:

- ⇒ a eficiência do novo teste para induzir trincas de hidrogênio em metais de solda;
- ⇒ a taxa de resfriamento imposta ao cordão de solda e a sua reprodutibilidade;
- ⇒ a repetitividade apresentada pelos resultados;
- ⇒ a correlação entre os resultados experimentais e os resultados da literatura.

5.2 - Análise da proposta de teste G-BOP modificado para avaliar TIH em chapas finas

Apresentadas as novas modificações do teste G-BOP, o passo seguinte consistiu na validação da nova proposta de teste. Para isso, foram realizados ensaios nos quais foram utilizados o arame tubular E71T-1 e duas temperaturas de preaquecimento (temperatura ambiente e 100°C), com a condição de soldagem definida e apresentada na Tabela 4.1 (Capítulo 4, item 4.2).

5.2.1 – Análise da eficiência da nova proposta de teste para induzir trincas

Após a soldagem do corpo de prova, conforme mostrado na Figura 5.5, seguiu-se o procedimento padrão do teste, apresentado no Capítulo 3, item 3.5.1. Concluído o período de ensaio, o corpo de prova foi aberto e inspecionado visualmente na seção transversal do cordão de solda. Identificada a presença de trincas, a morfologia do cordão de solda (altura, largura e área da seção transversal) foi medida e o total de trincas calculado. A Figura 5.6 apresenta o aspecto da seção transversal de um corpo de prova contendo trincas de hidrogênio.

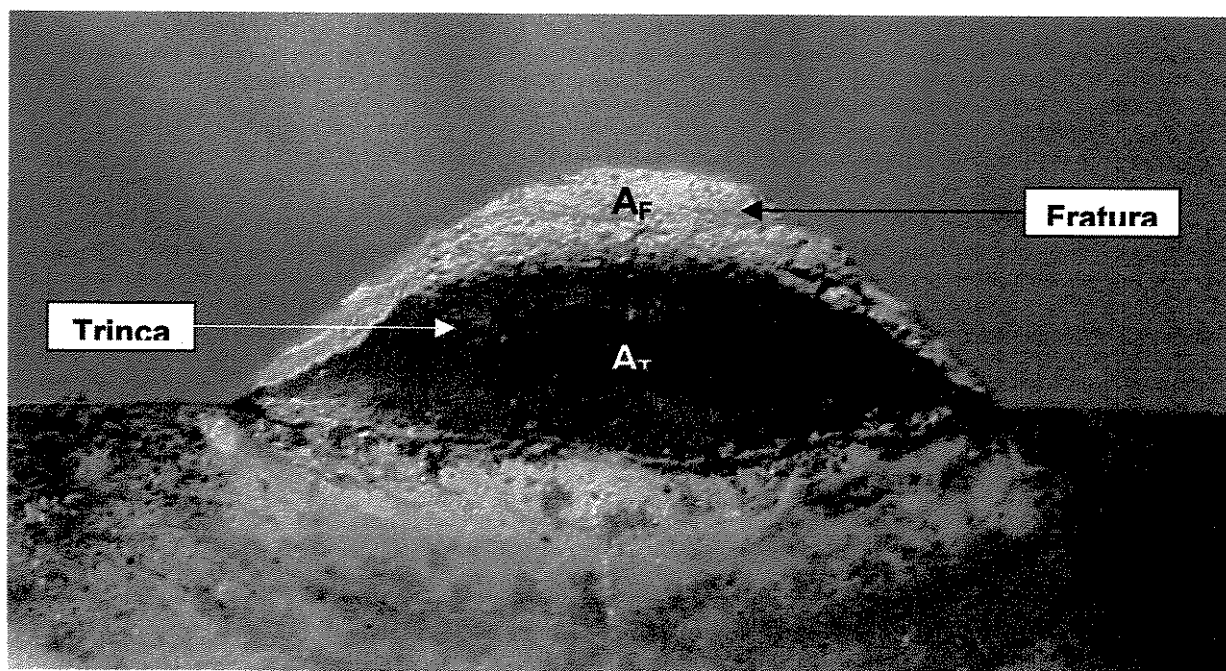


Figura 5.6 – Representação das regiões correspondentes à área da trinca de hidrogênio (A_T) e à área da fratura (A_F)

A Figura 5.6 mostra duas regiões distintas, uma região referente à trinca de hidrogênio (A_T) e a outra região (A_F) referente à área da fratura resultante da quebra efetuada durante a abertura da amostra. A área total do cordão de solda (A_{CS}) é dada pela soma das duas regiões A_F e A_T .

Para comprovar que a região colorida observada na seção transversal do cordão de solda é uma trinca de hidrogênio foram analisados:

- ✓ o teor de hidrogênio difusível dos arames para as condições de soldagem usada neste trabalho – Capítulo 6, item 6.4.1;
- ✓ os modos de fraturas presente nas superfícies das trincas - Capítulo 6, item 6.4.2;
- ✓ a microestrutura dos metais de solda dos arames tubulares - Capítulo 6, item 6.4.3.

Pode ser observado na análise citada que os três fatores, que atuam de forma inter-relacionada para ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio, estão presentes. Os arames tubulares apresentam teores médios de hidrogênio difusível de 10,53mL/100g para o arame E71T-1 e 14,65mL/100g para o arame E71T8-K6; na análise microestrutural foram observados constituintes ferríticos, porém alguns deles são susceptíveis ao fenômeno TIH, tais como ferrita de contornos de grão PF(G) e ferrita de segunda fase alinhada FS(A); e o teste G-BOP é auto-restritivo, ou seja desenvolve altos níveis de tensões internas no metal de solda.

Foi analisado também se a proposta de montagem de blocos para o teste G-BOP poderia gerar níveis de tensões excessivos no metal de solda e levá-lo a uma ruptura. No entanto, observa-se na Figura 6.7 e Figura 6.8 (Capítulo 6, item 6.4.2) que a fratura apresenta totalmente dúctil (dimples-CMV) para o metal de solda do arame E71T-1 e mista (dimples e quase clivagem-QC) para o metal de solda do arame E71T8-K6. Esses modos de fraturas são observados em trincas de hidrogênio (Beachem, 1973). Além disso o provável excesso de tensão do teste, se existisse, rasgaria as amostras e apresentaria modos de fraturas por clivagem.

As trincas de hidrogênio são quantificadas quando se utiliza o teste G-BOP pela presença e percentual de trincas no cordão de solda (Macparlan & Graville, 1975; Atkins, 2002), ou seja, as trincas de hidrogênio são quantificadas pela relação entre a área da trinca e a área total da seção transversal do cordão de solda. Na Equação 5.1 é apresentada uma fórmula simples e direta para o cálculo de TIH em metais de solda ensaiados com o teste G-BOP.

$$T_H = \frac{A_T}{A_T + A_F} \cdot 100(\%) \quad (5.1)$$

Sendo: T_H = Trincas de Hidrogênio (%);

$A_T = \text{Área da Trinca (mm}^2\text{)}$;

$A_F = \text{Área da fratura (mm}^2\text{)}$.

A Eq. 5.1 foi utilizada para calcular o percentual de trincas de hidrogênio em todos os ensaios. Foram realizadas 5 réplicas para cada condição (arame tubular e temperaturas de preaquecimento). A Tabela 5.1 apresenta a média e o desvio padrão dos resultados experimentais obtidos com a nova proposta do teste G-BOP para avaliar TIH no metal de solda do aço API X80 e do arame tubular E71T-1, executados à temperatura ambiente e com preaquecimento de 100°C.

Tabela 5.1 - Resultados de TIH no MS obtidos com a proposta do teste G-BOP

Arame	Temperatura ambiente (25 a 28°C)		Preaquecimento 100°C	
	Média - \bar{Y} (%)	Desvio padrão - S(%)	Média \bar{Y} (%)	Desvio padrão - S(%)
E71T-1	61,5	5,4	0,0	0,0

A análise da Tabela 5.1, permite observar que os corpos de prova soldados na temperatura ambiente apresentam um percentual de trincas de hidrogênio de 61,5%, enquanto aqueles soldados com preaquecimento de 100°C não sofreram trincamento (0% de trinca). Logo, pode ser afirmado que a nova proposta de teste G-BOP induziu trincas de hidrogênio no metal de solda na temperatura ambiente, no entanto o preaquecimento de 100°C foi suficiente para evitar a formação das trincas. Este resultado corrobora com resultados de TIH em metais de solda em que se usa o teste G-BOP apresentados na literatura (Atkins, 2002; Adoniy, 2000).

5.2.2 – Análise da taxa de resfriamento imposta ao cordão de solda

De acordo com a literatura (Adoniy, 2002, Atkins et al., 2002), ensaios executados com o teste G-BOP devem ser capazes de impor e reproduzir no cordão de solda taxas de resfriamento, que sejam suficientes para induzir trincas de hidrogênio no metal de solda.

Para avaliar o comportamento e a reprodutibilidade da taxa de resfriamento dos cordões de solda durante os ensaios, realizou-se a aquisição e monitoramento dos ciclos térmicos. São

apresentados na Figura 5.7 os ciclos térmicos dos cordões soldados à temperatura ambiente e com preaquecimento de 100°C, para os corpos de prova soldados com o arame E71T-1.

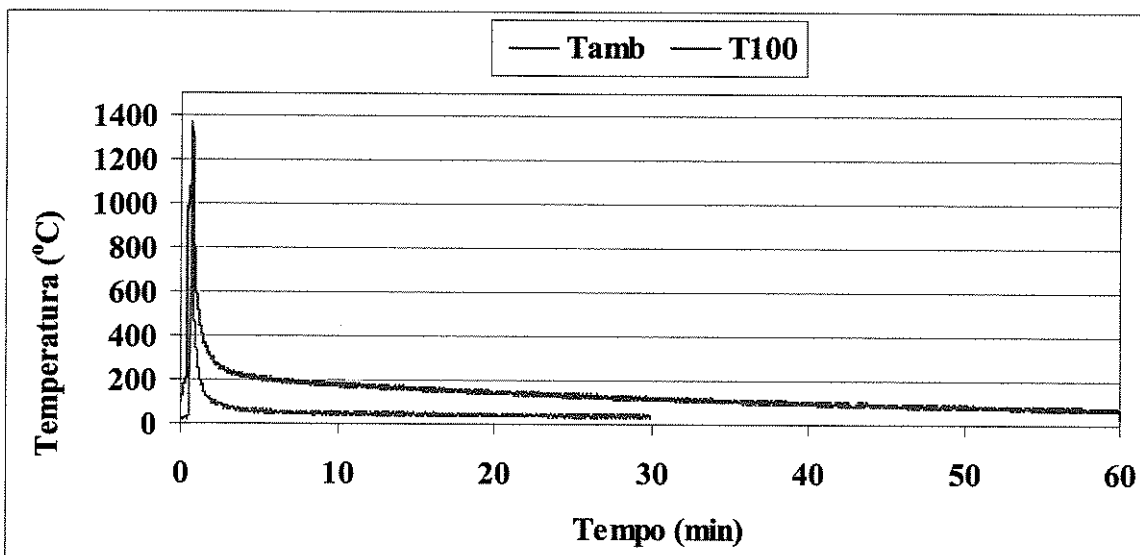


Figura 5.7 - Ciclos térmicos do aço API X80 soldado com o arame E71T-1

A análise da Figura 5.7 revela diferentes comportamentos nos ciclos térmicos dos cordões de solda executados com e sem preaquecimento. Na figura verifica-se que o cordão de solda executado à temperatura ambiente sofreu um resfriamento mais drástico; a taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C foi de 70°C/s. O cordão de solda executado com o aço preaquecido a 100°C, por sua vez, teve uma taxa de resfriamento também entre as temperaturas de 800 e 500°C de 21°C/s, ou seja, uma taxa de resfriamento menor e dessa forma, um resfriamento mais lento. A menor taxa de resfriamento do cordão de solda executado com preaquecimento é consequência da maior energia que o preaquecimento fornece aos corpos de prova. Observa-se também que houve uma maior temperatura de pico (1342°C), no cordão de solda executado com preaquecimento de 100°C, comprovando o aumento de energia do material antes da soldagem.

Ainda analisando a Figura 5.7, pode ser observado que o intervalo de tempo, entre as temperaturas de 800°C e 500°C (Δt_{8-5}), foi maior para o MS que utilizou preaquecimento de 100°C, ou seja, 15,9s para T100 e 4,3s para Tamb, mostrando, assim, a forte influência exercida pelo preaquecimento do material sobre a taxa de resfriamento do cordão de solda. Este intervalo

de temperatura entre 800 e 500°C, considerado pela literatura (Nevasmaa, 2003), é crítico para a formação de microestruturas susceptíveis ao trincamento.

Na Figura 5.7 observa-se também que os intervalos de tempo entre as temperaturas de 300°C e 100°C (Δt_{3-1}), foram fortemente influenciados pelo preaquecimento do corpo de prova. Estes intervalos de tempo duraram 0,9min (54s) para o ensaio realizado à temperatura ambiente e 31,7min (1902s) para o ensaio realizado com preaquecimento. Esse comportamento dos ciclos térmicos foi reproduzido para todos os ensaios realizados nas condições definidas.

Os resultados do novo teste G-BOP modificado estão de acordo com o estudo de Chakravarti & Bala (1989), ao comprovar que a grande diminuição ocorrida na taxa de resfriamento, devido ao preaquecimento do material, evitou o aparecimento de TIH no MS.

5.2.3 – Análise da repetitividade dos resultados

A análise da funcionalidade da nova proposta de teste G-BOP, do ponto de vista estatístico, foi realizada a partir de uma avaliação do nível de repetitividade da variável de resposta (presença e percentual de trincas de hidrogênio no metal de solda - T_H) obtida nos experimentos realizados.

Para analisar a repetitividade da nova proposta de teste G-BOP foi considerada a abordagem que define o tamanho da amostra (número de réplicas) para os ensaios a serem realizados para se obter a confiança pré-definida e desejada nos resultados.

Para determinar o tamanho da amostra usou-se a distribuição *t de Student*. Um número de réplicas grande pode inviabilizar um trabalho de pesquisa experimental. Logo era desejável que o tamanho da amostra fosse menor do que 20 ($n < 20$), que é considerado uma amostra pequena e nesses casos, Dally (1993) recomenda o uso da distribuição *t de Student*.

A distribuição *t de Student* depende do tamanho da amostra, e seu valor pode ser utilizado para estimar n, de tal forma que se obtenha uma estimativa da média da amostra para uma dada

confiança. O tamanho da amostra pode ser determinado com a aplicação da equação abaixo (Dally, 1993):

$$n = \left(t \frac{S}{\delta} \right)^2 \quad (5.2)$$

Sendo: n – tamanho da amostra;
 S - desvio padrão da amostragem;
 δ - comprimento do intervalo de confiança (precisão - α x média - μ);
 t – parâmetro da distribuição *t de Student*.

Com base nos cálculos realizados do tamanho da amostra e resultados de pesquisas anteriores (Carvajal Fals, 1999; Martins, 2000), que desenvolveram estudos utilizando testes experimentais, foi adotada uma precisão da estimativa da média (μ) de $\pm 10\%$, ou seja, a tolerância do intervalo de confiança $\delta = \pm 0,1\mu$ e, conseqüentemente, um nível de confiança de 90% nos resultados deste estudo. Considerando-se a tolerância e o nível de confiança adotados, determinou-se o valor da distribuição t de student. A Tabela 5.2 apresenta os valores de δ , t e n, para a condição de ensaio analisada. O valor de t foi retirado da tabela de distribuição *t de Student* (Montgomery, 1996) para GL = 4 (n-1 - graus de liberdade) e $\alpha/2 = 0,05$; o valor de n foi calculado com a Equação 5.2.

Tabela 5.2 – Análise estatística para determinação do tamanho da amostra

Arame	δ	$\alpha/2$	GL	t	n
E71T-1	6,15	0,05	4	2,132	3,47

A Tabela 5.2 mostra que o menor valor de n que satisfaz as condições analisadas é 4. Como foram realizadas 5 réplicas para cada condição de ensaio comprova-se que esse número de réplicas é mais que suficiente para se obter a precisão desejada dos resultados.

Com base na análise estatística apresentada pode-se afirmar que o novo teste G-BOP modificado, proposto para avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio com a utilização de chapas finas mostrou-se repetitivo para uma confiança de 90% e um nível de significância do erro de 10%. O valor de 5 réplicas, a confiança de 90% e, conseqüentemente, o nível de significância do erro de 10% foram adotados para todas as condições experimentais desta pesquisa.

5.2.4 - Comparação com resultados da literatura

Neste item é realizada uma correlação entre os resultados apresentados e alguns resultados encontrados na literatura, em que foi usado o arame tubular E71T-1, porém utilizaram-se metais de base diferentes em blocos maciços.

Na avaliação da nova proposta de teste G-BOP, quando se usou o arame tubular E71T-1, com 1,6mm de diâmetro e 2kJ/mm de energia de soldagem, foi obtido resultado de trinca de hidrogênio de 61,5%.

Marianetti (1998) estudou a susceptibilidade do metal de solda do arame tubular E71T-1 com o teste G-BOP. O cordão de solda foi depositado no aço ASTM A36 com uma energia de soldagem de 1,6kJ/mm. O metal de solda apresentou 82% de trincas quando soldado à temperatura ambiente e 40% para uma temperatura de preaquecimento de 95°C.

Atkins et al. (2002) estudaram a susceptibilidade de metais de solda obtidos com diferentes processos, dentre os quais o FCAW. Foi avaliado o metal de solda do arame tubular E71T-1 executado no aço ASTM HPS 70W. Para uma energia de soldagem de 1,7kJ/mm o metal de solda apresentou 51% de trinca de hidrogênio para os ensaios realizados à temperatura ambiente e 0% de trincas para os ensaios realizados com preaquecimento de 105°C.

As diferenças que podem ser observadas entre os resultados desta pesquisa e os resultados apresentados por Marianetti (1998) e Atkins (2002), podem ser atribuídas aos fatores que foram adotados em cada estudo, dentre os quais podem-se destacar:

- ⇒ tipos de metais de base;
- ⇒ condições de soldagem;
- ⇒ procedimentos do teste G-BOP;
- ⇒ características e condições do arame tubular.

A vantagem e maior representatividade dos resultados desta pesquisa se devem ao fato de que o metal de solda do arame tubular E71T-1 avaliado foi obtido com um metal de base mais apropriado para sua soldagem, ou seja, um aço (API X80) com composição química semelhante à do metal de adição. Já os resultados dos trabalhos de Marianetti (1998) e Atkins (2002), foram obtidos com a utilização de metais de base com composição química diferente do arame tubular E71T-1, materiais para os quais este metal de adição não é o mais recomendado para soldar. Os estudos dos autores não consideraram a importância do metal de base para o estudo de trincamento por hidrogênio no metal de solda. Foi comprovado na literatura (MacParlan & Graville, 1975; Chakravarti & Bala, 1989), que para cada tipo de metal de base utilizado para confecção dos blocos, o metal de solda apresenta um percentual de trincas diferente, mesmo que sejam usadas iguais condições de soldagem e procedimento de teste.

Esses resultados confirmam a importância que tem o material do metal de base na avaliação de trincas induzidas pelo hidrogênio em metais de solda, porém a adequada participação do metal de base na formação do metal de solda não está sendo considerada por muitos pesquisadores. Com a nova proposta de teste apresentada nesta pesquisa, o aço para o qual o metal de adição é recomendado pode ser utilizado para avaliar TIH no metal de solda. A nova proposta de teste G-BOP modificado pode corrigir essa lacuna que existe nos estudos de TIH que utilizam o teste G-BOP.

A nova proposta de teste G-BOP modificado para estudar a susceptibilidade ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio de metais de solda é uma alternativa do teste G-BOP, destinada a eliminar a sua principal limitação, com o emprego de chapas finas de materiais compatíveis com os metais de adição. Esta proposta precisa ser otimizada para garantir maior aplicabilidade em pesquisas.

Capítulo 6

Resultados e Discussões do Estudo de T_H no MS dos Arames Tubulares

Os resultados de trincas de hidrogênio (T_H) no metal de solda do aço API X80, soldado com os diferentes arames tubulares e avaliados com o novo teste G-BOP modificado, foram apresentados em função das seguintes variáveis de influência: temperatura de preaquecimento, tipos de arames tubulares e ambientes de ensaio.

Após a apresentação dos resultados foi realizado um estudo estatístico, por meio de uma análise de variância, com o objetivo de definir quais variáveis de influência possuem efeitos significativos sobre a variável de resposta (T_H). Em seguida, os resultados foram discutidos em função das variáveis consideradas de maior influência pela análise estatística.

Para uma análise e discussão mais objetivas dos resultados apresentados, cada uma das variáveis de influência teve seu efeito sobre a variável de resposta isolado e discutido. A discussão dos resultados foi realizada através da correlação entre a variável de resposta (T_H), as variáveis de influência e os fatores diretamente ligados aos fenômenos estudados, tais como:

- ciclos térmicos dos cordões de solda e os respectivos tempos e taxas de resfriamentos;
- hidrogênio difusível dos arames tubulares e hidrogênio residual no metal de solda;
- caracterização microestrutural;
- análise química dos cordões de solda;
- tipos e mecanismos de fraturas apresentados na região da trinca.

6.1 - Resultados do trincamento induzido pelo hidrogênio (TIH)

O estudo de susceptibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio do metal de solda dos diferentes arames tubulares foi desenvolvido com a utilização da nova proposta de teste G-BOP modificado.

O estudo de TIH em metais de solda do aço API X80 foi desenvolvido em função do tipo de arame tubular, da temperatura de preaquecimento e do ambiente de ensaio. Conforme apresentado no Capítulo 3 (item 3.7), foram usados:

- Dois arames tubulares - E71T-1 e E71T8-K6;
- Duas temperaturas de preaquecimento – temperatura ambiente e preaquecimento de 100°C;
- Dois ambientes para ensaios - atmosfera ambiente do laboratório e uma solução saturada com H₂S.

A soldagem dos corpos de prova foi realizada com as condições apresentadas na Tabela 4.1 (Capítulo 4, item 4.2). Os ensaios de trincamento por hidrogênio foram realizados de acordo com os procedimentos apresentados e descritos no Capítulo 3, item 3.5.1 para os ensaios realizados no ambiente do laboratório e item 3.5.2 para os ensaios realizados no ambiente contendo a solução saturada com H₂S.

Na apresentação e discussão dos resultados foram usadas as seguintes identificações para o tipo de arame tubular, temperatura de preaquecimento e ambiente de ensaio:

- ⇒ T1amb-ar - arame tubular E71T-1 soldado à temperatura ambiente e ensaiado no ambiente do laboratório;
- ⇒ T1100-ar - arame tubular E71T-1 soldado com preaquecimento de 100°C e ensaiado no ambiente do laboratório;
- ⇒ T1amb-H₂S - arame tubular E71T-1 soldado à temperatura ambiente e ensaiado na solução com H₂S;

- ⇒ T1100-H₂S - arame tubular E71T-1 soldado com preaquecimento de 100°C e ensaiado na solução com H₂S;
- ⇒ T8amb-ar - arame tubular E71T8-K6 soldado à temperatura ambiente e ensaiado no ambiente do laboratório;
- ⇒ T8100-ar - arame tubular E71T8-K6 soldado com preaquecimento de 100°C e ensaiado no ambiente do laboratório;
- ⇒ T8amb-H₂S - arame tubular E71T8-K6 soldado à temperatura ambiente e ensaiado na solução com H₂S;
- ⇒ T8100-H₂S - Arame tubular E71T8-K6 soldado com preaquecimento de 100°C e ensaiado na solução com H₂S.

O uso das identificações apresentadas acima fica restrito a esse trabalho e servem apenas para facilitar a apresentação e discussão dos resultados e tornar mais simples o seu entendimento.

A Tabela 6.1 apresenta os resultados obtidos para o trincamento induzido pelo hidrogênio (T_H) em todos os ensaios e réplicas realizadas no ambiente do laboratório, em função do tipo de arame tubular e temperatura de preaquecimento.

A análise da Tabela 6.1 mostra que apenas os cordões de solda executados à temperatura ambiente sofreram trincas de hidrogênio, independentemente do tipo de arame tubular. Os resultados mostrados na Tabela 6.1 apresentam um percentual médio de trincas de hidrogênio de 61,5%, com desvio padrão de 5,4% para as réplicas das amostras T1amb-ar e valor médio de 70,8%, com desvio padrão de 6,4% para as réplicas das amostras T8amb-ar. Em todas as réplicas das amostras T1100-ar e T8100-ar não foram observados trincamento (0% de trinca).

A Tabela 6.2 apresenta todos os resultados do trincamento induzido por hidrogênio nos corpos de prova do teste G-BOP modificado ensaiados no ambiente contendo a solução saturada com H₂S.

Tabela 6.1 - Resultados de T_H dos ensaios realizados no ambiente do laboratório

Arame	Temperatura Ambiente				Preaquecimento (100°C)		
	Corpo de prova	A _{CS} (mm ²)	A _T (mm ²)	T _H (%)	Corpo de prova	Área CS (mm ²)	T _H (%)
E71T-1	01	41,5	26,4	63,8	11	44,8	0,0
	07	42,8	24,8	57,9	08	46,1	0,0
	03	41,5	24,5	59,1	04	46,6	0,0
	15	44,4	25,2	56,8	14	45,7	0,0
	17	42,9	29,9	69,8	18	45,5	0,0
E71T8-K6	05	50,5	39,8	78,8	12	54,9	0,0
	09	49,5	37,4	75,5	10	55,5	0,0
	13	50,7	33,3	65,7	20	54,9	0,0
	16	50,8	35,7	70,2	19	53,8	0,0
	02	50,2	32,0	63,8	06	55,3	0,0

Tabela 6.2 - Resultados de trincas de hidrogênio dos ensaios realizados na presença do H₂S

Arame	Temperatura Ambiente				Preaquecimento (100°C)		
	Corpo de prova	A _{CS} (mm ²)	A _T (mm ²)	T _H (%)	Corpo de prova	Área CS (mm ²)	T _H (%)
E71T-1	21	42,5	31,9	75,1	23	45,9	0,0
	30	42,7	33,6	78,6	29	46,9	0,0
	32	41,6	29,6	71,2	28	45,4	0,0
	25	43,6	35,8	82,2	35	46,2	0,0
	26	41,5	29,1	70,2	40	45,5	0,0
E71T8-K6	22	50,9	40,3	79,3	24	55,6	0,0
	39	49,2	39,6	80,5	31	53,8	0,0
	27	49,9	43,6	87,3	36	54,5	0,0
	34	51,7	49,0	94,8	38	55,9	0,0
	33	51,6	44,0	85,3	37	55,8	0,0

A análise da Tabela 6.2 revela, assim como aconteceu nos ensaios realizados no ambiente do laboratório, que apenas os cordões de solda executados à temperatura ambiente sofreram trincas de hidrogênio, também, independentemente do tipo de arame tubular.

Os resultados apresentados na Tabela 6.2 possuem um valor médio de 75,5% de trincas de hidrogênio, com desvio padrão de 5,0% para as amostras T1amb-H₂S e valor médio de 85,4%, com desvio padrão de 6,2% para as amostras T8amb-H₂S. As amostras T1100-H₂S e T8100- H₂S, soldadas com preaquecimento de 100°C não sofreram trincamento.

A Tabela 6.1 e Tabela 6.2 apresentam, também, a seqüência totalmente aleatorizada em que foram realizados os ensaios, as áreas das trincas (A_T) e as áreas das seções transversais dos cordões de solda (A_{CS}) que foram usadas no cálculo da trinca de hidrogênio (T_H). Estas áreas podem ser visualizadas nas macrografias representativas apresentadas na Figura 6.1 e Figura 6.2.

A Figura 6.1 mostra macrografias representativas das seções transversais dos corpos de prova ensaiados no ambiente do laboratório, para cada condição de arame tubular e temperatura de preaquecimento.

As macrografias representativas apresentadas na Figura 6.1 mostram que, os cordões de solda executados à temperatura ambiente apresentam duas regiões distintas: uma área colorida, devido à oxidação sofrida pela ação do aquecimento localizado, correspondente às trincas de hidrogênio que nuclearam e propagaram no metal de solda, pela ação auto restritiva do teste aliada ao hidrogênio; e uma região que mostra o aspecto de uma fratura recente, região mais clara que não foi ainda oxidada, ocasionada pela quebra ocorrida durante a abertura do corpo de prova.

A Figura 6.1 mostra também que, nos corpos de prova executados com preaquecimento de 100°C, a região colorida (oxidada) característica da trinca de hidrogênio não esteve presente; observa-se apenas uma região que mostra uma fratura recente, também resultante da quebra do cordão de solda durante a abertura do corpo de prova. Portanto, pode ser observado que não existe trinca de hidrogênio nas amostras.

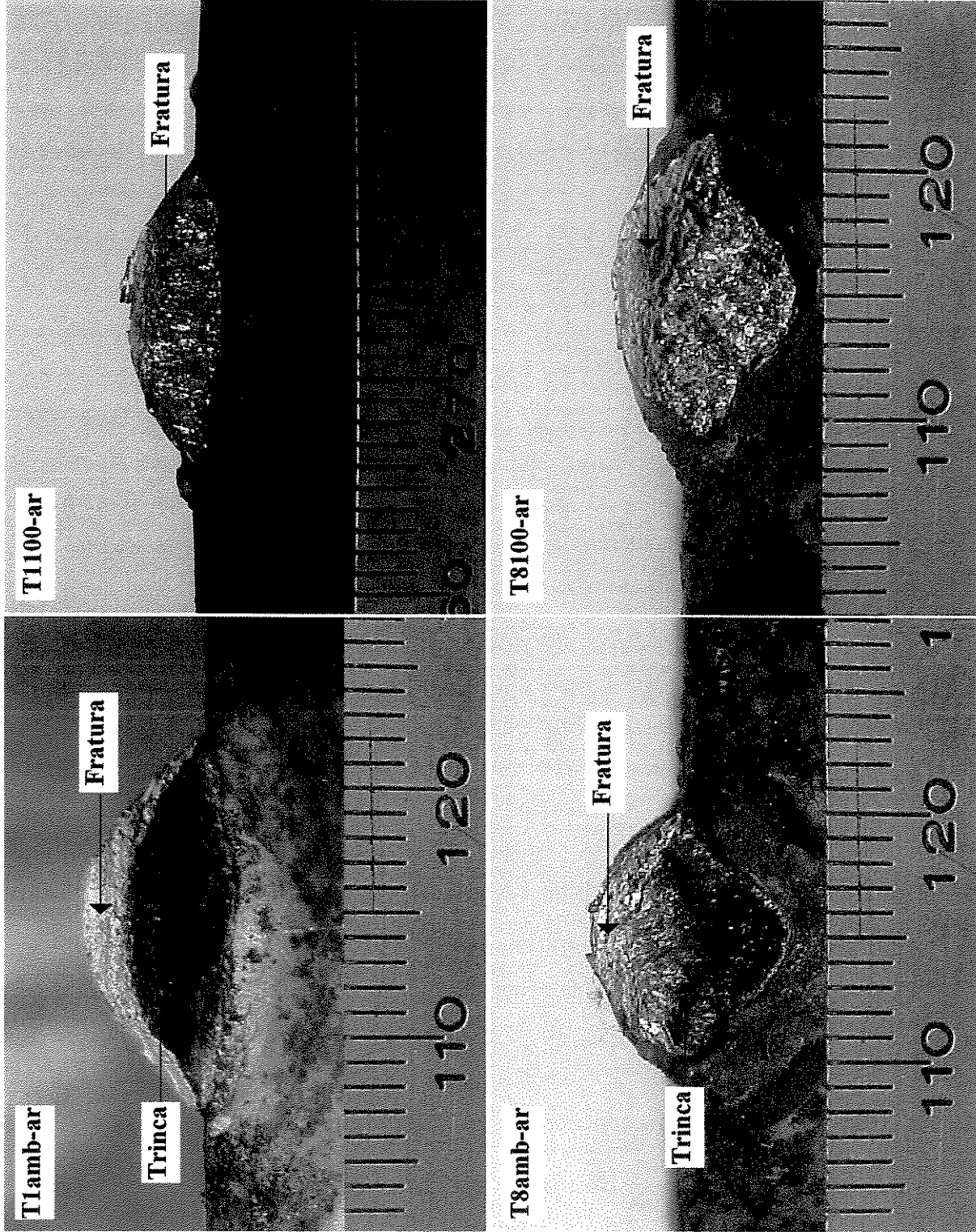


Figura 6.1 - Macrografias das trincas de hidrogênio obtidas com o teste G-BOP modificado e ensaiado no ambiente do laboratório

A análise das macrografias representativas mostradas na Figura 6.1 permite ainda observar que os cordões soldados à temperatura ambiente apresentaram trincas no metal de solda, independentemente do arame tubular utilizado, enquanto os cordões ensaiados com preaquecimento de 100°C não apresentaram trincas. Esse comportamento foi observado em todas as réplicas.

Na Figura 6.2 são apresentadas macrografias, também representativas, das seções transversais dos corpos de prova ensaiados na solução saturada com H₂S, para cada condição de arame tubular e temperatura de preaquecimento.

Pela análise das macrografias apresentadas na Figura 6.2 observa-se, da mesma forma que ocorreu nos ensaios realizados no ambiente do laboratório, que os cordões de solda também apresentam duas regiões distintas: uma oxidada e colorida que corresponde às trincas de hidrogênio, e uma região fraturada resultante da quebra ocorrida durante a abertura do corpo de prova. Os corpos de prova executados com preaquecimento de 100°C apresentam apenas uma região fraturada, resultante da quebra do cordão de solda durante a abertura do corpo de prova; também neste caso, não foi verificada a presença de trincas de hidrogênio nas amostras.

Pode ser observado, também, quando se analisam as macrografias representativas dos corpos de prova ensaiados na solução saturada com H₂S e apresentadas na Figura 6.2, um comportamento semelhante aos ensaios realizados no ambiente do laboratório, ou seja, todas as réplicas os cordões soldados à temperatura ambiente apresentaram trincas no metal de solda, independentemente do arame tubular utilizado. Da mesma forma, os cordões ensaiados com preaquecimento de 100°C não apresentaram trincas, ou seja, nos corpos de prova executados com preaquecimento de 100°C, não foi observada a região colorida (trinca de hidrogênio); pode ser verificado apenas uma região com características de uma fratura recente, devido à quebra do cordão de solda durante a abertura do corpo de prova. Assim, pode ser afirmado que os corpos de prova preaquecidos e ensaiados no ambiente que continha a solução saturada com H₂S não sofreram trincamento por hidrogênio.

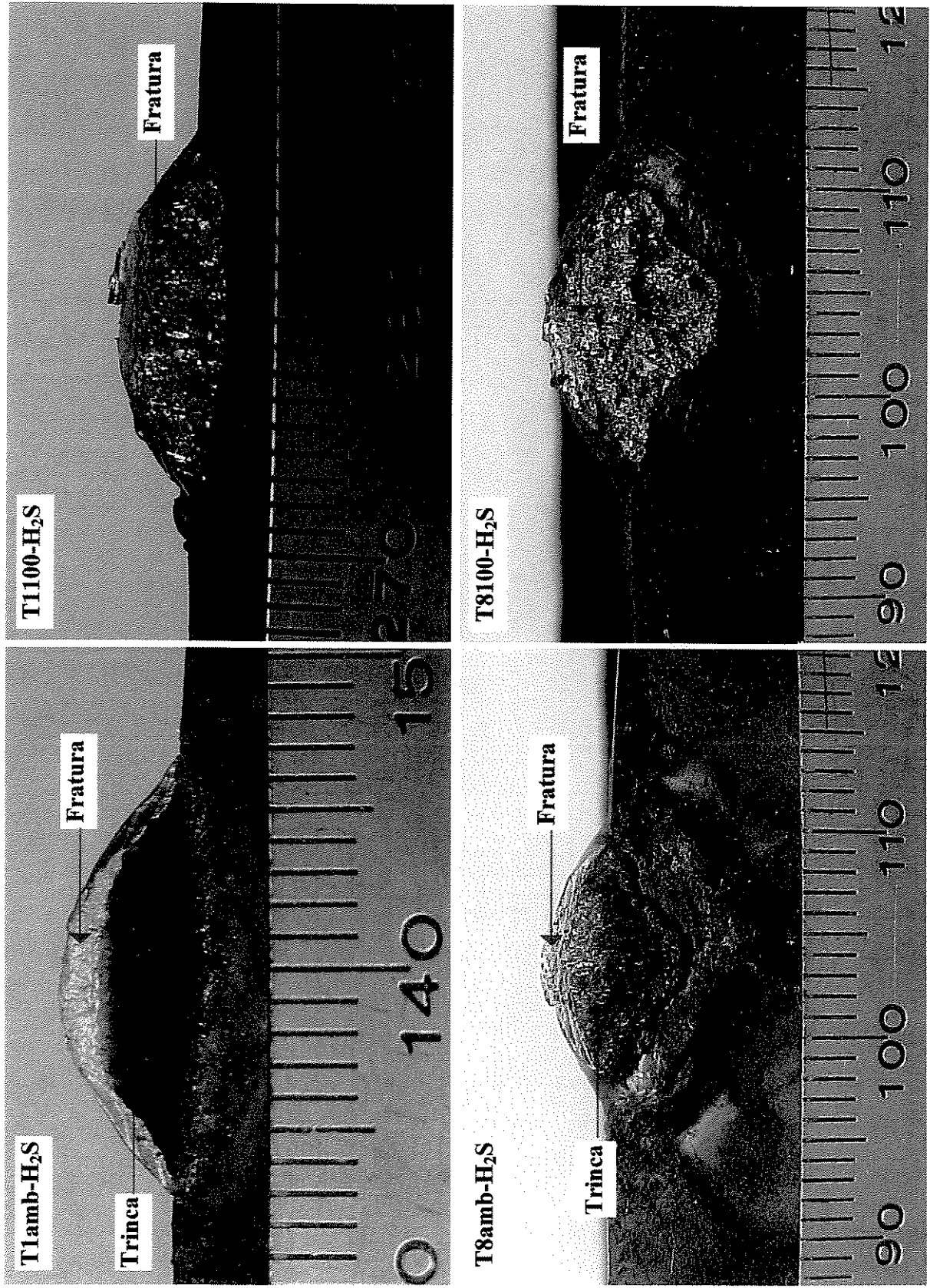


Figura 6.2 - Macrografias das trinças de hidrogênio obtidas com o teste G-BOP modificado e ensaiado na presença do H₂S

Antes da discussão mais detalhada destes resultados, é de grande importância realizar uma análise estatística sobre todos os resultados obtidos. Esta avaliação permite uma discussão objetiva e precisa dos resultados apresentados anteriormente.

6.2 - Análise estatística dos resultados de TIH

Os resultados de trincas de hidrogênio apresentados na Tabela 6.1 e Tabela 6.2 foram tratados estatisticamente para se determinar a influência das variáveis adotadas e, em caso positivo, como se deu esta influência sobre as trincas de hidrogênio no metal de solda. Assim, os valores de trincas de hidrogênio (T_H) foram submetidos a uma análise de variância.

Para o desenvolvimento experimental desta pesquisa foi usado o planejamento fatorial. O PF é um modelo de efeitos fixos, assim os resultados de sua análise não podem ser transferidos para outros níveis que não os analisados no planejamento. O modelo estatístico do PF e os testes de hipóteses utilizados são propostos por Montgomery & Runger (1994).

A análise de variância consistiu em calcular, a partir dos resultados de T_H , um fator F para cada uma das variáveis de influência, bem como para as suas interações, e compará-lo ao valor correspondente da distribuição F que é obtido em função da confiabilidade adotada de 90%, do nível de significância do erro de 10%, do grau de liberdade da variância do fator analisado e do grau de variância total dos resultados.

Quando o valor de F calculado é maior que o valor de F adotado, a hipótese nula é rejeitada, conseqüentemente a variável de influência analisada, ou a interação de duas ou mais variáveis, tem efeito significativo sobre o trincamento por hidrogênio deste estudo.

Os resultados da análise de variância são apresentados na Tabela 6.3. A análise da tabela mostra que a hipótese nula (H_0) foi rejeitada sempre que o valor do fator F calculado para cada uma das variáveis de influência e suas interações foi maior que o valor de F adotado.

Tabela 6.3 – Análise de variância dos resultados de T_H

ANÁLISE DOS EFEITOS PRINCIPAIS DAS VARIÁVEIS DE INFLUÊNCIA						
Variável	Soma dos Quadrados (SQ)	Graus de Liberdades (GL)	Fator F Calculado	Fator F Adotado	Conclusão	
Tipo de Arame Tubular (A)	209,44	1	11,145	2,87	Rejeita H ₀	
Temperatura de Preaquecimento (B)	53363,76	1	2839,525	2,87	Rejeita H ₀	
Ambiente de Ensaio (C)	474,10	1	25,227	2,87	Rejeita H ₀	
ANÁLISE DOS EFEITOS DAS INTERAÇÕES DAS VARIÁVEIS DE INFLUÊNCIA						
Interação	Soma dos Quadrados (SQ)	Graus de liberdades (GL)	Fator F Calculado	Fator F Adotado	Conclusão	
AB	209,44	1	11,145	2,87	Rejeita H ₀	
AC	0,05	1	0,003	2,87	Não Rejeita H ₀	
BC	474,10	1	25,227	2,87	Rejeita H ₀	
ABC	0,05	1	0,003	2,87	Não rejeita H ₀	
VARIABILIDADE TOTAL DOS RESULTADOS			VARIABILIDADE DEVIDO AO ERRO			
SS _T	GL		SSE		GL	
55332,32	39		601,38		32	

Ao analisar a Tabela 6.3 pode-se afirmar que o tipo de arame tubular, a temperatura de preaquecimento e o ambiente de ensaio tiveram influência sobre a incidência de trincas de hidrogênio no metal de solda. Observa-se, na mesma tabela, que apenas as interações do preaquecimento com o tipo de arame tubular e do preaquecimento com o ambiente de ensaio tiveram efeito significativo sobre o T_H .

Quando são isoladamente avaliadas as variáveis de influência, verifica-se que a temperatura de preaquecimento foi a que mais afetou o T_H , com um valor F calculado de 53363,76 contra um valor F adotado de 2,87. Depois da temperatura de preaquecimento, a variável que mais influenciou no T_H foi o ambiente de ensaio, que apresentou um F calculado de 474,10 contra um valor F adotado de 2,87. O tipo de arame tubular também influenciou no T_H : ele apresentou um F calculado de 209,44 contra um valor F adotado de 2,87; porém seu efeito foi menor.

Ainda pela análise da Tabela 6.3, observa-se que o efeito da interação do tipo de arame tubular com a temperatura de preaquecimento - F calculado de 209,44 contra um valor F adotado de 2,87 - é igual ao efeito do tipo de arame tubular quando analisado isoladamente. O mesmo ocorreu para a interação do ambiente de ensaio com a temperatura de preaquecimento - F calculado de 474,10 contra um valor F adotado de 2,87 - que teve efeito igual ao do ambiente, também analisado isoladamente. A interação do tipo de arame tubular com o ambiente de ensaio não exerceu influência sobre o T_H , pois o valor de F calculado (0,05) é menor do que o valor de F adotado (2,87). Por fim, a interação das três variáveis de influência não se mostrou influente sobre o T_H , valor de F calculado (0,05) menor do que o valor de F adotado (2,87).

Os resultados da análise de variância apresentados na Tabela 6.3 fornecem uma visão generalizada da influência das principais variáveis e de suas influências. Assim, uma avaliação detalhada de cada uma das variáveis se faz necessária para determinar, com maior exatidão, como e por que cada uma das variáveis influenciou o fenômeno estudado, ou seja, o trincamento induzido pelo hidrogênio no metal de solda do aço API X80 para as condições de soldagem utilizadas nessa pesquisa.

6.3 - Avaliação dos resultados de TH

Para uma melhor interpretação quantitativa, os resultados para o T_H , que foram submetidos à análise de variância com um nível de significância de 10%, o que indica uma confiabilidade de 90% nos resultados, são apresentados em função das variáveis de influência, no gráfico mostrado na Figura 6.3.

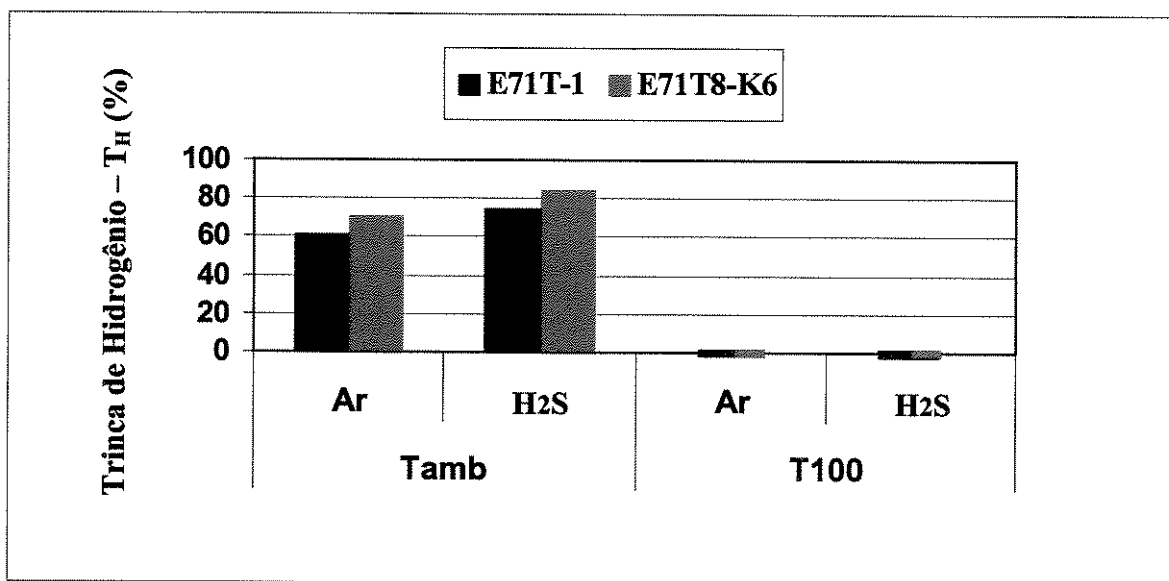


Figura 6.3 – Resultados do trincamento por hidrogênio no metal de solda do aço API X80

Uma análise de variância também foi realizada para comparar as médias dos metais de solda de cada arame. Foram realizados testes de hipóteses e comparadas as médias de T1amb-ar versus T8amb-ar; T1amb-H₂S versus T8amb-H₂S; T1amb-ar versus T1amb-H₂S e T8amb-ar versus T8amb-H₂S. Os resultados da análise estatística comprovaram como pode ser observado na Figura 6.3 que, independentemente do ambiente de ensaio, o metal de solda do arame E71T8-K6 foi mais susceptível ao trincamento por hidrogênio do que o arame E71T-1 quando soldado à temperatura ambiente. Os metais de solda, de ambos os arames tubulares, por sua vez, executados com preaquecimento apresentaram o mesmo comportamento, ou seja, não sofreram trincamento ($T_H = 0\%$). Para os corpos de prova soldados à temperatura ambiente e ensaiados no ambiente do laboratório, o metal de solda do arame E71T8-K6 foi 13% mais susceptível que o arame E71T-1.

Para os corpos de prova ensaiados no H₂S o arame E71T8-K6 foi 12% mais susceptível que o arame E71T-1.

A análise da Figura 6.3 permite ainda observar que, independentemente do tipo de arame tubular, os metais de solda avaliados na solução saturada com H₂S foram mais susceptíveis ao T_H, porém essa influência foi observada apenas nos metais de solda executados à temperatura ambiente. Para o arame E71T-1 a incidência de trincas no metal de solda ensaiado na solução saturada com H₂S foi 19% maior do que no metal de solda ensaiado no ambiente do laboratório, enquanto para o arame E71T8-K6 a susceptibilidade do metal de solda foi 18% maior quando os corpos de prova foram ensaiados na presença do H₂S.

Finalmente, pode-se verificar, na Figura 6.3, que o preaquecimento do aço API X80 à temperatura de 100°C exerceu uma forte e positiva influência na susceptibilidade do metal de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio, independentemente do tipo de arame tubular utilizado para executar os cordões de solda, bem como do ambiente onde foram realizados os ensaios, ou seja, quando o material a ser soldado foi preaquecido, as trincas de hidrogênio foram evitadas, e os resultados obtidos estão de acordo com a literatura (Chakravarti & Bala, 1989; Adoniy, 2000; Atkins, 2002).

Considerando-se que todas as variáveis de influência tiveram efeitos significativos sobre a variável de resposta, os resultados do TIH foram avaliados e discutidos separadamente em função de cada variável de influência. Inicialmente foram avaliados os efeitos do tipo de arame tubular e da temperatura de preaquecimento; essa avaliação foi realizada com os resultados obtidos nos ensaios executados no ambiente do laboratório. Em seguida, foi avaliado o efeito do ambiente contendo a solução saturada com H₂S sobre o trincamento por hidrogênio do metal de solda dos diferentes arames tubulares executados com as diferentes temperaturas de preaquecimento.

6.4 – Análise da influência do tipo de arame tubular sobre o TIH

Na avaliação do efeito dos arames tubulares E71T-1 e E71T8-K6 sobre o trincamento por hidrogênio no metal de solda do aço API X80 foram considerados os seguintes fatores:

- ⇒ medida do hidrogênio difusível dos arames nas condições de soldagem da pesquisa;
- ⇒ medida do hidrogênio residual nos cordões de solda;
- ⇒ forma de propagação das trincas;
- ⇒ tipos e mecanismos de fraturas das trincas;
- ⇒ análise química do metal de solda dos arames tubulares;
- ⇒ microestrutura do metal de solda;
- ⇒ dureza das diferentes regiões da junta soldada.

Cada um dos fatores citados acima foi correlacionado aos resultados de trincas induzidas pelo hidrogênio para cada tipo de arame tubular e temperatura de preaquecimento.

6.4.1 – Hidrogênio difusível dos arames tubulares e correlação com o TIIH

Os resultados da análise de hidrogênio difusível (H_D) dos arames tubulares, nas condições de soldagem utilizadas na pesquisa, são apresentados na Tabela 6.4. As condições em que foram realizados os ensaios para medida do hidrogênio difusível são apresentadas no anexo 1.

Tabela 6.4 – Resultados da medida do hidrogênio difusível dos arames tubulares

Arame Tubular	Hidrogênio difusível (ml de H ₂ por 100g de metal de adição)				
	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Média
E71T-1	11,56	11,42	10,13	9,02	10,53
E71T8-K6	16,33	14,14	13,47	14,54	14,65

Pode ser observado na Tabela 6.4 que nos ensaios realizados com o arame E71T-1 foi obtido um nível médio de hidrogênio difusível de 10,53ml/100g do metal depositado. Para o arame E71T8-K6 obteve-se um valor médio de 14,65ml/100g do metal depositado. Os valores de hidrogênio difusível, fornecidos pelo fabricante dos arames, foram 5,4ml/100g e 7,5 ml/100g do metal depositado, para os arames E71T-1 e E71T8-K6, respectivamente.

Segundo a literatura (Lancaster, 1992), para os valores de hidrogênio difusível, determinados nas condições de soldagem desta pesquisa, os arames são classificados como de

nível médio, conforme pode ser observado na Figura 6.4. Na figura, os arames E71T-1 e E71T8-K6 são identificados como T1 e T8, respectivamente.

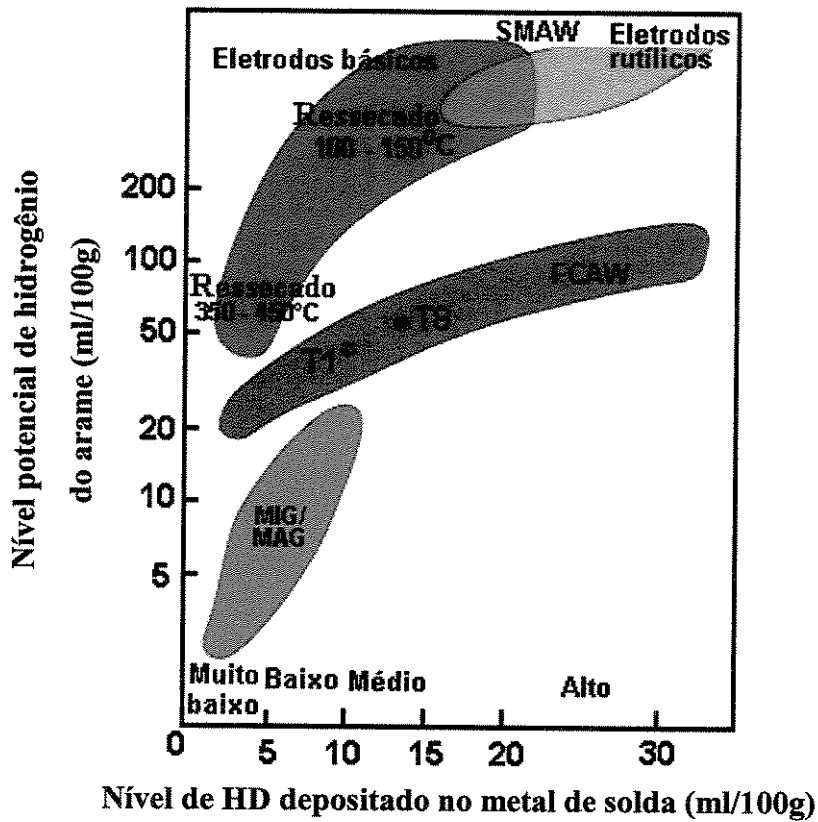


Figura 6.4 – Relação dos diferentes processos de soldagem em termos do nível de hidrogênio difusível (adaptado de Coe, 1973, citado por Grong, 1994)

Para os valores de H_D fornecidos pelo fabricante, os arames são classificados como de baixo nível (H_D entre 5 e 10ml/100g do metal depositado). As principais razões para a grande diferença entre os valores fornecidos pelo fabricante dos arames e os valores medidos nas condições utilizadas na pesquisa são, provavelmente:

- ✓ parâmetros de soldagem utilizados;
- ✓ condições ambientais;
- ✓ tempo de exposição dos arames à atmosfera ambiente.

Marianetti (1998) mediu o teor de hidrogênio difusível do arame tubular E71T-1 para as condições de soldagem do seu estudo ($I = 300A$, $U = 29$ volts, $DBC = 19mm$, $V_s = 330mm/mim$, $E_s = 1,6kJ/mm$) e obteve o valor de $12,8ml/100g$ do metal depositado. Segundo o autor, arames tubulares rufílicos (caso do arame E71T-1) são muito sensíveis a variações nos parâmetros de soldagem e nas condições ambientais.

A ocorrência de trinca de hidrogênio, seja na ZAC ou no MS da junta soldada, depende do aço, tipo de metal de adição, da taxa de resfriamento e do conteúdo de hidrogênio residual no metal de solda (Linnert, 1994). Para correlacionar e entender o comportamento dos resultados do trincamento a frio com o tipo de arame tubular, foi medido o teor de hidrogênio residual nos cordões de solda. Os resultados da medida de hidrogênio residual nos cordões de solda ensaiados no ambiente do laboratório são apresentados no anexo 2.

O gráfico da Figura 6.5 apresenta os resultados de T_H (Figura 6.3), em função dos teores de hidrogênio residual medidos no cordão de solda, para os ensaios realizados no ambiente do laboratório.

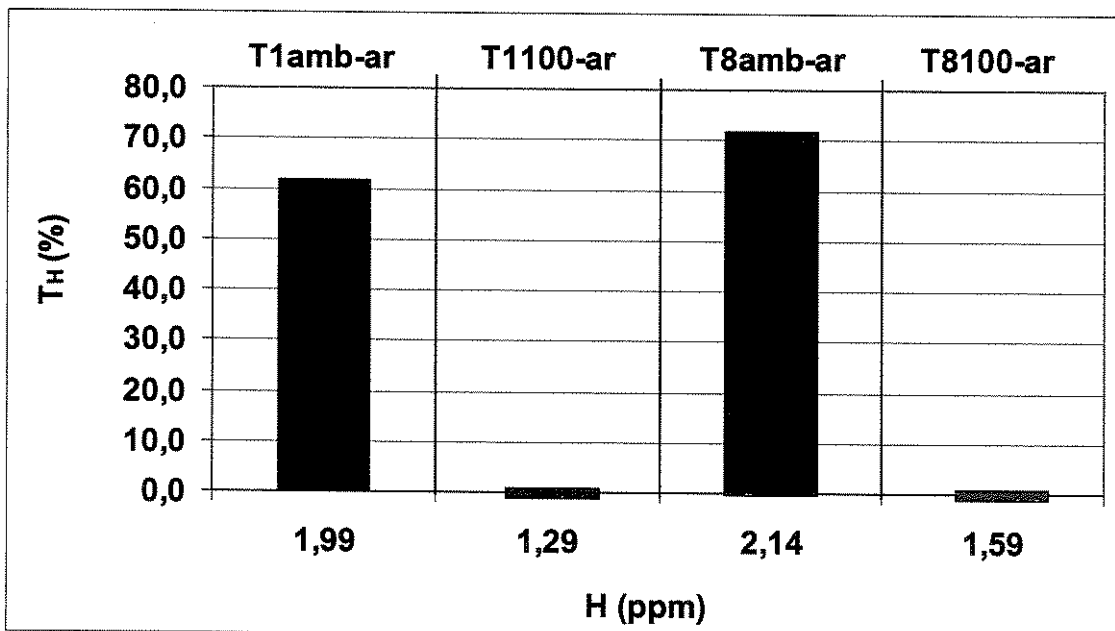


Figura 6.5 – Correlação entre o T_H e o teor de hidrogênio residual no MS

A análise da Figura 6.5 permite observar que o cordão de solda executado com os arames E71T-1 à temperatura ambiente apresentou 1,99ppm de hidrogênio e 61,5% de trinca no metal de solda. Por outro lado o cordão soldado com o arame E71T8-K6, também à temperatura ambiente, apresentou 2,14ppm de hidrogênio e 70,8% de trincas no metal de solda.

Ainda da análise da Figura 6.5, observa-se que o teor de hidrogênio residual dos cordões de solda, executados com o arame E71T8-K6, é maior do que o teor dos cordões executados com o arame E71T-1, independentemente da temperatura de preaquecimento. Porém a susceptibilidade do arame E71T8-K6 é maior, apenas, nos ensaios realizados à temperatura ambiente. O maior teor de hidrogênio no cordão de solda executado com o arame E71T8-K6 e, conseqüentemente, a sua maior susceptibilidade, deve-se, principalmente, ao maior teor de hidrogênio difusível deste arame.

Nippes & Xiong (1988) também encontraram teores de hidrogênio residual no mesmo patamar dos valores apresentados nesse estudo. Ao pesquisarem trincas induzidas pelo hidrogênio em aços HY-80 soldados pelo processo FCAW, mediram teores de hidrogênio residual na faixa de 1,8 a 2,1ppm para eletrodos do tipo E91T1-K2 e E90T5-K2 (AWS A5.29).

6.4.2 – Análise dos modos de fraturas nas superfícies das trincas

Uma primeira análise foi realizada na região trincada, para analisar o comportamento da propagação da trinca ao longo da seção transversal dos cordões de solda. A forma como a trinca pode se propagar no metal de solda tem sido discutida por alguns pesquisadores. A Figura 6.6 apresenta a direção de propagação das trincas através da seção transversal dos cordões de solda.

Observa-se na Figura 6.6 (a) que no cordão de solda executado com arame tubular E71T-1 a trinca se propagou de forma inclinada, formando um ângulo de aproximadamente 45° com a direção de soldagem. Esse comportamento da trinca foi observado nos ensaios realizados no ambiente do laboratório, bem como naqueles realizado na solução saturada com H₂S. Para o metal de solda executado com arame tubular E71T8-K6 a trinca se propagou verticalmente no

metal de solda, ou seja, transversalmente à direção de soldagem, independentemente do ambiente onde foi realizado o ensaio, como pode ser observado na Figura 6.6 (b).

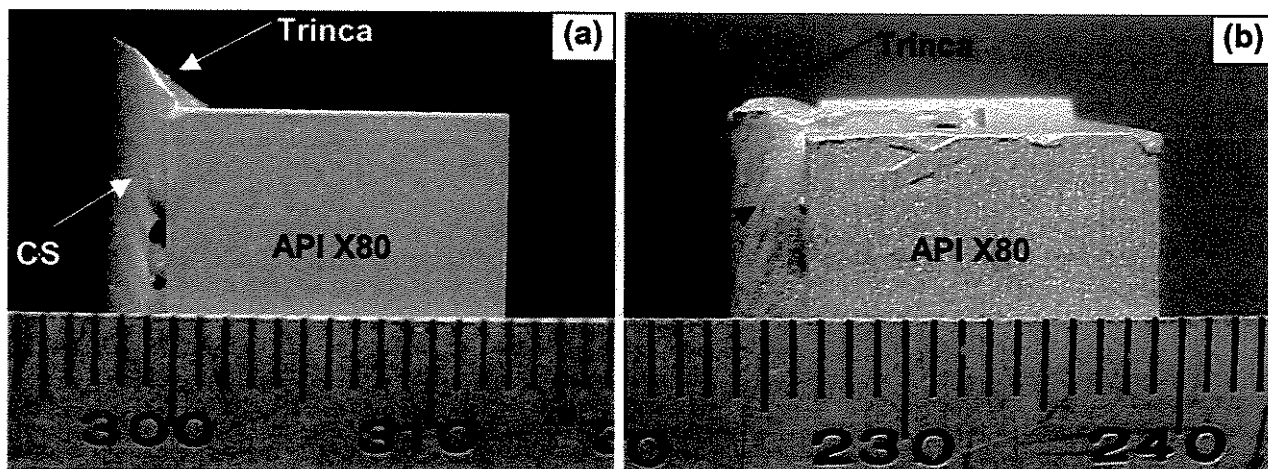


Figura 6.6 – Formas de propagação das trincas no metal de solda. (a) arame tubular E71T-1 e (b) arame tubular E71T8-K6

De acordo com Yurioka & Suzuki (1990), a existência dos dois tipos de propagação de trincas no metal de solda foi primeiro observado por Hamilton em 1972.

Exames por MEV foram realizados nas superfícies de fraturas dos corpos de prova para analisar os modos de fratura das superfícies da trinca de hidrogênio para os dois arames tubulares. Esta análise visou verificar a influência do tipo de arame tubular sobre os modos de fraturas e correlacioná-las aos resultados de trincas.

As análises fractográficas foram realizadas em dois corpos de prova, que apresentaram trincas de hidrogênio para cada condição de ensaio, ou seja, além das cinco réplicas realizadas para cada condição de ensaio (temperatura ambiente e ambiente do laboratório), foram realizadas mais duas réplicas, pois as amostras ensaiadas e que receberam o aquecimento localizado na porção do cordão de solda localizado sobre o entalhe não foram utilizadas na análise fractográfica, devido à oxidação da região trincada.

A Figura 6.7 apresenta fractografias obtidas por MEV da superfície de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda executado com o arame tubular E71T-1. São mostradas na figura

superfícies de quatro regiões da trinca: raiz do cordão de solda (região onde a trinca nucleou), e com a utilização de uma linha imaginária que passava no meio do cordão de solda, foram analisados o centro e os lados esquerdo e direito do cordão de solda (regiões de propagação da trinca), conforme representado na Figura 3.10 (Capítulo 3, item 3.6.2).

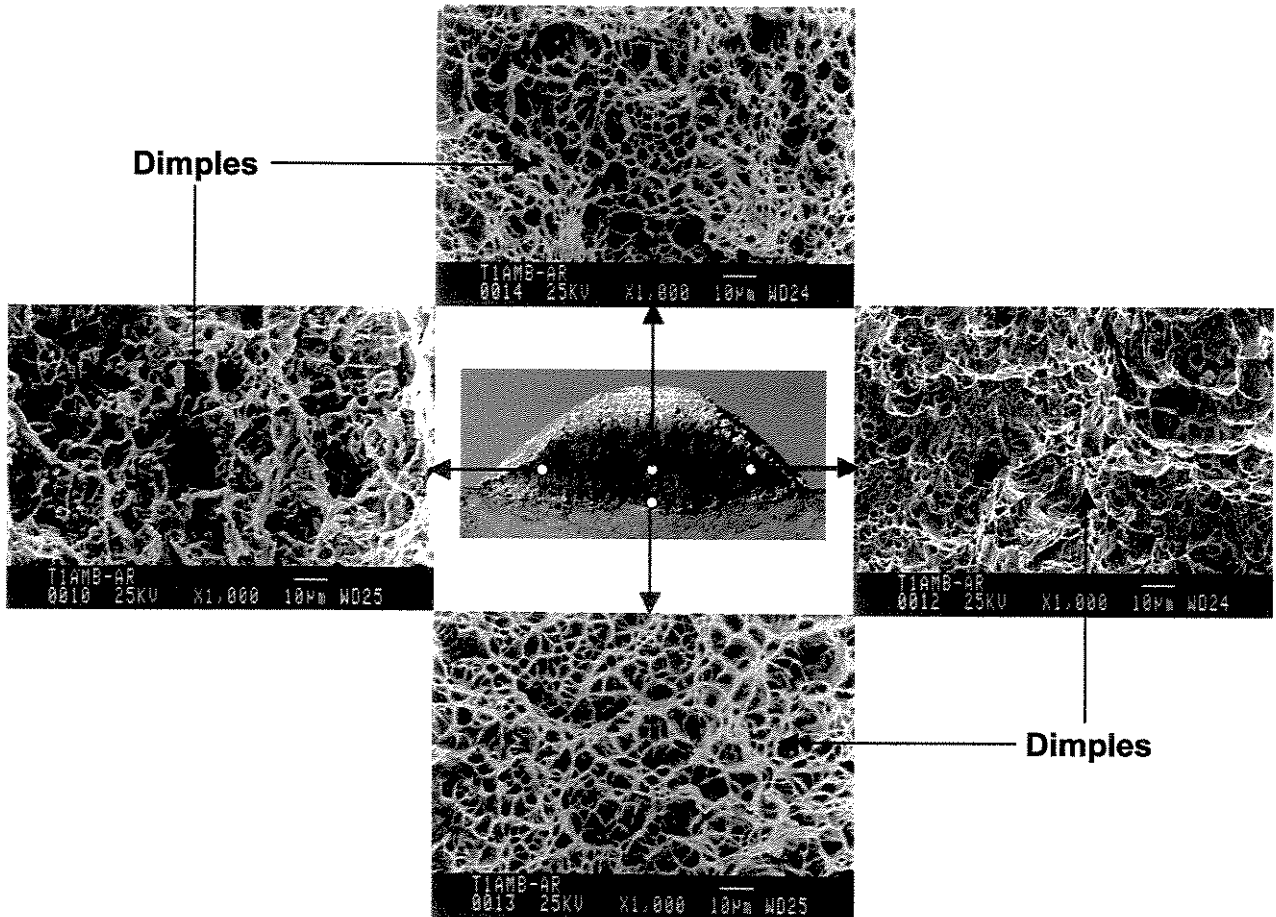


Figura 6.7 – Superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda do arame E71T-1

Analisar como a trinca nucleou e se propagou é importante, pois o processo de fratura é observado em dois aspectos principais: o primeiro é a nucleação da trinca e o segundo, a propagação. Esta visão do processo é útil, porque existe, frequentemente, uma notável diferença na quantidade de energia para a trinca nuclear e se propagar. O nível relativo de energia requerido para nucleação e propagação da trinca determina o curso de acontecimentos que ocorrerá quando o material for submetido às tensões.

A Figura 6.7, mostra modos de fraturas CMV (dimples) em todas as regiões, ou seja, a trinca de hidrogênio nucleou e se propagou como uma fratura dúctil. Este resultado está de acordo com a afirmação de Linnert (1994), que diz que uma fratura inteiramente dúctil é muitas vezes uma fratura por cisalhamento, porque uma grande quantidade ou toda a superfície da trinca está em um ângulo de aproximadamente 45° em relação à direção de soldagem, como pode ser observado na Figura 6.7.

No modo de fratura CMV existe um aumento da deformação plástica, produto da coalescência de microvazios, provocado pela influência do hidrogênio, que, como foi comprovado por Beachem (1972), assiste a microdeformação plástica na ponta da trinca.

Observa-se ainda, na Figura 6.7, que na região da raiz do CS, o modo de fratura por CMV está intrinsecamente caracterizado por dimples equiaxiais muito pequenos. A formação de dimples mostrada na figura é devido à existência no metal de solda de inclusões, formadas ou induzidas na região, com o objetivo de servir para nucleação da ferrita acicular (Zhang & Farrar, 1996) e atuando no mecanismo do modo de fratura por CMV, como apontado por Fernadini (1997).

Quando a tensão requerida para iniciar a fratura de uma trinca é maior que a energia necessária para que ela se propague, o material, provavelmente, se comportará de maneira frágil, porque uma vez iniciada a trinca, ela encontrará ampla energia no sistema para sua propagação. Por outro lado, uma trinca pode ser iniciada com uma quantidade específica de energia, mas o metal pode ter uma considerável capacidade de deformação plástica. Assim uma grande quantidade de energia é necessária para deformar o metal adiante da extremidade da trinca e criar as duas novas superfícies de fratura. Neste caso, a propagação da trinca está restrita, e o metal mostrará algum grau de resistência (Linnert, 1994).

Na Figura 6.8 são apresentadas as superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda executado com o arame tubular E71T8-K6 também obtidas por MEV. As superfícies mostradas na figura seguem o mesmo formato usado na Figura 6.7.

Observa-se na Figura 6.8 que a trinca de hidrogênio apresenta modos de fratura mistos. Esses modos de fratura estão caracterizados fundamentalmente pela presença marcante de fraturas por CMV e regiões de quase-clivagem (QC).

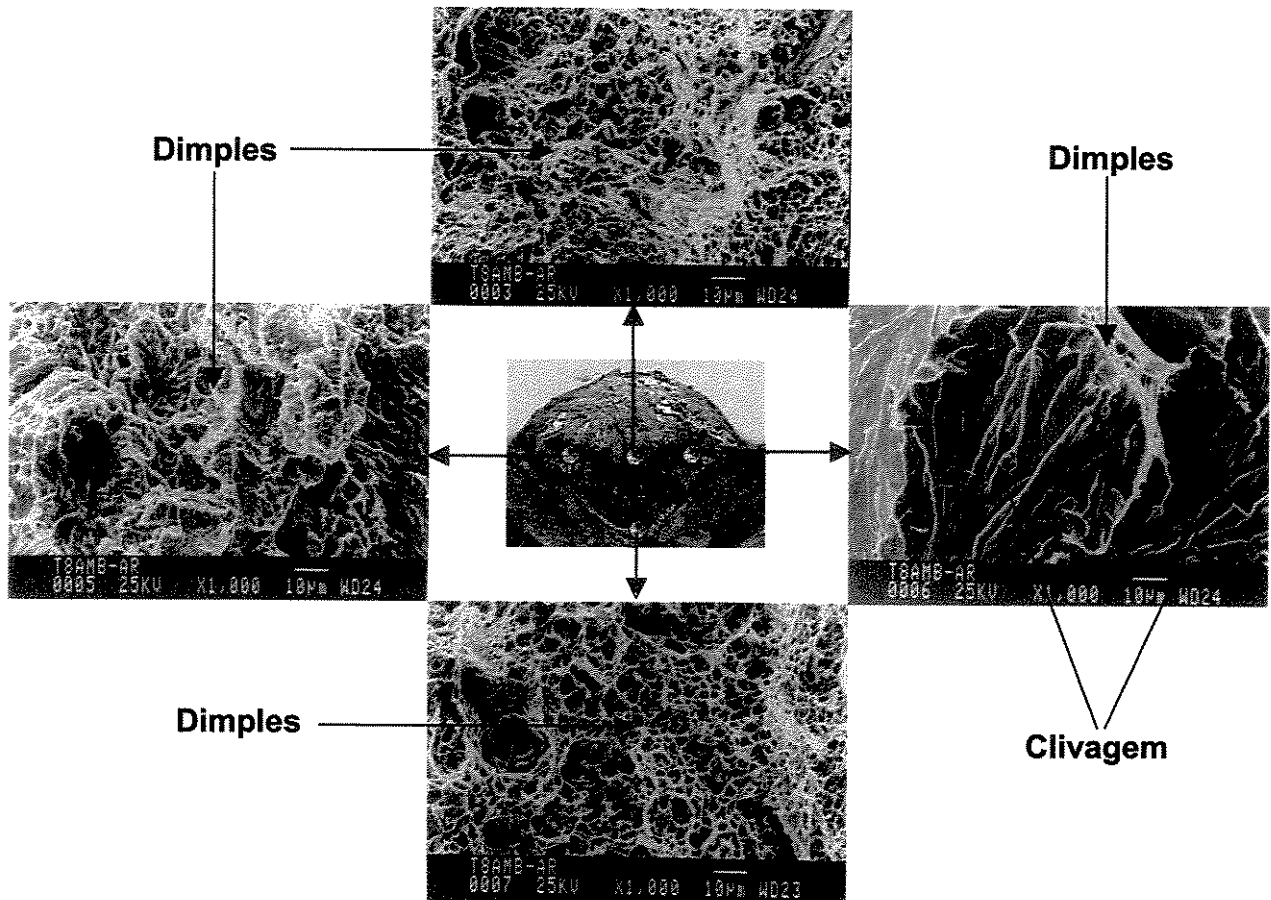


Figura 6.8 – Superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda do arame E71T8-K6

Ainda analisando a Figura 6.8, pode-se verificar que a trinca se nucleou na raiz do cordão de forma dúctil, pois podem ser observados dimples em toda região. O modo misto caracterizou a propagação da trinca; observa-se CMV no lado esquerdo e no centro do cordão de solda, e QC no lado direito.

Na Figura 6.8 pode ser observado, também, que a fratura por quase-clivagem apresenta facetas que têm ao seu redor dimples e bordas de rasgamento. Essa característica também foi observada por Ferrandini (1997). Marianetti (1998) afirmou que regiões de QC são observadas em locais de transição entre regiões dúcteis e frágeis.

O modo de fratura QC ocorreu, provavelmente, pela formação de vazios devido à pressão do hidrogênio, que posteriormente conduzem à formação da QC sem a influência de nenhuma carga externa, como também foi observado por Tsuboi, Yatabe & Yamada (1996).

Das análises dos modos de fratura observados nas trincas de hidrogênio no metal de solda dos arames tubulares, pode ser observado que, independentemente do tipo de arame, a trinca de hidrogênio nucleou por CMV. No entanto a propagação se deu por dimples no MS do arame E71T-1, enquanto no MS do arame E71T8-K6 a propagação ocorreu em modo misto (CMV e QC). Pode ser afirmado que a propagação da trinca no MS do arame E71T8-K6 necessita de uma quantidade de energia menor que no metal de solda do arame E71T-1. Esse fator somado ao maior hidrogênio difusível do arame E71T8-K6, como pode ser observado na Figura 6.4, e ao maior hidrogênio residual medido no MS do arame (Figura 6.5), comprova que o MS do arame tubular E71T8-K6 é mais susceptível ao TIH do que o MS do arame E71T-1.

6.4.3 – Caracterização microestrutural do metal de solda

A caracterização microestrutural dos cordões de solda foi realizada com referência a terminologia dos constituintes do metal de solda recomendada pelo International Institute of Welding – IIW (Alé, Jorge & Rebello, 1993; Svensson, 1994). A Tabela 6.5 apresenta a composição química do MS dos arames tubulares E71T-1 e E71T8-K6, executados à temperatura ambiente. Esta composição é resultado da análise química realizada no CCDM da Universidade Federal de São Carlos, conforme apresentado no anexo 3.

Tabela 6.5 – Composição química do metal de solda dos diferentes arames tubulares

Composição química (% em peso)										
Arame	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Cr	Mo	Pb
E71T8-K6	0,05	0,16	1,72	0,021	0,005	0,02	0,26	0,28	0,12	0,003
E71T-1	0,05	0,16	1,75	0,022	0,005	0,02	0,24	0,25	0,09	0,004

A Tabela 6.5 mostra que os metais de solda apresentam composição química semelhante. São observadas apenas pequenas diferenças no teor de alguns elementos (Mo, Al, Cr). Os cordões

de solda foram executados com energia de soldagem de aproximadamente 2kJ/mm, que resultou em ciclos térmicos de soldagem e taxas de resfriamento similares.

A Figura 6.9 apresenta uma micrografia representativa, realizada por microscopia de luz, do metal de solda obtido com o arame E71T-1, em que pode ser observado que o metal de solda apresenta uma microestrutura fina com grande diversidade de fase, produto da transformação austenita-ferrita.

Na Figura 6.9 pode ser observado, fundamentalmente, ferrita intragranular de grão fino, com uma morfologia de emaranhado e com grãos se entrecruzando (Ferrita Acicular – AF). Observam-se, também, duas ou mais ripas de ferrita paralelas (Ferrita de segunda fase alinhada – FS(A)), e veios de ferrita associados a contornos de grão austenítico (Ferrita de Contorno de Grão – PF(G)).

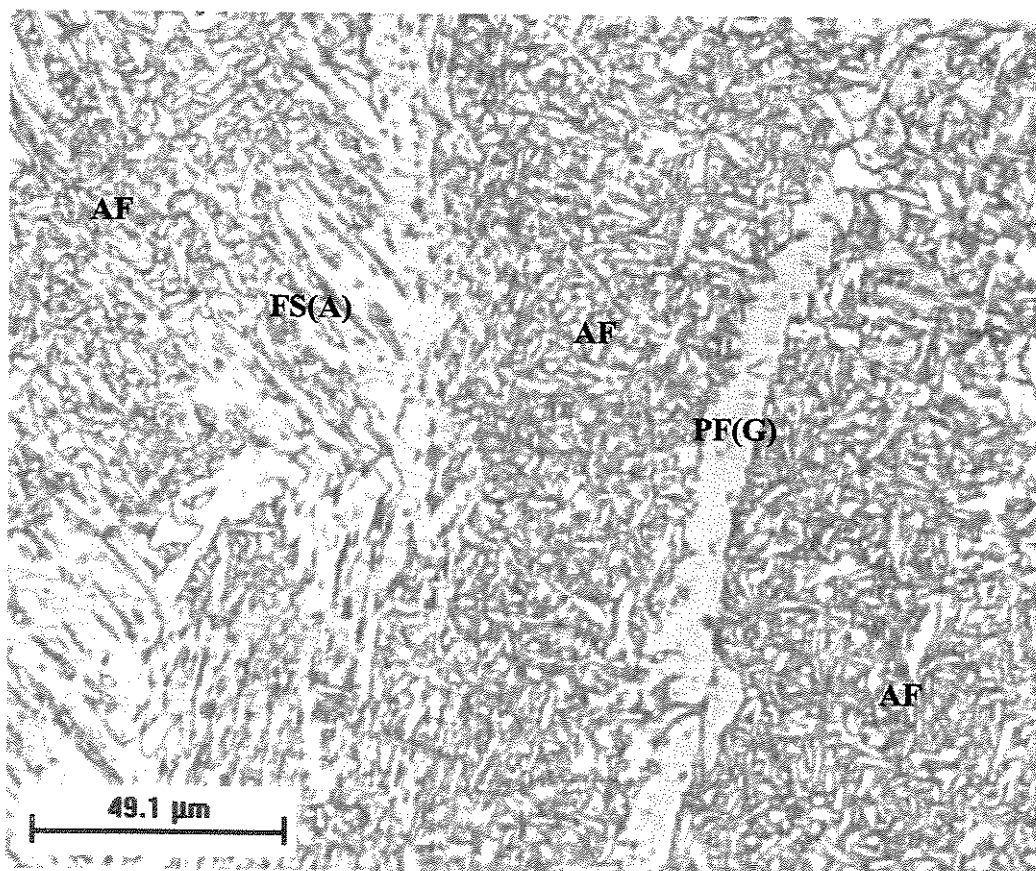


Figura 6.9 – Micrografia do metal de solda obtido com o arame E71T-1 à temperatura ambiente

A ferrita acicular é o constituinte mais desejável para prevenir trincas a frio, pois os grãos finos da AF e os contornos de alto ângulo favorecem uma excelente resistência à ocorrência do fenômeno. A PF(G), embora não seja inteiramente frágil, é considerada um sítio de nucleação de trincas de hidrogênio, por ser um microconstituente geralmente circundado por microestruturas de maior resistência e maior fragilidade que não resistem às deformações impostas pela concentração de tensão. Logo as trincas podem ser nucleadas nessa fase (Martins, 2000). A PF(G) ao lado da Martensita (M) e Bainita (B) é considerada o microconstituente mais susceptível ao trincamento por hidrogênio (Carvajal Fals, 1999).

A Figura 6.10 apresenta uma micrografia representativa do metal de solda obtido com o arame E71T8-K6. Na figura pode ser observado que o metal de solda apresenta uma microestrutura composta com bastante FS(A), observa-se também AF e PF(G).

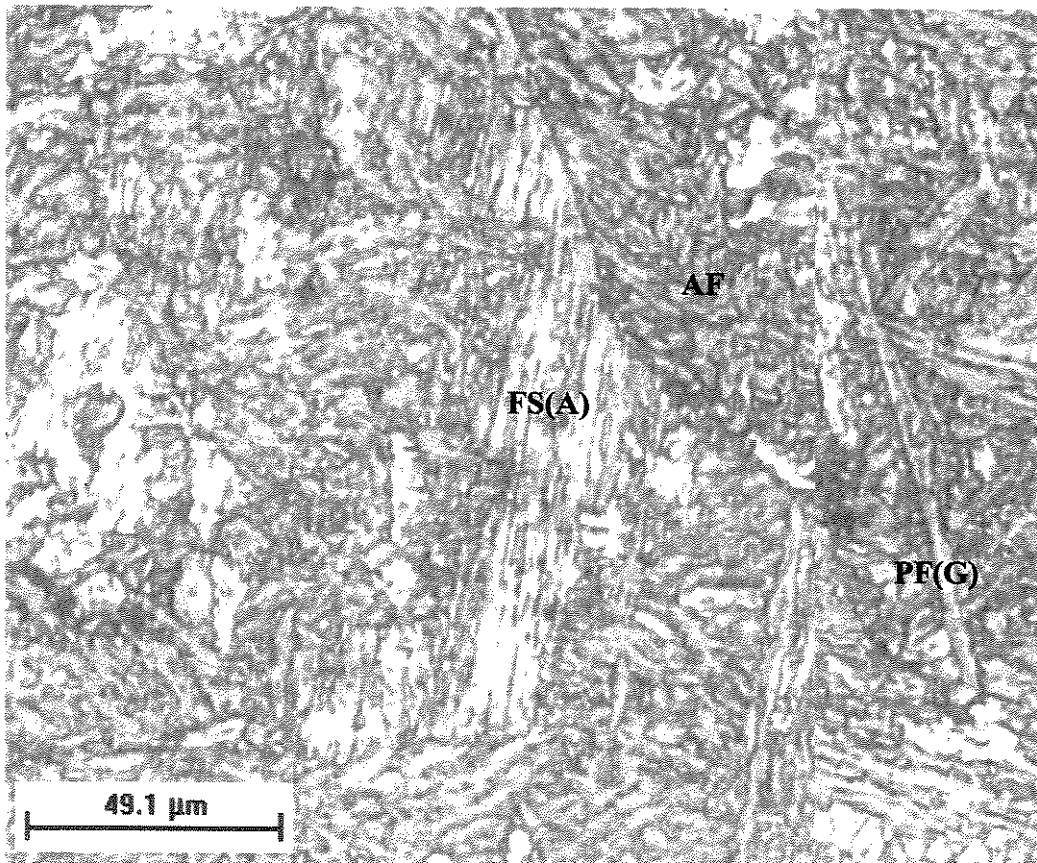


Figura 6.10 – Micrografia do MS obtido com o arame E71T8-K6 à temperatura ambiente

Quando se analisa a Figura 6.9 e a Figura 6.10, observa-se uma grande semelhança qualitativa dos microconstituintes, mas quantitativamente é verificado que o metal de solda do arame E71T-1 apresenta mais AF, o que favorece a sua resistência ao trincamento por hidrogênio; no entanto a presença da PF(G) é mais acentuada e prejudicial ao trincamento a frio. O metal de solda do arame E71T8-K6 apresenta mais FS(A), que favorece a nucleação de trincas. De acordo com Martins (2000), a FS(A) é normalmente prejudicial à resistência por clivagem das juntas soldadas. Além disso, não existe contorno de alto ângulo entre as placas, o que facilita a propagação das trincas.

A análise microestrutural dos metais de solda mostra que não existem mudanças microestruturais significantes entre os arames. Do ponto de vista do trincamento por hidrogênio, o MS do arame E71T-1 se beneficia da grande presença de AF, mas é prejudicado pela presença mais acentuada da PF(G). O metal de solda do arame E71T8-K6, por sua vez, tem a desvantagem de ter menos AF e mais FS(A), no entanto a presença da PF(G) é menos acentuada, favorecendo sua resistência à ocorrência do fenômeno. Portanto, pode ser afirmado que as microestruturas não tiveram influência significativa nas diferenças de susceptibilidade dos metais de solda ao trincamento por hidrogênio.

As micrografias representativas das microestruturas dos metais de solda obtidos com o preaquecimento do aço API X80 à temperatura de 100°C são mostradas na Figura 6.11, para o arame E71T-1 e Figura 6.12, para o arame E71T8-K6.

Tanto na Figura 6.11 quanto na Figura 6.12 pode ser observado que o MS está constituído com muita AF e alguns veios de PF(G). No entanto, a composição microestrutural dos metais de solda que sofreram preaquecimento apresenta uma formação de microestruturas menos frágeis e, conseqüentemente, mais resistentes ao trincamento por hidrogênio.

Como conseqüência, pode-se afirmar, também, que o preaquecimento do aço API X80, ao promover a formação de microestruturas mais dúcteis, contribuiu para evitar o trincamento do metal de solda, independentemente do tipo de arame tubular.

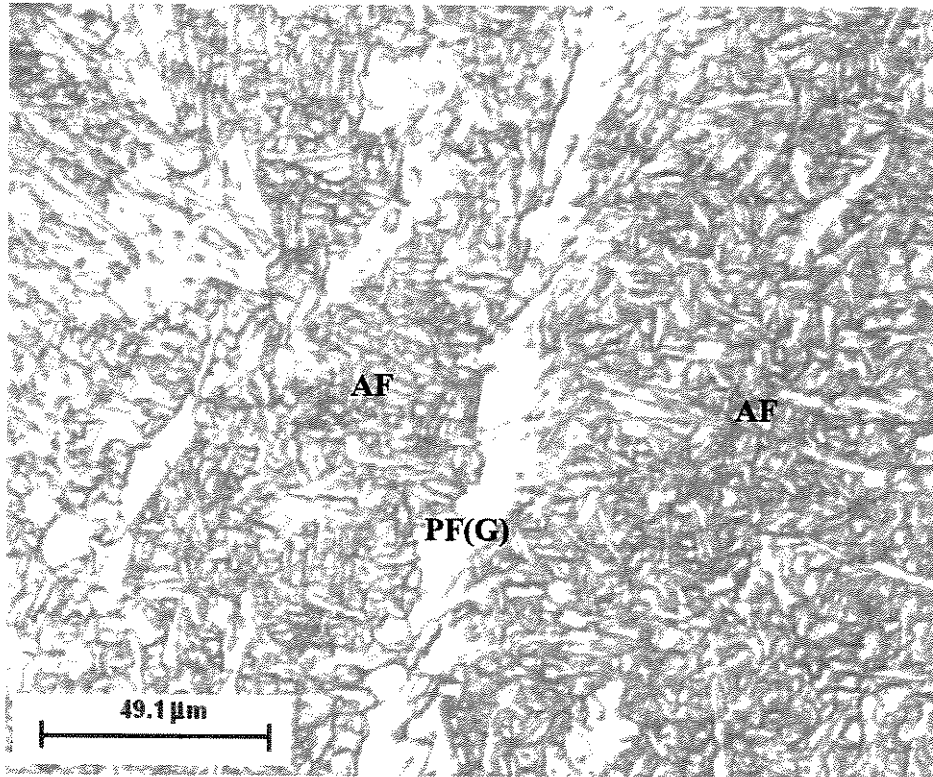


Figura 6.11 – Micrografia do metal de solda obtido com o arame E71T-1 a 100°C

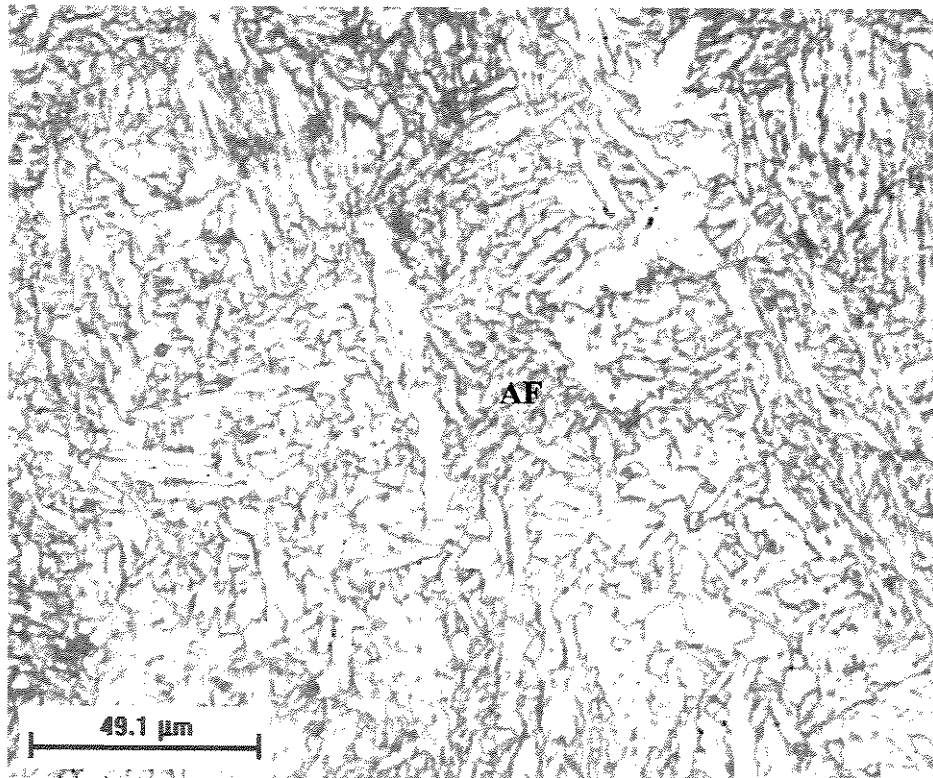


Figura 6.12 – Micrografia do metal de solda obtido com o arame E71T8-K6 a 100°C

6.4.4 - Análise da dureza da junta soldada do aço API X80

Medidas de dureza das diferentes regiões da junta soldada foram realizadas como complemento da caracterização microestrutural. Os valores de dureza apresentados no gráfico da Figura 6.13 são a média das 5 medições realizadas em cada região para todas as condições analisadas.

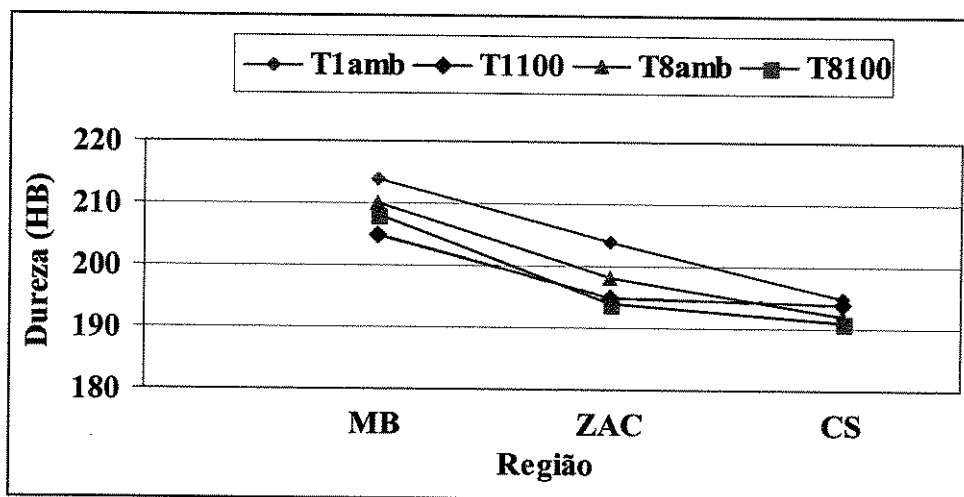


Figura 6.13 - Comportamento de dureza da junta soldada para os arames tubulares e temperaturas de preaquecimento

A Figura 6.13 revela uma clara tendência do comportamento da dureza nas diferentes regiões da junta soldada, ou seja, a dureza do metal de base (MB) foi maior que a dureza na zona afetada pelo calor (ZAC) e esta, por sua vez, maior que a dureza do cordão de solda (CS). Todas as condições experimentais apresentaram a mesma tendência, como pode ser observado no gráfico da Figura 6.13. Esse comportamento também foi observado por Cooper Ordoñez, Silva e Trevisan (2003) em solda multipasses do aço API X80.

A menor dureza do metal de solda, em relação ao metal de base, pode ser justificada por duas razões: a primeira é o uso da técnica *undermatched*, ou seja, foram utilizados arames tubulares com propriedades mecânicas inferiores às do metal de base, e a segunda deve-se à formação microestrutural do metal de base que apresenta microestrutura bainítica, enquanto o

metal de solda apresenta microestrutura ferrítica, que é mais dúctil e menos resistente do que a bainita

Durante muitos anos, valores críticos de dureza, correlacionando o TIH e o metal de solda, não foram sugeridos por pesquisadores, diferentemente do que ocorreu pra ZAC (Yurioka & Suzuki, 1990).

McParlan & Graville (1976) afirmam que a dureza é um parâmetro inadequado como indicador de susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio. Ainda segundo os autores, a correlação dureza-TIH é menos usual para metais de adição com nível de hidrogênio difusível menor que 10ml/100g. No entanto, Bruno (2003) recomenda o uso da dureza como parâmetro de susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio. De acordo com o autor, o limite de dureza recomendado para evitar trincas de hidrogênio na região do CS e ZAC está entre 238HV e 302HV (20HRC - 30HRC), dependendo do tipo de aço e metal de adição.

Os resultados apresentados na Figura 6.13 mostram que o preaquecimento do aço não teve efeito significativo sobre a dureza do metal de solda. No entanto, o preaquecimento, como pode ser visto na Figura 6.3, evitou o trincamento do MS, independentemente do tipo de arame tubular. Esses resultados contribuem com o estudo de McParlan & Graville (1976) e evidenciam que a dureza não é, provavelmente, um parâmetro adequado para avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio.

6.5 – Análise do efeito da temperatura de preaquecimento sobre o TIH

A temperatura de preaquecimento foi a variável que mais influenciou os resultados de trincamento por hidrogênio. Como pode ser observado nas Figura 6.1 e Figura 6.2, nas Tabela 6.1 e Tabela 6.2, e comprovado pela análise estatística apresentada na Tabela 6.3, nenhuma das amostras trincou quando foi realizado o preaquecimento de 100°C no corpo de prova.

É consenso na literatura especializada (Svensson, 1994; Lancaster, 1992) que a taxa de resfriamento do cordão de solda é um fator muito importante na incidência de trincas de

hidrogênio no metal de solda. O preaquecimento do material tem um forte efeito na taxa de resfriamento da junta soldada e, conseqüentemente, as chances para formação de trincas a frio são menores, pois o preaquecimento diminui a taxa de resfriamento reduzindo o possível surgimento de uma microestrutura frágil, conforme discutido no item 6.4.3., e aumenta o tempo para o hidrogênio se difundir da solda, como pode ser verificado no item 6.4.1.

Confrontados os resultados de trinca de hidrogênio (Figura 6.4) com os resultados do estudo de Yurioka (2002), apresentados na Figura 4.1 (Capítulo 4), observam-se divergências quanto aos métodos de determinação da temperatura de preaquecimento mais apropriados para o aço API X80, pois, segundo o autor, para o aço API X80, os métodos da AWS e CE_N são mais apropriados, não sendo necessária a utilização de temperatura de preaquecimento. Os métodos BS e CET são extremamente conservadores quando recomendam que para a soldagem do aço API X80 se faz necessário o preaquecimento. Os resultados aqui apresentados mostraram que o metal de solda do aço API X80 mostrou-se susceptível a trincas de hidrogênio quando soldados com os diferentes arames tubulares à temperatura ambiente, ou seja, os métodos BS e CET são, nessas condições, mais recomendados para definição do preaquecimento do aço API X80.

O efeito da temperatura de preaquecimento já foi comprovado estatisticamente. No entanto, para entender o comportamento do TIH com o preaquecimento são analisados:

- ⇒ os ciclos térmicos impostos aos CS depositados nos corpos de prova do teste G-BOP;
- ⇒ o teor de hidrogênio residual no metal de solda após o preaquecimento;
- ⇒ correlação entre os resultados desta pesquisas e os modelos propostos por Hart (1986) e Chakravarti & Bala (1989).

6.5.1 – Avaliação dos ciclos térmicos impostos aos metais de solda e os resultados de TIH

A Figura 6.14 apresenta o comportamento dos ciclos térmicos para os corpos de prova soldados com o arame E71T8-K6. O comportamento dos ciclos térmicos para os corpos de prova soldados com o arame E71T-1 foi apresentado na Figura 5.7 (Capítulo 5, item 5.2.2).

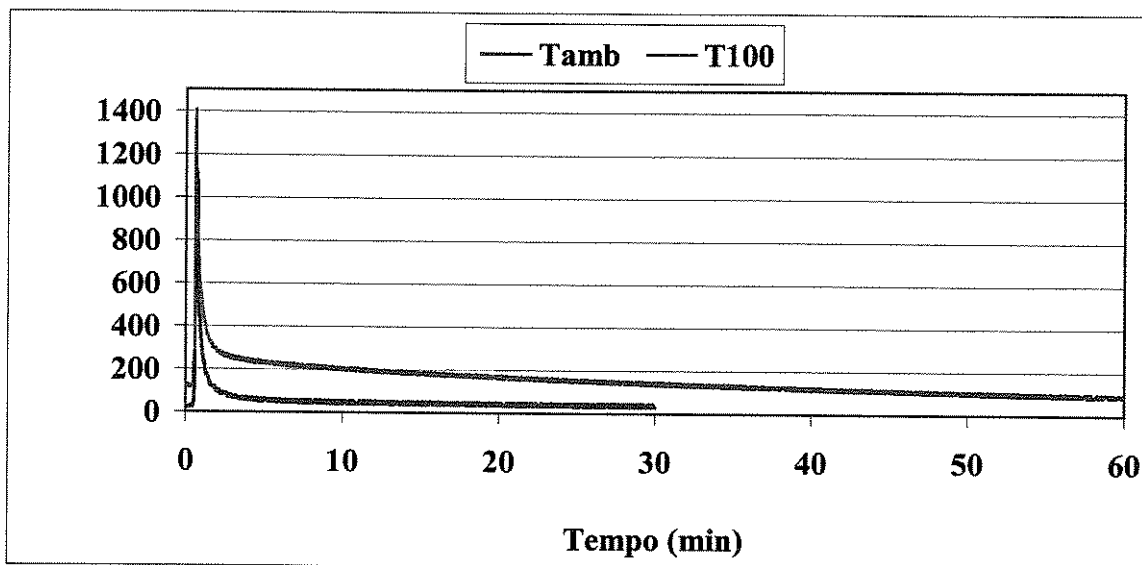


Figura 6.14 - Ciclo térmico no metal de solda do aço API X80 soldado com o arame E71T8-K6

Pode ser observado na Figura 6.14 e Figura 5.7, que os ciclos térmicos tiveram um comportamento muito semelhante para os metais de solda dos diferentes arames tubulares, tanto quando os corpos de prova foram soldados à temperatura ambiente, quanto quando submetidos ao preaquecimento de 100°C. A similaridade verificada nos ciclos térmicos deve-se, naturalmente, à proximidade dos parâmetros de soldagem usados durante os ensaios para os arames tubulares, que resultaram numa energia de soldagem de aproximadamente 2kJ/mm.

A ocorrência de trinca de hidrogênio, seja na ZAC ou no MS da junta soldada, depende do aço, tipo de metal de adição, da taxa de resfriamento e do conteúdo de hidrogênio no metal de solda. Algumas faixas de temperaturas têm sido sugeridas para medir a taxa de resfriamento: 800°C a 500°C, 300°C a 100°C e 800°C a 100°C. Entre estas faixas de temperatura, a de 300°C a 100°C é a mais usada nos estudos de trincas de hidrogênio. Para um nível constante de hidrogênio no metal de solda e uma dada geometria de junta, o percentual de trincas depende largamente do tempo de resfriamento entre 300°C e 100°C (Nevasmaa, 2003).

Alguns pesquisadores (Hart, 1986; Chakravarti & Bala, 1989; Nevasmaa, 2003) apresentaram modelos de cálculo da temperatura de preaquecimento nos quais são usados tempos de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C (Δt_{8-5}).

A Tabela 6.6 apresenta os valores da temperatura de pico (T_p), os intervalos de tempo (Δt_{8-5} e Δt_{3-1}) e as taxas de resfriamento (ΔT_{8-5} e ΔT_{3-1}), entre as temperaturas 800°C e 500°C e entre 300°C e 100°C, respectivamente, como consequência dos ciclos térmicos impostos aos metais de solda do aço API X80 executados com os arames tubulares E71T-1 e E71T8-K6.

Pode ser observada na Tabela 6.6 uma maior temperatura de pico nos metais de solda executados com o preaquecimento de 100°C, independentemente do tipo de arame tubular utilizado. Esse maior pico de temperatura deve-se ao aumento de energia provocado pelo preaquecimento do material antes da soldagem. Como pode ser observado na Figura 6.5 e na Figura 6.6, o preaquecimento do material impôs uma menor taxa de resfriamento ao metal de solda.

Tabela 6.6 - Temperatura de pico, intervalos de tempo e taxas de resfriamento impostos aos metais de solda do aço API X80

Arame	Temperatura ambiente					Preaquecimento de 100°C				
	T_p (°C)	Δt_{8-5} (s)	Δt_{3-1} (s)	ΔT_{8-5} (°C/s)	ΔT_{3-1} (°C/s)	T_p (°C)	Δt_{8-5} (s)	Δt_{3-1} (min)	ΔT_{8-5} (°C/s)	ΔT_{3-1} (°C/s)
E71T-1	1285	4,3	54	69,7	3,7	1342	15,9	31,7	18,9	0,1
E71T8-K6	1315	4,6	55,6	65,2	3,6	1404	16,4	33,1	18,3	0,1

A análise da Tabela 6.6 mostra ainda que os intervalos de tempo Δt_{8-5} e Δt_{3-1} foram maiores para os cordões de solda executados com preaquecimento de 100°C, independente do arame tubular utilizado. Isso mostra a influência exercida pelo preaquecimento do material sobre o resfriamento do cordão de solda.

Chakravarti & Bala (1989) comprovaram que é mais interessante usar o tempo de resfriamento entre 300°C e 100°C (Δt_{3-1}) ao invés de Δt_{8-5} para determinar o tempo de difusão de hidrogênio, apesar de existir uma relação linear entre eles. Estes autores fizeram essa comprovação usando o teste G-BOP e determinaram também que, aumentando o Δt_{3-1} , existe uma diminuição da porcentagem de trincas ocorridas no metal de solda.

Para o arame E71T-1 a diferença entre os tempos de resfriamento Δt_{8-5} foi da ordem de 11,6 segundos, enquanto para o tempo de resfriamento Δt_{3-1} foi de 1848 segundos (30,8min). Para o arame E71T8-K6 esses tempos são de 11,8s e 1930,6s para Δt_{8-5} e Δt_{3-1} , respectivamente.

Segundo Chakravarti & Bala (1989), existe um tempo de resfriamento crítico entre 300°C e 100°C (Δt_{cr}) para um dado conteúdo de hidrogênio difusível, dureza, microestrutura e composição química, acima do qual não ocorre trinca a frio. Conseqüentemente, condições de soldagem resultando em Δt_{3-1} maiores que o Δt_{cr} devem ser consideradas adequadas para evitar trincas de hidrogênio no metal de solda. Com base na afirmação dos autores e nos resultados nesta pesquisa, pode-se afirmar que temperaturas de preaquecimento que resultem em Δt_{3-1} maiores que 31,7 minutos para o arame E71T-1 e maiores que 33,1 minutos para o arame E71T8-K6, evitarão a ocorrência de TIH no metal de solda do Aço API X80.

No entanto esses valores de Δt_{3-1} não podem ser considerados críticos para as condições desta pesquisa, pois não ficou comprovado nos resultados deste estudo que a temperatura de preaquecimento de 100°C é o menor valor de preaquecimento necessário para evitar as trincas induzidas pelo hidrogênio.

Pela análise da Figura 6.4 e Tabela 6.6, pode ser observado que o preaquecimento do aço aumentou o tempo de resfriamento Δt_{3-1} , o que dar mais tempo para a difusão do hidrogênio; além disso o preaquecimento reduz as tensões residuais, diminuindo os gradientes de temperatura. Esses fatos evitaram o trincamento por hidrogênio do metal de solda.

6.5.2 – Análise do hidrogênio residual no MS após o preaquecimento

Como citado anteriormente, a ocorrência de trinca de hidrogênio, seja na ZAC ou no MS da junta soldada, depende do aço, tipo de metal de adição, da taxa de resfriamento e do conteúdo de hidrogênio no metal de solda (Linnert, 1994).

Pode ser observado nos resultados de hidrogênio residual apresentados na Figura 6.5 que, o teor de hidrogênio nos cordões de solda diminuiu quando o aço API X80 foi preaquecido a

100°C, independentemente do tipo de arame tubular usado. Esse fenômeno pode ser explicado pela grande influência que exerceu o preaquecimento sobre a taxa de resfriamento do cordão de solda. Com o preaquecimento do aço, a taxa de resfriamento diminuiu e, conseqüentemente, o intervalo de tempo, entre as temperaturas Δt_{8-5} e Δt_{3-1} aumentou. Como a influência do preaquecimento é muito maior em Δt_{3-1} , pode ser afirmado que o aumento no Δt_{3-1} , evitou o trincamento a frio no metal de solda dos arames tubulares, como conseqüência, principalmente, do maior tempo que teve o hidrogênio para se difundir do material.

A eliminação do trincamento a frio com o preaquecimento do aço API X80 deve ser analisado pela maior difusão do hidrogênio do cordão de solda para a atmosfera, pelas mudanças microestruturais do metal de solda e pelas variações no nível de tensões residuais na junta soldada. No entanto, a difusão de hidrogênio para a atmosfera é, provavelmente, o maior responsável pela eliminação das trincas de hidrogênio no metal de solda dos arames tubulares.

6.5.3 – Correlação dos resultados de TIH com resultados de modelos da literatura

Avaliados os resultados de trinca à temperatura ambiente e com preaquecimento de 100°C, pode-se fazer uma correlação entre os modelos apresentados por Hart (1986) e Chakravarti & Bala (1989) para a temperatura de preaquecimento para 10% de trincas, conforme apresentado no Capítulo 2 (item 2.3.7.6).

Os resultados dos modelos para 10% CPT para as condições usadas nesta pesquisa são apresentados na Tabela 6.7. A tabela mostra também os resultados de trincas de hidrogênio obtidos neste estudo, os quais são correlacionados aos resultados dos modelos.

A Tabela 6.7 mostra que, segundo o modelo de Hart (1986), a temperatura de preaquecimento sugerida para 10% de trinca no metal de solda dos arames E71T-1 e E71T8-K6, são 29,6 e 31,7°C, respectivamente. Segundo o modelo de Chakravarti & Bala (1989), são sugeridas temperaturas de preaquecimento de 29,8 e 31,7°C para os respectivos arames.

Tabela 6.7 – Correlação entre os resultados de T_H e os modelos de Hart (1986) e de Chakravarti & Bala (1989)

Resultados desta pesquisa			Hart		Chakravarti & Bala	
Arame	$T_H - T_{amb}$ (%)	$T_H - T_{100}$ (%)	10% CPT (°C)	CE_w (°C)	10% CPT	Ce_c
E71T-1	61,5	0,0	29,6	0,73	29,8	0,203
E71T8-K6	70,8	0,0	31,7	0,74	32,4	0,207

Os resultados da Tabela 6.7 mostram que os modelos são compatíveis entre si. Porém, quando seus resultados são confrontados com os resultados desta pesquisa, observa-se uma grande discrepância entre os resultados, ou seja, os resultados de trincamento por hidrogênio, ensaiados à temperatura ambiente são 5 vezes maiores que aqueles que sugerem os modelos para o arame E71T-1; para o arame E71T8-K6 o resultado é 6 vezes maior.

Com base no exposto, verifica-se que não houve correlação entre os resultados desta pesquisa e os modelos propostos. Um comportamento semelhante foi verificado por Marianetti (1998) que também não observou correlação entre diversos resultados do seu estudo e os modelos propostos por Hart (1986) e Chakravarti & Bala (1989). As razões que podem ser consideradas para o fato de não haver correlação entre os modelos e resultados de pesquisas são:

- ⇒ as possíveis diferenças entre a microestrutura e composição dos metais de solda em duas situações: a primeira quando o metal de solda trinca substancialmente à temperatura ambiente, e não necessariamente, se requeira um alto preaquecimento para eliminar as trincas; a segunda, quando o metal de solda não trinca substancialmente à temperatura ambiente, mas pode requerer um alto preaquecimento para reduzir as trincas;
- ⇒ as possíveis diferenças entre os procedimentos do teste adotados pelos autores dos modelos e pelos autores dos estudos, em que não foram observadas correlações entre os resultados.

As diferenças entre os resultados dessa pesquisa, os resultados de Marianetti (1998) e os resultados preditos por modelos apresentados na literatura reforçam a afirmação de Davidson (1995), de que as fórmulas de carbono equivalente têm validade limitada em termos de

composição química e, conseqüentemente, são apenas aplicáveis para a classe de aços para os quais elas foram planejadas. Logo não devem ser diretamente aplicadas para determinar as temperaturas de preaquecimento mínimas necessárias para evitar trincas de hidrogênio para outras classes de aços.

6.6 – Análise da metodologia para avaliar TIH em metais de solda na presença do H₂S

A análise da metodologia para avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao trincamento induzido por hidrogênio na presença do sulfeto de hidrogênio (H₂S) foi discutida em função da influência exercida pelo tipo de ambiente de ensaio sobre as TIH dos metais de solda executados à temperatura ambiente.

Foi comprovado estatisticamente que os ambientes de ensaio afetam o trincamento por hidrogênio dos metais de solda executados à temperatura ambiente, independentemente do tipo de arame tubular. No entanto, para os metais de solda executados com preaquecimento de 100°C, o ambiente de ensaio não influenciou os resultados de TIH.

Pode ser verificado pela metodologia adotada (Capítulo 3, item 3.5.2) que os metais de solda ensaiados na solução saturada com H₂S possuíam as mesmas propriedades daqueles metais de solda ensaiados no ambiente atmosférico do laboratório, ou seja, a composição química, a microestrutura e o nível de tensão do metal de solda, executado em cada condição (tipo de arame tubular e temperatura de preaquecimento), foi o mesmo para os ambientes de ensaios.

Assim, a influência do ambiente de ensaio sobre o trincamento pelo hidrogênio é avaliada do ponto de vista da fragilização que o hidrogênio exerce sobre o MS exposto ao H₂S. Como citado anteriormente (Capítulo 2, item 2.3.6), ambientes umedecidos à base de H₂S estão entre os mais agressivos em promover a entrada de hidrogênio no metal. Logo, o hidrogênio atômico adsorvido na superfície metálica, normalmente se difunde para o interior do material, fazendo com que esse se fragilize.

Para correlacionar o trincamento induzido pelo hidrogênio aos ambientes de ensaios, foram efetuadas medidas de hidrogênio residual nas amostras ensaiadas nos dois ambientes, conforme pode ser observado no anexo 2, pois assim pode-se analisar quanto de hidrogênio foi adsorvido e absorvido para o MS. Além disso, foram analisados, também, os modos de fraturas das trincas de hidrogênio presentes nos corpos de prova expostos ao H₂S.

6.6.1 – Análise do Hidrogênio residual e o TIH no metal de solda

A Tabela 6.8 apresenta os resultados da medida de hidrogênio residual nos cordões de solda ensaiados nas condições desta pesquisa. Pode ser observado na tabela que, além dos cordões de solda, foi medido o teor de hidrogênio residual, também em duas amostras do aço API X80. A amostra denominada aço X80-ar foi retirada do aço antes dele ser soldado. A amostra do aço X80-H₂S foi retirada do aço antes dele ser soldado e exposta à solução saturada com H₂S, seguindo todo procedimento adotado para avaliar o cordão de solda.

Analisada a Tabela 6.8, pode ser verificado que todas as amostras expostas ao H₂S absorveram hidrogênio, ou seja, em todas as amostras expostas ao H₂S o hidrogênio residual é maior que nas amostras que não foram expostas

Tabela 6.8 – Resultados do hidrogênio residual nos cordões de solda e no aço API X80

Hidrogênio Residual (ppm)				
aço X80-ar	T1amb-ar	T1100-ar	T8amb-ar	T8100-ar
1,18	1,99	1,29	2,14	1,59
aço X80-H ₂ S	T1amb- H ₂ S	T1100- H ₂ S	T8amb- H ₂ S	T8100- H ₂ S
1,56	2,42	1,58	2,97	1,78

Outra observação importante é que os teores de hidrogênio medidos nos cordões de solda são maiores que nas amostras do aço API X80, independentemente do ambiente analisado. Esse resultado também foi observado por Chatteraj et al. (1995). Os resultados comprovam que o aprisionamento de hidrogênio é maior na junta soldada do que no aço. Logo a exposição do conjunto ao H₂S afeta mais a susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio da junta soldada que

a do aço. Conseqüentemente, um duto que trabalha exposto à ação do H₂S tende a trincar mais na região da solda.

A Figura 6.15 apresenta os resultados do trincamento induzido pelo hidrogênio em função do teor de hidrogênio medido nos cordões de solda para todas condições ensaiadas. O comportamento dos metais de solda ao TIH para os ensaios realizados no ambiente atmosférico do laboratório já foi discutido no item 6.1.4. Aqui é discutido como o ambiente saturado com H₂S afetou o trincamento do metal de solda, e busca-se relacionar os resultados com aqueles dos ensaios realizados no ambiente do laboratório.

A Figura 6.15 mostra que nos ensaios realizados na presença do H₂S, o cordão de solda executado com os arames E71T-1 à temperatura ambiente apresentou 2,42ppm de hidrogênio e 75,4% de trinca no metal de solda. O cordão soldado com o arame E71T8-K6, também à temperatura ambiente, por sua vez apresentou 2,97ppm de hidrogênio e 85,5% de trincas no metal de solda.

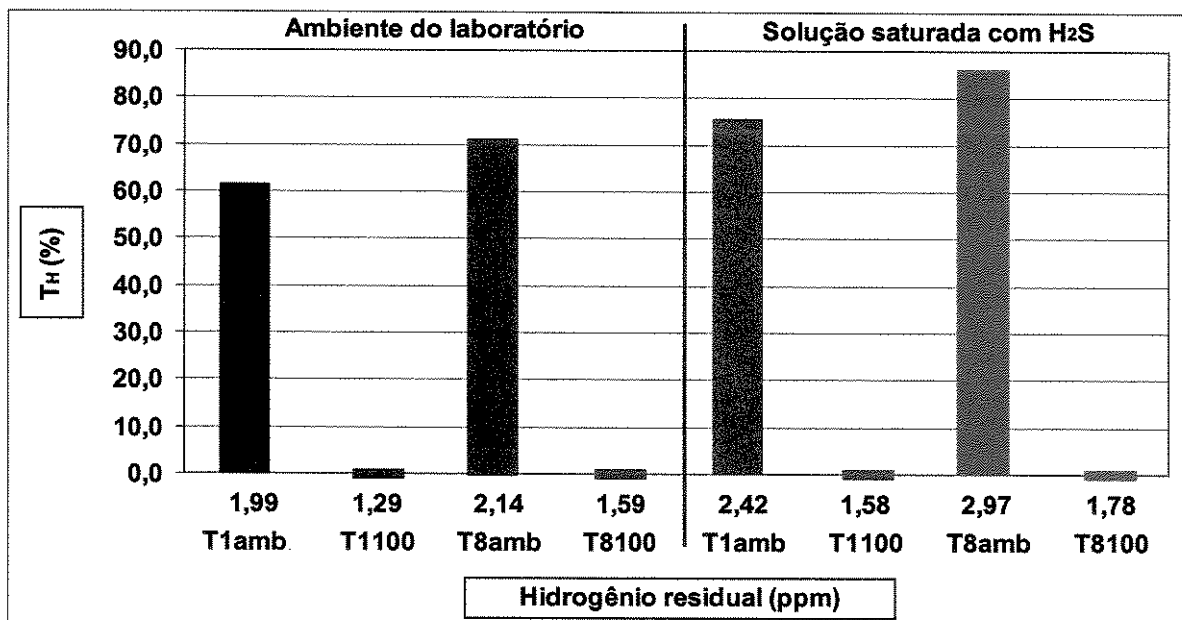


Figura 6.15 - Efeito do teor de hidrogênio residual dos cordões de solda sobre o TIH

Da análise da Figura 6.17, observa-se, também, que o teor de hidrogênio dos cordões de solda, executados com o arame E71T8-K6, é maior que o teor dos cordões executados com o arame E71T-1, independentemente do ambiente de ensaio.

Os resultados da Figura 6.15 mostram que a exposição ao H₂S aumentou a susceptibilidade dos metais de solda dos arames tubulares, quando soldados à temperatura ambiente. Além disso a maior absorção de hidrogênio dos metais de solda dos arames E71T-1 e E71T8-K6 aumentaram a sua susceptibilidade ao trincamento pelo hidrogênio.

Como as características dos metais de solda eram as mesmas em termos de microestruturas, composição química e níveis de tensão, comprova-se que a susceptibilidade do metal de solda é dependente, principalmente, do teor de hidrogênio residual do metal de solda. Chatteraj et al (1995) afirmou que o hidrogênio aprisionado na junta soldada é responsável pela decoesão matrix-inclusão e pela formação de bolhas internas, que são sítios de trincas induzidas pelo hidrogênio.

6.6.2 – Análise dos modos de fraturas nas superfícies das trincas dos MS expostos ao H₂S

Assim como ocorreu nos ensaios realizados no ambiente do laboratório, no cordão de solda executado com arame tubular E71T-1 a trinca se propagou formando um ângulo de aproximadamente 45° com a direção de soldagem. Para o metal de solda executado com arame tubular E71T8-K6, a trinca se propagou transversalmente à direção de soldagem, como pode ser observado na Figura 6.6.

Exames por MEV foram realizados nas superfícies de fraturas dos corpos de prova para analisar os modos (mecanismos) de fratura das superfícies da trinca de hidrogênio para os dois arames tubulares. As análises fractográficas foram realizadas em dois corpos de prova, que apresentaram trincas de hidrogênio para cada condição de ensaio. O procedimento para análise dos modos de fratura nas trincas foi o mesmo adotado para os ensaios realizados no ambiente do laboratório.

A Figura 6.16 apresenta a superfície de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda executado com o arame tubular E71T-1. Pode ser observado na figura que, a regiões de nucleação da trinca, ou seja, a raiz do cordão, apresentou o modo de fratura CMV (dimples), ou seja, a trinca de hidrogênio nucleou como uma fratura dúctil. A região de propagação da trinca, por sua vez, apresentou modos mistos de fratura. Podem ser observados dimples e quase-clivagem. Esse comportamento difere daqueles apresentados para os ensaios realizados no ambiente do laboratório, em que foram observadas apenas fraturas dúcteis.

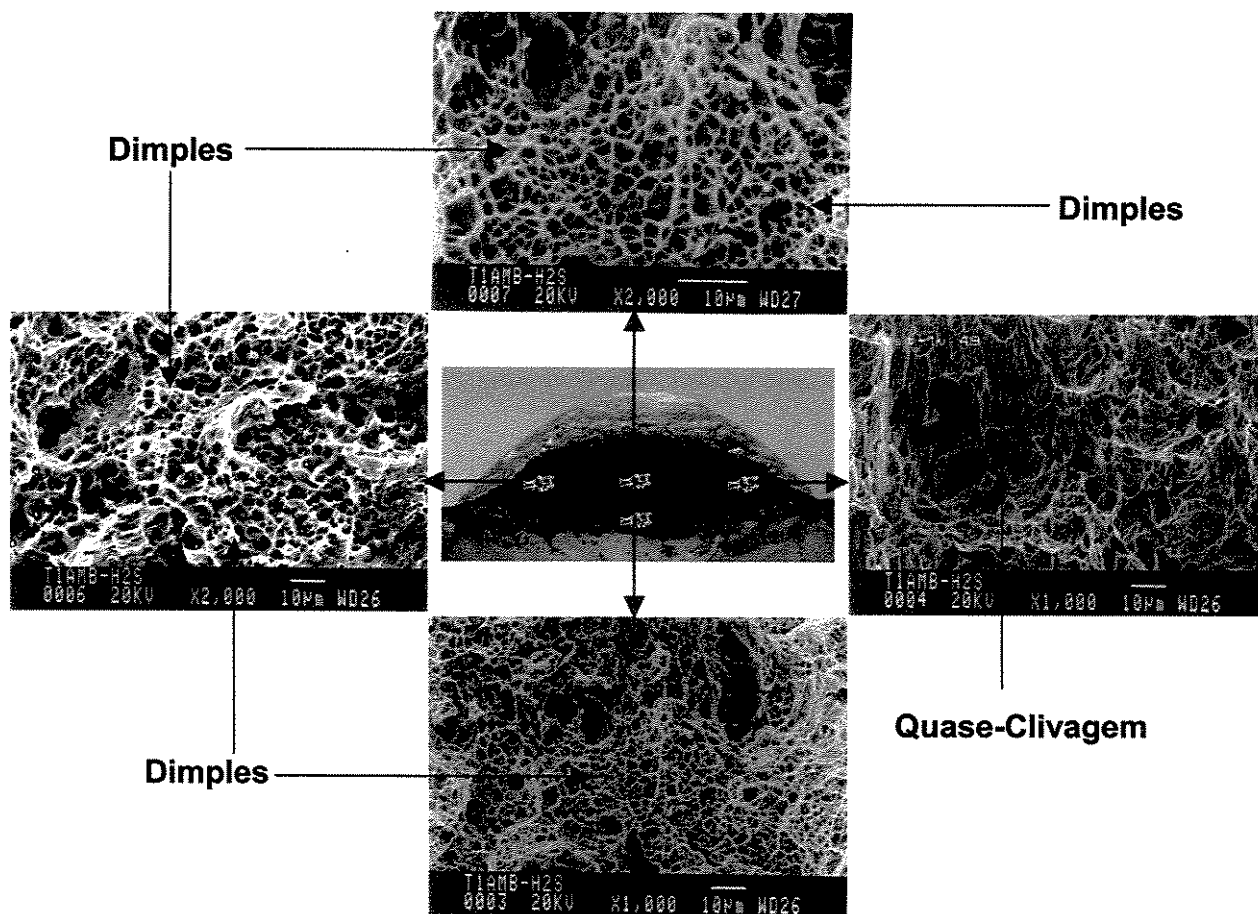


Figura 6.16 – Superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do MS do arame E71T-1 exposto ao H_2S

Como a trinca se propagou de forma inclinada em relação à direção de soldagem, este resultado diverge da afirmação de Linnert (1994), quanto ao fato de que uma trinca que nucleia e se propaga formando um ângulo de aproximadamente 45° em relação à direção de soldagem é

uma fratura inteiramente dúctil. A razão para essa divergência é, provavelmente, devido a fragilização do metal de solda pela ação do hidrogênio adsorvido e absorvido na região. O modo de fratura por QC, observado na região de propagação da trinca, é característico da fragilidade por hidrogênio (Yurioka & Suzuki, 1990). Ainda de acordo com Yurioka & Suzuki (1990), a orientação cristalográfica da fratura fragilizada por esse elemento é o plano {110}, similar à fratura frágil ou por clivagem. Pode ser observado na Figura 6.16 que a fratura por QC apresenta facetas que têm ao redor dimples, o que mostra a existência de deformação plástica na propagação da trinca.

Na Figura 6.17 são apresentadas as superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda executado com o arame tubular E71T8-K6.

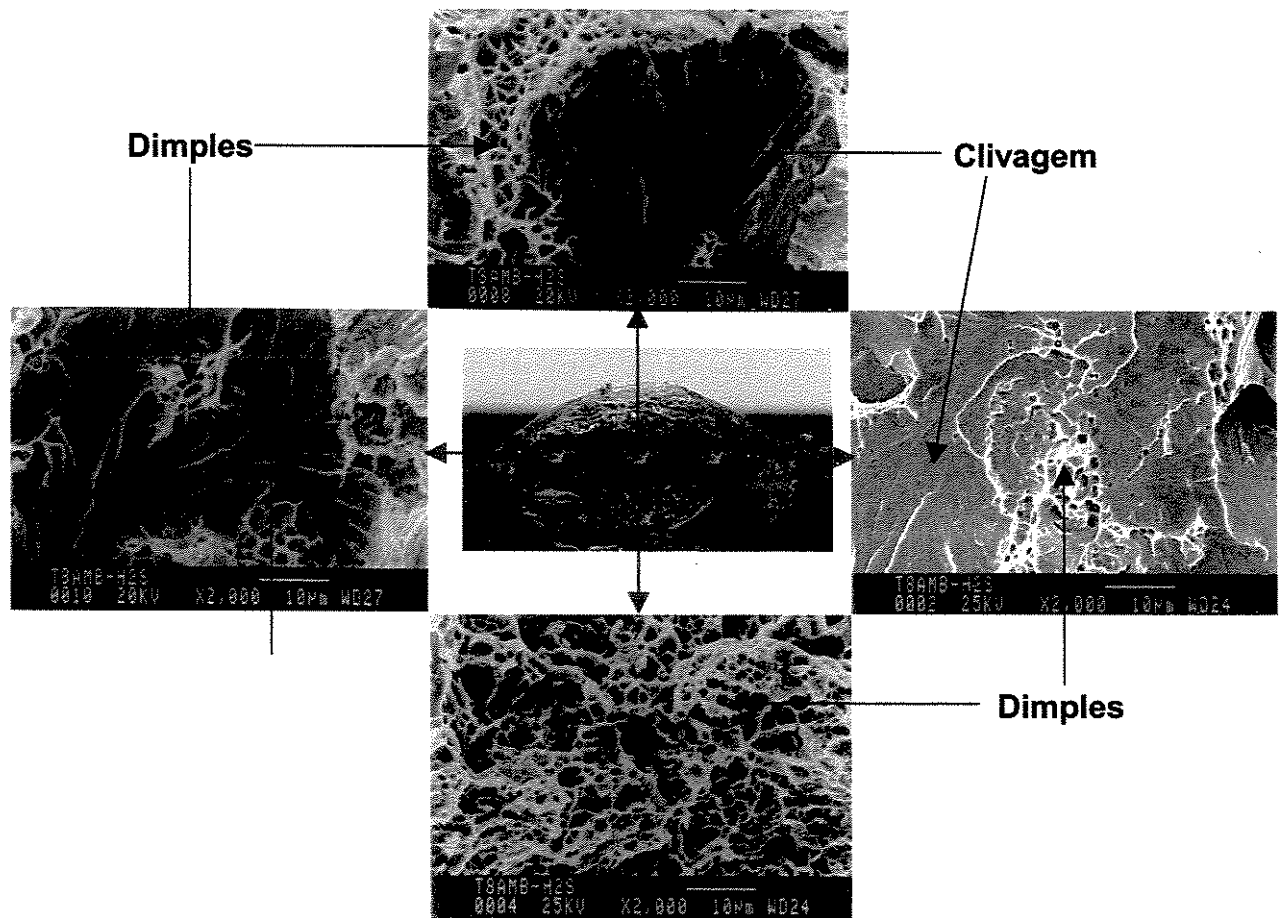


Figura 6.17 – Superfícies de fratura da trinca de hidrogênio do metal de solda do arame E71T8-K6 exposto ao H₂S

Na Figura 6.17 pode ser observado que a trinca de hidrogênio apresenta modos de fratura mistos, como aconteceu nos ensaios realizados no ambiente do laboratório. Este modo de fratura está caracterizado fundamentalmente pela presença do modo de fratura por CMV na raiz do cordão de solda e modos de fratura por quase-clivagem (QC), nas demais regiões analisadas.

A Figura 6.17 mostra ainda que a trinca se nucleou na raiz do cordão de forma dúctil, em que se pode observar dimples na região da raiz do cordão de solda, enquanto a propagação da trinca se caracterizou por modos de fraturas QC em todas regiões de propagação da trinca, ou seja, nos lados esquerdo e direito, e no centro do cordão de solda. Na figura pode ser observado, também, que a fratura por quase-clivagem apresenta facetas que têm ao seu redor dimples e bordas de rasgamento. As regiões de QC são características de locais de transição entre regiões dúcteis e frágeis.

Das análises dos modos de fratura, observados nas trincas de hidrogênio no metal de solda dos arames tubulares, pode ser observado que, independentemente do tipo de arame, a trinca nucleou por CMV. No entanto a propagação se deu por regiões de dimples e QC no metal de solda arame E71T-1. No metal de solda do arame E71T8-K6, por sua vez, a propagação está caracterizada, em todas regiões analisadas, por fratura QC.

Da mesma forma que ocorreu nos ensaios realizados no ambiente do laboratório, o metal de solda do arame tubular E71T8-K6 também foi mais susceptível ao fenômeno de trincas pelo hidrogênio, quando foi avaliado no ambiente saturado com H_2S , ou seja, a ação fragilizante do hidrogênio foi maior no metal de solda desse arame que no metal de solda do arame E71T-1. Esse comportamento do MS do arame E71T8-K6 pode ser verificado pelo maior teor de hidrogênio residual no cordão de solda e pelas mudanças dos modos de fraturas de dúctil para frágil observadas na propagação da trinca (Figura 6.17). As mudanças de morfologia da fratura de dúctil para frágil, na propagação das trincas de hidrogênio, observadas nos metais de solda dos arames tubulares são características da fragilização por hidrogênio (Yurioka & Suzuki, 1990; Oliveira & Miranda, 2001).

A fragilização pelo hidrogênio dos metais de solda está ligada ao ambiente rico em hidrogênio. De acordo com Oliveira & Miranda (2001), esse ambiente contribui para o aparecimento de um potencial eletroquímico na superfície do metal adequado à reação de evolução do hidrogênio e também influenciam a facilidade do hidrogênio acumular-se em sítios defeituosos da rede cristalina, núcleos das discordâncias, vazios, lacunas e interfaces.

De acordo com Nagumo (2001) elucidar o mecanismo de enfraquecimento por hidrogênio é uma tarefa difícil, pois o fenômeno aparece em várias formas e existe uma carência de ferramentas para uma observação direta do hidrogênio no processo de fratura. Segundo Omweg et al. (2003), as complexas interações entre microestrutura, composição química, corrosão, enfraquecimento pelo hidrogênio e estado das tensões mecânicas no material torna quaisquer investigação experimental em juntas soldadas muito difícil.

Com base no exposto acima, a metodologia proposta nesta pesquisa, mesmo ao promover a absorção de hidrogênio, fragilizar e aumentar a susceptibilidade o metal de solda, precisa ser otimizada, antes que possa ser aplicada como uma ferramenta para avaliação de metais de solda as trincas induzidas pelo hidrogênio em ambientes saturados com H_2S .

Capítulo 7

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

Com base nos objetivos propostos, na metodologia experimental usada e nos resultados obtidos e discutidos nesta pesquisa, algumas conclusões podem ser pressupostas.

7.1 – Conclusões Principais

Com relação à nova proposta de teste G-BOP modificado para estudar a susceptibilidade ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda, pode-se concluir que:

- ✓ Viabilizou a aplicação de chapas finas do aço API X80 como metal de base para avaliar TIH no metal de solda dos arames tubulares;
- ✓ Funcionou e apresentou repetitividade com um nível de significância do erro de 10%, o que indica uma confiança de 90% nos resultados;
- ✓ Induziu a formação de trincas e mostrou-se eficiente para avaliar a susceptibilidade ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio dos diferentes arames tubulares e, a influência do preaquecimento no trincamento do metal de solda do aço API X80;

Com relação à metodologia para avaliar a susceptibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio de metais de solda expostos ao sulfeto de hidrogênio (H_2S), conclui-se que:

- ✓ É possível a utilização da solução “A” (NACE TM0284, 1996) para introdução de hidrogênio no cordão de solda.

- ✓ O hidrogênio adsorvido e absorvido fragilizou o metal de solda e aumentou a susceptibilidade dos metais de solda dos arames tubulares, executados à temperatura ambiente, ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio;

Com relação às variáveis de influência pode ser concluído que:

- ✓ Os arames tubulares E71T-1 e E71T8-K6 mostraram-se susceptíveis ao trincamento induzido pelo hidrogênio nos ensaios realizados à temperatura ambiente, independentemente do ambiente de ensaio;
- ✓ O preaquecimento do aço API X80 à temperatura de 100°C influenciou positivamente a susceptibilidade do metal de solda e evitou o trincamento induzido pelo hidrogênio;
- ✓ O hidrogênio, dentre os fatores que atuam inter-relacionados nos mecanismos de trincas induzidas pelo hidrogênio, foi o fator determinante para o comportamento dos metais de solda ao fenômeno.

7.2 – Conclusões Complementares

Além das conclusões principais foi possível concluir que:

- ✓ As trincas de hidrogênio nuclearam e propagaram como fraturas dúcteis (CMV) no MS do arame E71T-1 e para o MS do arame E71T8-K6 nuclearam como fraturas dúcteis e propagaram em modos mistos (CMV e QC);
- ✓ O metal de solda do aço API X80 executado com o arame tubular E71T8-K6 é mais susceptível as trincas de hidrogênio que o metal de solda do arame E71T-1 quando soldado à temperatura ambiente, independentemente do ambiente de ensaio.

7.3 – Recomendações para Trabalhos Futuros

Uma pesquisa não deve representar o ponto final de uma discussão, e sim alimentar e incentivar a buscar por novas informações e desenvolvimentos tecnológicos e/ou científicos. Durante o desenvolvimento deste trabalho surgiram dificuldades e incógnitas na busca de

soluções e explicações para alguns fenômenos. A partir dessas observações, torna-se importante sugerir tópicos que possam ser pesquisados e contribuam com a evolução do tema aqui estudado. Assim, são sugeridos para trabalhos futuros:

- Otimizar a nova proposta de teste G-BOP modificado para estudar a susceptibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio de metais de solda. Para isso pode-se: estudar a influência da espessura da chapa (metal de base) nos resultados da trinca; avaliar a influência dos parâmetros e procedimentos do teste sobre os resultados de TIH da nova proposta de teste; comparar resultados de TIH do novo teste G-BOP a resultados do teste padrão em blocos maciços, para as mesmas condições de soldagem e tipos de metais de adição;
- Desenvolver um modelo preditivo para determinar a temperatura de preaquecimento mínima necessária para evitar o trincamento induzido pelo hidrogênio em metais de solda dos modernos aços ARBL;
- Estudar o processo corrosivo que atua nas juntas soldadas de aços ARBL expostas ao H₂S aquoso e caracterizar os mecanismos de fragilização pelo hidrogênio;
- Aplicar a metodologia para avaliar a susceptibilidade de juntas soldadas ao trincamento por hidrogênio na presença do H₂S com outros testes de soldabilidade.

Referências Bibliográficas

- Adonyi, Y. 1998. **Weldability Testing of the High-Performance 70 ksi Weathering Steel**. Report prepared for NSWC/FHWA, Le-Tourneau University. Available through the American Iron and Steel Institute (AISI). Apud. Atkins, G. et al. Welding process effects in weldability testing of steel. *Welding Journal*, pp 61s-68s, april 2002. Disponível em <http://www.aws.org/wj/supplement/04-2002-ATKINS-s.pdf>
- Adonyi, Y. **Weldability of High Performance Steels**. In: Conference of high performance steel, 2000, Baltimore, Maryland. Pp. 1-15, 2000. Disponível em <<http://www.nabro.unl.edu/articles/20002012/download/Adonyi1.pdf>> Acesso em: maio 2002.
- Adonyi, Y. Espessura dos blocos para o teste G-BOP. [mensagem pessoal] <jhilton@fem.unicamp.br> em 08/04/2003.
- Albarran, J. L. Et al. Corrosion and cracking behavior in an API X80 steel exposed to sour gas environments. *Corrosion*, v. 58, n. 9, pp. 783-792, September 2002.
- Alé, R. M., Jorge, J.C., Rebello, J.M. Constituintes microestruturais de soldas de aço C-Mn baixa liga. Parte I: conceitos básicos. *Soldagem & Materiais*, Arquivo Técnico, v. 1, n. 1, pp. 2-11, 1993.

- Alé, R. M., Jorge, J.C., Rebello, J.M. Constituintes microestruturais de soldas de aço C-Mn baixa liga. Parte II: Metal de Solda. **Soldagem & Materiais**, Arquivo Técnico, v. 1, n. 2, pp. 18-25, 1993.
- American Petroleum Institute. **API 5L: Specification for Line Pipe**. 42nd ed. Washington, January 2000. 153 p.
- American Petroleum Institute. **API 1104: Welding of pipelines and related facilities**. 19th edition. Washington, September 1999. 70 p.
- American Welding Society. **AWS A5.29: Specification for low-alloy steel electrodes for flux cored arc welding**. Miami, 1998. 39p.
- Atkins, G. et al. Welding process effects in weldability testing of steel. **Welding Journal**, **81 (4)**, pp. 61-s – 68-s, April 2002. Disponível em <<http://www.aws.org/wj/supplement/04-2002-ATKINS-s.pdf>> Acesso em: Fevereiro 2003.
- Batista, G. Z. et al. **Estudo da correlação microestrutura – propriedades mecânicas de aço da classe API X80**. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 58., 2003a, Rio de Janeiro. 2003. pp. 2957-2965. CD-ROM.
- Beachem, C. D. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen “embrittlement”); **Metallurgical Transactions**; v. 3; pp. 437-451, February 1972.
- Boellinghaus, Th. et al. A scatterband for hydrogen diffusion coefficients in micro-alloyed and low carbon structural steels. **Welding in the World**, v. 35, pp. 83-96, 1995.
- Bott, I. S. **High grade steel development**. In: Thermec 2003, Materials Science Forum, v. 426-432, 2003, pp.1463-1468. Disponível em: <<http://www.scientific.net>>. Acesso em: 12 setembro 2003.

Bracarense, A. Q. et al. Welding current effect on diffusible hydrogen content in flux cored arc weld metal. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 24, n. 4, pp. 278-285, November 2002.

Bruno, T. V. **SSC Resistance of Pipeline Welds**. Disponível em: <http://www.metallurgical.com/publications/publication_23.pdf>. Acesso em: 11 ago. 2003.

Carneiro, R. A., Ratnapuli, R. C., Cunha Lins, V. F. The influence of chemical composition and microstructure of API linepipe steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking. **Materials Science and Engineering**, A357, pp. 104-110, 2003.

Carvajal Fals, H. D. **Proposta de um ensaio para avaliação das trincas induzidas por hidrogênio em juntas soldadas assistida por emissão acústica**. Campinas, SP: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1999, 203p. Tese (Doutorado).

Chakravarti, A. P., Bala, S. R. Evaluation of weld metal cold cracking using the G-BOP test. **Welding Journal**, 68 (1), pp. 1s-8s, January 1989.

Chattoraj, I. et al. Investigation on the mechanical degradation of a steel line pipe due to hydrogen ingress during exposure to a simulated sour environment. **Corrosion Science**, v. 37, n. 6, pp. 885-896, 1995.

Coe, F. R. **Welding steels without Hydrogen cracking**. Abington, Cambridge, The Welding Institute, 1973. Apud Grong, Ø. **Metallurgical modelling of welding**. London: H. K. D. H. Bhadeshia, University of Cambridge, 1994; 581p.

Coe, F. R. Hydrogen Measurements: currents trends versus forgotten fact. **Metal Construction**, v. 18, n. 1, pp. 20-25, January 1986.

Cooper Ordoñez, R. E., Silva, J. H. F., Trevisan, R. E. **Propriedades mecânicas de juntas de tubos de aço API X80 soldadas com arames tubulares.** In: Rio Pipeline Expo and Conference, 2000, Rio de Janeiro, RJ. Copyright 2003, Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás – IBP. 22-24 de outubro, 2003. CD-ROM.

Cooper Ordoñez, R. E., Silva, J. H. F., Trevisan, R. E. Influencia del precalentamiento en las propiedades de juntas de acero API 5L-X80 soldadas con alambre tubular autoprotegido. **Revista de Metalurgia**, v. 40, n. 4, pp. 280-287, 2004.

Cota, A. B. **Simulação da laminação controlada e resfriamento acelerado de um aço ARBL bainítico de baixo carbono através de ensaio de torção.** Belo Horizonte, MG: Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, 1998, 213p. Tese (Doutorado)

Dally, J. W., Riley, W. F., McConnell, K. G. **Instrumentation for engineering measurements.** New York, John Wiley and Sons, 2nd edition, 1993.

Davidson, J. L. Hydrogen-induced cracking of low carbon – low alloy steel weldments. **Materials Forum**, v. 19, pp. 35-51, 1995.

Dickehut, G., Hotz, U. Effects of climatic conditions on diffusible hydrogen content in weld metal. **Welding Journal**, 70 (1), pp. 1-s – 6-s, January 1991.

Di-Jing, X., Hong, Q., Jianming, J. Investigation on susceptibility to hydrogen assisted cracking in hsla steel weldments; **Welding Journal**, 73 (12), pp. 285-s – 290-s, December, 1994.

Dixon, B., Hakansson, K. Effects of welding parameters on weld zone toughness and hardness in 690 MPa steel. **Welding Journal**, 74 (4), pp. 122-s – 132-s, April 1995.

- Domingues, J. R., Ros, D. A. **Fatores que afetam o teor de hidrogênio difusível na soldagem com arame tubular.** In: Encontro de Tecnologia da Soldagem, 22, 1996, Blumenau, SC. Anais... Associação Brasileira de Soldagem, Julho, 1996, p. 815-822.
- Ferrandini, P. L. **Avaliação dos micromecanismos de fratura de um aço microligado ao Ti e Nb em algumas condições microestruturais,** Campinas, SP: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997, 75 p. Dissertação (Mestrado).
- Ferreira, M. H. M., Alcântara, N. G., Ventrella, V. A. **Microestruturas do metal de solda do aço API X70 soldado com arame tubular AWS E81T1-Ni1.** In: CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, 27, 2001. Campinas, SP: ABS – Associação Brasileira de Soldagem, 07 à 10 outubro, 2001. CD-ROM.
- Gedeon, S. A., Eagar, T. W. Thermochemical analysis of hydrogen absorption in welding, **Welding Journal**, v. , n. pp. 264s, July, 1990.
- Graville, B. A., McParlan, M. **Metal Construction**, 6 (2), pp. 62-63, February 1974.
- Grong, Ø. **Metallurgical modelling of welding.** London: H. K. D. H. Bhadeshia, University of Cambridge, 1994; 581p.
- Hannerz, N. E., Limu, H. Influence of vanadium niobium on weld solid state cracking. **International Journal for the Joining of Materials**, 8 (4), pp. 134-144, 1996.
- Hannerz, N. E., Xu, L. C. High strength cored wire metal hydrogen content, and weld metal cracking. **OMAE III-A**, pp 69-74, 1993.
- Hart, P. H. M., Evans, G. M. Hydrogen content of single and multipass steel welds. **Welding Journal**, 76 (2), pp. 74-s – 80-s, February 1997.

- Hart, P. H. M. Resistance to Hydrogen cracking in steel weld metals. **Welding Journal**, 65 (1), pp. 14-s – 22-s; January 1986.
- Harwig, D. D., Longenecker, D. P., Cruz, J. H. Effects of welding parameters and electrode atmospheric exposure on the diffusible hydrogen content of gas shielded flux cored arc welds. **Welding Journal**, 78 (9), pp. 314-s – 321s, September 1999
- Hooijmans, J. W., Den Ouden, G. Hydrogen Absorption during Arc Melting. **Materials Science and Technology**, v. 12, p. 81, January 1996.
- Huang, H. H., Lee, J. T., Tsai, W. T. Effect of H₂S electrochemical behavior of steel weld in acidic chloride solutions. *Materials Chemistry and Physics*, 58, pp. 177-181, 1999.
- Ito, Y & Bessyo, K. Weldability formula of high strength steels related to heat affected zone cracking. **IIW DOC IX-576-68**, 1968.
- ITW Hobart Brothers. **Pipe welding Manual**, 2003. 28p.
- Jones, J. E. Luo, Y. Pre- and post-weld heat treatment. In: Olson, D. L., Dixon, R., Liby, A. L. **Welding Theory and Practice**. Amsterdam, North-Holland Elsevier Science, 1990. Volume 8, Chapter 10, pp.293-323.
- Kasuya T., Yurioka, N. Determination of necessary preheat temperature to avoid cold cracking under varying ambient temperature. **ISIJ International**, v. 35, n, 10, pp. 1183-1189, 1995.
- Kinsey, A. J. The welding of structural steels without preheat. **Welding Journal**, 79 (4), pp. 79-s – 88-s, April 2000.
- Kiefer, J.H. Effects of Moisture Contamination and Welding Parameters on Diffusible Hydrogen. **Welding Journal**, 84 (5), pp. 156-s - , May 1996.

- Kotecki, D. J. Hydrogen reconsidered. **Welding Journal**, 71 (8), pp. 35-s – 43s, August 1992.
- Lancaster, J. F. **Handbook of structure welding**. 1st edition. London, UK: Abington, 1992, 436p.
- Lathabai; S., Stout; R.D. Hydrogen-induced Cracking in Flux-cored electrode welds. **Welding Journal**, 62 (3), pp. 59-s, March 1983.
- Lee, H. W., Kang, S. W., Um, D. S. A study on transverse weld cracks in thick steel plate with the FCAW process. **Welding Journal**, 77(12), pp. 503s-510s, December 1998.
- Lee, H. W., Kang, S. W. The relationship between residual stresses and transverse weld cracks in thick steel plate. Lee, **Welding Journal**, 82 (8), pp. 225s-230s, August 2003.
- Lima, K. R. S. **Comportamento de aços classe API em corrosão sob tensão**. Rio de Janeiro, RJ: Pontifca Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2002. 92 p. Dissertação (Mestrado).
- Linnert, G. E. **Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels**. 4th ed. Miami: American Welding Society, 1994. 940 p.
- Liu, S., Bracarense, A. Q. Desenvolvimento da Soldagem de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga. **Soldagem e Materiais**, v. 2, n. 2, 1994.
- Loureiro, Altino J. R. Effect of heat input on plastic deformation of undermatched welds. **Journal of Materials Processing Technology**, 128, pp. 240-249, 2002.
- Machado, I. G. **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre, RS: Editado pelo Autor, 1996; 447p.
- Marianetti, B. S. C. **The development of the G-BOP test and the assessment of weld metal hydrogen cracking**. Ohio, USA: The Ohio State University, 1998, 184 p. Thesis (Master).

- Martins, F. **Minimização de trincas de solidificação em liga de alumínio soldada (GTAW) com corrente alternada pulsada**. Campinas, SP: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000, 127p. Tese (Doutorado).
- Martins, S. H. Caracterização microestrutural das juntas soldadas de aços ARBL soldados pelo processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido. **Revista Interação**, v. 1, n. 1, pp. 1-10, 2000.
- McParlan, M., Graville, B. A. **Development of the G-BOP test for weld metal cracking**. IIW Doc. n. IX-922, 1975. 12p.
- McParlan, M., Graville, B. A. Hydrogen cracking in weld metals. **Welding Journal**, 55 (4), pp. 95-s – 102s, 1976.
- Meester, B. The weldability of modern structural TMCP steels. **ISIJ International**, v. 37, n. 6, pp. 537-551, 1997.
- Miller, D. K.; Hietpas, J.; Depue, R. Welding FAQs. **Welding Journal**, 81 (12), pp. 40-45, December 2002.
- Montgomery, D. C., Runger, G. C. **Applied statistics and probability for engineers**. New York, John Wiley & Sons, 1996.
- Mota, C. A. M. **Níquel e manganês como controladores da tenacidade na soldagem com arames tubulares autoprotégidos**. Florianópolis, SC, Universidade Federal de Santa Catarina, 1998. 182p. Tese (Doutorado).
- National Association Corrosion Engineers, Houston, USA. **NACE TM 0284: Evaluation of pipeline and pressure vessel steels for resistance to hydrogen induced cracking**. NACE International, 1996, 12p.

- Nevasmaa, P. **Predictive model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in high-strength multipass welds.** Oulo, Finland: Department of Mechanical Engineering, University of Oulu, 2003, 245p.
- Nippes, E.F., Xiong, D.J. Investigation of hydrogen-assisted cracking in FCA Welds on HY-80 steel. **Welding Journal**, 67 (6), pp.131-s – 137-s, June 1988.
- Oliveira, S. P., Miranda, P. E. V. Concentração crítica de hidrogênio para a fragilização pelo hidrogênio em aços. **Revista Matéria**, v. 5, n. 1, pp. 1-14, 2001. Disponível em: <<http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10111/>> Acesso em: 27 outubro 2003.
- Omweg, G. M. et al. Effect of welding parameters and H₂S partial pressure on the susceptibility of welded HSLA steels to sulfide stress cracking. **Welding Journal**, 82 (6), pp. 136-s – 144-s, June, 2003.
- Omweg, G. M. et al. Performance of welded high-strength low alloy steels in sour environments. **Corrosion**, 59 (7), pp. 640-653, July 2003.
- Pokhodnya, I. K. **Problems of welding high-strength low-alloy steels.** In: 50^o Congresso anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Palestra, 2002, 35 p.
- Quesada H. J., Zalazar, M. Evaluación a la fisuración en frío de un acero de alta resistencia. **Soldar Conarco**, n 117, pp. 5-8, 2002.
- Rodrigues, P. C. M. Peremola, E. V.; Santos, D. B. Mechanical properties of na HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling. **Materials Science & Engineering**, A283, pp. 136-143, 2000.
- Savage. W. F; Nippes. E. F., Szekeres. E.S. Hydrogen Induced Cold Craking in Low Alloy Steel. **Welding Journal**, 55 (9), pp. 276-s, September 1976.

Senuma, T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. **ISIJ International**, v. 41, n. 6, p. 520-532, 2001.

Silva, J. H. F., Arantes, F. M. L., Trevisan, **R. E. Comparação das características econômicas de eletrodos tubulares e arame sólido em soldas de revestimento.** In: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2003, Uberlândia, MG. ABCM – Associação Brasileira de Ciências Mecânicas. 18-21 maio, 2003. CD-ROM.

Silva, A. V. et al. **Estudo de soldabilidade de tubos sem costura temperados e revenidos em aço API 5L X70 e X80.** In: CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, 27, 2001, Campinas, SP. ABS – Associação Brasileira de Soldagem, 07 à 10 outubro, 2001. CD-ROM.

Silveira e Silva, J. M., Carvalho, R. N. **Desenvolvimento de aços API 5L X70 e X80 na Vallourec e Mannesmann Tubes.** In: Rio Oil & Gas Expo and Conference, 2000, Rio de Janeiro, RJ. 16-19 de outubro, 2000. CD-ROM.

Svensson; L. E. **Control of Microstructures and Properties in Steel arc Welds.** The ESAB Group, Esab AB, Gothenburg, Sweden: CRC Pres, Inc., 1994. 240p.

Tsay, L. W.; Chen, Y. C.; Chan, S. L. I. Sulfide stress corrosion cracking and fatigue crack growth of welded TMCP API 5L X65 pipe-line steel. **International Journal of fatigue**, 23, pp. 103-113, 2001.

Tsuboi, K., Yatabe, H., Yamada, K. Hydrogen Induced Cracking in High Strength Steel. **Materials Science and Technology**, v.12, p. 400, May, 1996.

Tyson, W. Hydrogen in metals. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 18, pp. 1-11, 1979.

Umekuni, A., Masubuchi, K. Usefulness of undermatched welds for high-strength steels. **Welding Journal**, 76 (7), pp. 256-s – 263-s, July 1997.

- Vieira, M. C. B. **Medição do nível de hidrogênio no metal de solda**. Porto Alegre, RS: Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 1990, 155p. Dissertação (Mestrado).
- Vuik, J. An update of the state-of-arte of weld metal hydrogen cracking. **Welding in the World (Le Soudage Dans Le Monde)**, v. 31, n. 5, p. 308-321, 1993.
- Welding Handbook, v. 2, 8th edition. **AWS - American Welding Society**, Miami, 1991. Chapter 5 – Flux cored arc welding, pp. 158-190.
- Yurioka, N., Suzuki, H. Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments. **International Materials Reviews**, v. 35, n. 4, pp. 217-252, 1990.
- Yurioka, N. **Comparison of Preheat Predictive Methods**. IIW, Doc. n. IX-2025, 2002, 18p.
- Yurioka, N. Physical metallurgy of steel weldability. **ISIJ International**, v. 41, n. 6, pp. 566-570, 2001.
- Zhang, Z., Farrar, R.A. Role of Non-Metallic Inclusions in Formation of Acicular Ferrite in Low Alloy Weld Metals. **Materials Science and Technology**, v. 12, p. 237, March 1996.
- Zhao, M. C.; Yang, K., Shan, Y. The effect of thermomechanical control process on microstructure and mechanical properties of a commercial pipeline steel. **Materials Science & Engineering**, A335, p. 14-20, 2002.

Anexo 1



Centro de Caracterização e
Desenvolvimento de Materiais
UFSCar / UNESP

CERTIFICADO DE ANÁLISE AQ04-000505

Cliente: Roseane da Exaltação Trevisan
Endereço: UNICAMP – Fac. De Eng. Mecânica –Depto de Fabricação
CEP: 13083-970 - Campinas - SP
Contato: Sr. José Hiltom Fone: (19) 3788-3290 Fax: (19)3289-3722

Escopo do Trabalho: Determinação de constituintes metálicos em amostras de aço

OS 17811

Procedimento de Análise:

A identificação das amostras analisadas está de acordo com a Tabela 1.

Tabela 1. Identificação das amostras.

Identificação cliente	Identificação CCDM
T1	MET042873
T8	MET042874

identificação fornecida pelo cliente

Método utilizado: Os elementos de interesse foram determinados por espectrometria de emissão óptica por centelhamento, ARL 3460.

Resultados: Os resultados obtidos estão expressos em % em peso e encontram-se na tabela 2.

O resultado apresentado refere-se exclusivamente as amostras ensaiadas, nas condições especificadas, não sendo extensivo a quaisquer lotes. A reprodução do documento para outros fins, só poderá ser feita integralmente, sem nenhuma alteração.

Página 1 de 2

cont. do certificado de análise AQ04-000505

Tabela 2. Resultados

Elementos	T1 (%)	T8 (%)
Al	0,024	0,026
Si	0,16	0,16
Mn	1,75	1,72
Ni	0,02	0,02
Cr	0,28	0,25
Mo	0,09	0,12
Pb	0,003	0,004
P	0,022	0,021
C	0,05	0,05
S	0,005	0,005

Recebimento das Amostras: 17/11/2004

Período da Realização do Ensaio: 19/11/2004 a 22/11/2004

Data de Emissão do Certificado: 25/12/2004



Telma Blanco Matias

CRQ 04125751

Laboratório de Análise Química

Supervisora

O resultado apresentado refere-se exclusivamente as amostras ensaiadas, nas condições especificadas, não sendo extensivo a quaisquer lotes. A reprodução do documento para outros fins, só poderá ser feita integralmente, sem nenhuma alteração.

Página 2 de 2

Anexo 2



Centro de Caracterização e
Desenvolvimento de Materiais
UFSCar / UNESP

CERTIFICADO DE ANÁLISE AQ04-000412

Cliente: Roseane da Exaltação Trevisan
Endereço: UNICAMP – Fac. De Eng. Mecânica –Depto de Fabricação
CEP: 13083-970 - Campinas - SP
Contato: Sr. José Fone: (19) 3788-3290 Fax: (19)3289-3722

Escopo do Trabalho: Determinação de Hidrogênio em amostras de cordão de solda

OS 17382

Procedimento de Análise:

A identificação das amostras analisadas está de acordo com a Tabela 1.

Tabela 1. Identificação das amostras.

Identificação cliente	Identificação CCDM
01	MET042482
02	MET042483
03	MET042484
04	MET042485
05	MET042486
06	MET042487
07	MET042488
08	MET042489
09	MET042490
10	MET042491

* identificação fornecida pelo cliente

Método utilizado: O elemento de interesse foi determinado por diferença de termocondutividade, em equipamento RH-402 da marca LECO.

Resultados: Os resultados obtidos estão expressos em partes por milhão (ppm) e encontram-se na tabela 2.

O resultado apresentado refere-se exclusivamente as amostras ensaiadas, nas condições especificadas, não sendo extensivo a quaisquer lotes. A reprodução do documento para outros fins, só poderá ser feita integralmente, sem nenhuma alteração.

Página 1 de 2

cont. do certificado de análise AQ04-000412

Tabela 2. Resultados

Amostras	H (ppm)
01 Aço X80-ar	1,18
02 Aço X80-H₂S	1,56
03 T1amb-H₂S	2,42
04 T1100-ar	1,29
05 T8100-H₂S	1,78
06 T1100-H₂S	1,58
07 T8100-ar	1,59
08 T1amb-ar	1,99
09 T8amb-ar	2,14
10 T8amb-H₂S	2,97

Recebimento das Amostras: 21/09/2004

Período da Realização do Ensaio: 30/09/2004 a 01/10/2004

Data de Emissão do Certificado: 01/10/2004


Telma Bianco Matias**CRQ 04125751**

Laboratório de Análise Química

Supervisora

O resultado apresentado refere-se exclusivamente as amostras ensaiadas, nas condições especificadas, não sendo extensivo a quaisquer lotes. A reprodução do documento para outros fins, só poderá ser feita integralmente, sem nenhuma alteração.

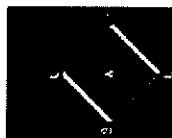
Página 2 de 2

Anexo 3

Universidade Federal do Rio Grande do Sul
Centro de Tecnologia
Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas

Prof. Dr. Ivan Guimarães Machado (Coordenador)

Av. Bento Gonçalves, 9500 - CEP: 91500-000 - Caixa Postal 16221 - Porto Alegre - RS - Brasil
<http://www.ctultrigs.br/site> E-mail: wladimir@vortex.ufrgs.br Tel.: (51) 3316-6149 Fax: (51) 3316-7312



Determinação de Hidrogênio Difusível em Metal de Solda depositado pelo processo de Soldagem por Eletrodo Tubular

Solicitante: Faculdade de Engenharia Mecânica / UNICAMP

Contato: José Hilton Ferreira da Silva / Doutorando sob Orientação da Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan

Endereço: CP 6122

Barão Geraldo

13083-860 Campinas, SP

Resultados: Tabela 1.

Observação: As determinações do hidrogênio difusível nos metais de solda depositados por eletrodo tubular – sob condições especificadas pelo solicitante - foram realizadas por cromatografia gasosa, em equipamento marca OERLIKON YANACO GS-1006H, seguindo padrões gerais estabelecidos pela ANSI/AWS A4.3.

Tabela 1 - Resultados da determinação do hidrogênio difusível no metal de solda.

Arame Tubular	Polaridade de Soldagem	Gás (Vazão de 15 l/min)	Condições do Ambiente						Hidrogênio Difusível (ml de H ₂ por 100g de metal de adição)			
			Durante a Soldagem			Durante a Determinação do H ₂ Difusível			Corpos de Prova			
			Temperatura (°C)	Pressão (mm Hg)	Umidade Relativa (%)	Temperatura (°C)	Pressão (mm Hg)	Umidade Relativa (%)	1	2	3	4
E71T-1	CCEP	CO ₂	24	763,7	77	26	761,9	71	11,56	11,42	10,13	9,02
*E71T8-K6	CCEN	Sem Gás	28	756,6	86	29	757	73	16,33	14,14	13,47	14,54

*Observação: Aroo instável devido ao arame estar mal enrolado na bobina.