

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR *Rodrigo Luiz*  
*Perea Corimaya* E APROVADA  
PELA COMISSÃO JULGADORA EM *27.11.2009*

*Roseana da Exaltação Trevisan*  
ORIENTADOR

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

## **Adequação do Ensaio TEKKEN para a Avaliação de Trincas em Soldas de Aço API X-80**

Autor: **Rodrigo Luis Perea Corimaya**  
Orientador: **Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan**

07/2010

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

# **Adequação do Ensaio TEKKEN para a Avaliação de Trincas em Soldas de Aço API X-80**

Autor: **Rodrigo Luis Perea Corimaya**

Orientador: **Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan**

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica

Campinas, 2009  
S.P. – Brasil

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

P413a Perea Corimaya, Rodrigo Luis  
Adequação do ensaio TEKKEN para a avaliação de  
trincas em soldas de aço API X-80 / Rodrigo Luis Perea  
Corimaya. --Campinas, SP: [s.n.], 2009.

Orientador: Roseana da Exaltação Trevisan.  
Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de  
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

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

Título em Inglês: Adequation of the TEKKEN test to evaluate the cracking in welds  
of API X-80 steel

Palavras-chave em Inglês: Welding, Hydrogen in steel, High-strength steel, Cracks

Área de concentração: Materiais e processos de fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Eugênio José Zoqui, Hipólito Carvajal Fals

Data da defesa: 27/11/2009

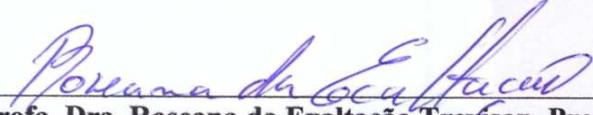
Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

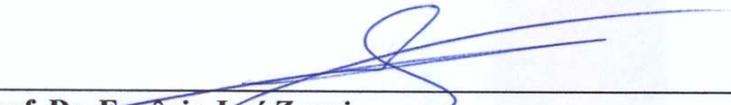
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

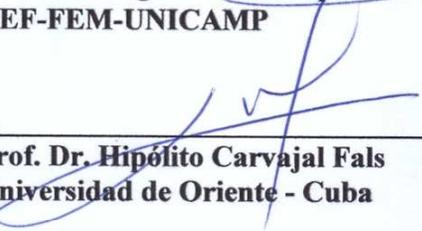
**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO**

**Adequação do Ensaio TEKKEN para a  
Avaliação de Trincas em Soldas de Aço API X-80**

Autor: Rodrigo Luis Perea Corimaya  
Orientador: Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan

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

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Eugênio José Zoqui  
DEF-FEM-UNICAMP**

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Hipólito Carvajal Fals  
Universidad de Oriente - Cuba**

Campinas, 27 de Novembro de 2009

## **Dedicatória**

*Aos meus queridos pais Luis e Hermelinda, pelo apoio incondicional, 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 o a ajuda de diversas pessoas às quais desejo prestar meus agradecimentos:

À Professora. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan pela orientação, dedicação e colaboração para o desenvolvimento deste trabalho e, principalmente, pela amizade, compreensão, apoio e paciência durante estes anos de trabalho.

Aos meus pais e meus irmãos Gonzalo, Duilio e Mariela pelo carinho, incentivo e apoio em todos os momentos de minha vida. São eles os responsáveis por eu ter chegado até aqui.

À Maria Teresa, pelo apoio incondicional , carinho e compreensão durante todo este tempo compartilhado.

Ao Prof. Dr. Hipólito Carvajal Fals pela amizade e colaboração com esta pesquisa.

Aos amigos e colegas do Departamento de Engenharia de Fabricação. A Edson pela ajuda, disposição e amizade compartilhada durante todo esse tempo de convívio. Ao técnico Claudiomiro Alves (Mirão), por sua contribuição no desenvolvimento experimental do trabalho.

À todos os professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Fabricação pela colaboração e companheirismo dedicados durante todo este período.

À Capes pela concessão da bolsa de estudo.

*Há homens que lutam um dia, e são bons;  
Há outros que lutam um ano, e são melhores;  
Há aqueles que lutam muitos anos, e são muito bons;  
Porém há os que lutam toda a vida  
Estes são os imprescindíveis*

***Bertolt Brecht***

## **Resumo**

PEREA, Rodrigo Luis Corimaya. *Adequação do ensaio TEKKEN para avaliação de trincas em soldas de aço API X80*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 100 p. Dissertação (Mestrado).

No desenvolvimento deste trabalho utilizou-se o ensaio de auto-restrição TEKKEN com o propósito de adequar este teste para a avaliação do trincamento da junta soldada do aço API X80. Para a execução das soldas foi usado o processo de soldagem a arco com eletrodo tubular (FCAW), utilizando o aço API X80 e os eletrodos E71T-1 e E 71T8-K6. O desenvolvimento experimental realizou-se através do planejamento fatorial  $2^3$  (PF); as variáveis de influência estudadas foram: a temperatura de preaquecimento, o tipo de arame tubular e o tipo de chanfro do teste. Como variável de resposta foi avaliada a presença de trincas na junta soldada. Os resultados obtidos foram discutidos em função de duas energias de soldagem definidas em 2,0 kJ/mm e 1,0kJ/mm. A variação do insumo de calor teve como propósito aumentar a taxa de resfriamento e, conseqüentemente, aumentar a restrição do teste, induzindo ao trincamento a frio na junta soldada. Também foram avaliados o teor de hidrogênio residual, a microestrutura e a dureza resultantes. Neste trabalho concluiu-se que, apesar do alto teor de hidrogênio residual encontrado, da elevada taxa de resfriamento imposta durante o processo de soldagem e da presença de microestrutura suscetível, não foi observada a formação de trincas nos corpos de prova. Estes resultados foram atribuídos a inadequação do teste TEKKEN sobre o estudo da suscetibilidade ao trincamento do aço API X80.

**Palavras Chave:** *Aço API X80, processo FCAW, trincas de hidrogênio, ensaio TEKKEN, soldagem.*

## **Abstract**

PEREA, Rodrigo Luis Corimaya. *Adequation of the TEKKEN test to evaluate the cracking in welds of API X80 steel*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 100 p. Dissertação (Mestrado).

In the development of this work was used the self-restraint TEKKEN test with the purpose to adequate this test for the evaluation of the cracking in the welded joint of API X80 steel. The Flux Cored Arc Welding (FCAW) process and the cored wires E71T-1 and E 71T8-K6 were used for the accomplishment in the welds of API X80 steel. The experimental were carried out with a factorial design  $2^3$  (PF); the input variables studied were: preheat temperature, the wire cored kind and the groove kind of the test. The output variable was always the presence of cracking in the weld joint. The results obtained were discussed in function of two heat input defined in: 2,0 kJ/mm and 1,0kJ/mm. The variation of the heat input was have the purpose of increase the cooling rate and, consequently increased the restraint of the test, to induced cold cracking in the weld joint. It was also evaluated the content of residual hydrogen, the microstructure and the hardness obtained. In this work can be concluded that, in the spite of, high content of residual hydrogen founded, and the high cooling rate, during the welding and the presence of susceptibility microstructure was not observed the formation of cracks in the test pieces. These results were attributed to the inadequate TEKKEN test over the susceptibility cracking API X80 steel studied.

**Key Words:** *API X80 steel, FCAW process, hydrogen cracking, TEKKEN test, welding.*

## Lista de Figuras

|  |                               |
|--|-------------------------------|
| <b>Figura 2.1</b> - Comparação entre taxas de deposição de diversos processos de soldagem<br>NORRISH, 1992.....  | Fonte:<br>10                  |
| <b>Figura 2.2</b> - Representação esquemática do processo com proteção a gás FCAW-G<br>AWS, 1991 .....   | Fonte:<br>11                  |
| <b>Figura 2.3</b> - Representação esquemática do processo de soldagem autoprottegido<br>FCAW-S Fonte: AWS, 1991 .....  | 12                            |
| <b>Figura 2.4</b> – Formas da seção transversal dos arames tubulares.<br>Adaptado de MACHADO (1996).....   | 14                            |
| <b>Figura 2.5</b> – Solubilidade do hidrogênio no ferro puro (Adaptado GRONG, 1994) .....  | 18                            |
| <b>Figura 2.6</b> - Relação dos diferentes processos de soldagem em termos do nível de hidrogênio<br>difusível. (Adaptado de COE, 1993, citado por GRONG, 1994).....   | 20                            |
| <b>Figura 2.7</b> – Fluxo de hidrogênio do MS para a ZAC devido à concentração e solubilidade<br>transformação austenita-ferrita ocorre em temperaturas menores na ZAC que no<br>MS; (b) temperatura de transformação austenita-ferrita maior na ZAC que no<br>MS. Adaptado de SVESSON (1994)..... | (a)<br>que no<br>que no<br>25 |
| <b>Figura 2.8</b> - Dimensões do corpo de prova para o ensaio TEKKEN .....   | 32                            |
| <b>Figura 3.1</b> – Fonte de Energia e sistema de aquisição de dados. ....   | 40                            |
| <b>Figura 3.2</b> – Equipamento utilizado para o controle da velocidade de soldagem e manutenção da<br>DBCP .....  | 41                            |
| <b>Figura 3.3</b> – Material base: aço API X80.....  | 42                            |
| <b>Figura 3.4</b> – Dimensões do corpo de prova do ensaio TEKKEN.....  | 43                            |
| <b>Figura 3.5</b> - (a) Chanfro “Y” reto e oblíquo para solda do teste, (b) chanfro para solda de<br>restrição. ....   | 43                            |
| <b>Figura 3.6</b> – Dispositivo para montagem e alinhamento dos corpos de prova.....   | 45                            |
| <b>Figura 3.7</b> - Separação do corpo de prova do teste TEKKEN .....  | 46                            |

|   |    |
|---|----|
| <b>Figura 3.8</b> – Cordão de solda do ensaio TEKKEN depositado no meio do CP e soldas de restrição .....                             | 47 |
| <b>Figura 3.9</b> – Posicionamento dos termopares no corpo de prova TEKKEN.....   | 48 |
| <b>Figura 3.10</b> – Localização das trincas de hidrogênio na junta soldada .....   | 49 |
| <b>Figura 3.11</b> – Corpo de prova TEKKEN cortado para análise das trincas a frio .....  | 51 |
| <b>Figura 3.12</b> - Cordão de solda com as regiões contornadas no <i>AutoCAD</i> para o cálculo da área.....                         | 52 |
| <b>Figura 3.13</b> – Medição de dureza Vickers nas regiões da junta soldada. Carga 5 kgf. ....  | 54 |
| <b>Figura 3.15</b> – Representação esquemática do segundo planejamento experimental para avaliar TIH na junta soldada.....            | 56 |
| <b>Figura 4.1</b> – Esquema da medição dos parâmetros geométricos no cordão de solda.....   | 61 |
| <b>Figura 4.2</b> - Macrografias representativas da seção transversal dos cordões de solda (chanfro “Y” reto, $E_s$ : 2,0 kJ/mm)..... | 63 |
| <b>Figura 4.3</b> – Ciclos térmicos do aço API X80 soldado com o arame E 71T1-. Energia de soldagem 2,0kJ/mm .....                    | 68 |
| <b>Figura 4.4</b> – Influência do insumo de calor sobre a taxa de resfriamento para duas energias de soldagem.....                    | 73 |
| <b>Figura 4.5</b> – (a) Cordão de solda com $E_s = 1,0\text{kJ/mm}$ e (b) morfologia do CS .....                                      | 74 |
| <b>Figura 4.6</b> - Trinca encontrada na raiz da solda para uma $E_S 1,0\text{kJ/mm}$ .....   | 75 |
| <b>Figura 4.7</b> – Micrografia representativa da junta soldada utilizando o arame E71T-1 .....                                       | 78 |
| <b>Figura 4.8</b> – Gráfico do comportamento da dureza.....   | 80 |

## Lista de Tabelas

|  |    |
|--|----|
| Tabela 2.1 – Potencial de hidrogênio de eletrodos para soldagem<br>(adaptado de Lancaster, 1992) .....   | 21 |
| Tabela 2.2 – Principais ensaios para avaliação de trincas de hidrogênio em juntas soldadas<br>(adaptado de MARIANETTI, 1998 e CARVAJAL FALS, 1999) ..... | 30 |
| Tabela 2.3 – Principais características do ensaio TEKKEN .....   | 34 |
| Tabela 3.1 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API X80 .....  | 37 |
| Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas e composição química dos arames tubulares .....  | 38 |
| Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem para os diferentes arames tubulares.....   | 60 |
| (AWS E 71T-1 e E 71T8-K6) .....  | 60 |
| Tabela 4.2 – Parâmetros geométricos da morfologia dos cordões de solda para dois arames<br>tubulares e duas temperaturas.....                            | 62 |
| Tabela 4.3 – Resultados do hidrogênio residual nos cordões de solda e no aço API X80 .....   | 71 |

## Nomenclatura

### *Letras Latinas*

A - Ampères

B - Boro

b - largura [mm]

C - Carbono

I - Corrente de soldagem

g - Grama

M - Martensita

N - Nitrogênio

P - Fósforo

p- penetração [mm]

r - reforço [mm]

S - Enxofre

s - Segundo

t - Espessura

V - Vanádio

v - Volts

U - Tensão do arco

### *Letras Gregas*

$\epsilon$  - alongamento [%]

$\eta$  - Rendimento Térmico do processo [adimensional]

$\mu$  - micron

### *Siglas e abreviações*

A<sub>CS</sub> - Área da seção transversal do cordão de solda [mm<sup>2</sup>]

A/D - Analógico/Digital

Al - Alumínio

AF - Ferrita acicular

AM - Austenita-Martensita

ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga

API - American Petroleum Institute

ASM -

ASTM - American Society for Testing Materials

AWS - American Welding Society

C<sub>1</sub> - Trincas Superficiais [%]

Ca - Cálcio

C<sub>eq</sub> - Carbono Equivalente

CMT - Coeficiente Médio de Trincas

CCNE – Corrente contínua eletrodo negativo

Cr - Cromo

Co - Cobalto  
 CO<sub>2</sub> - Gás carbônico  
 CP - Corpo de prova  
 Cu - Cobre  
 DBCP - Distância Bico de Contato Peça [mm]  
*E<sub>s</sub>* - Energia de soldagem [kJ/mm]  
 EWR - Electric Resistance Welding  
 FCAW - Flux Cored Arc Welding  
 FCAW-G - Flux Cored Arc Welding Gas Shielded  
 FCAW-S - Flux Cored Arc Welding Self-Shielded  
 FS(A) - Ferrita segunda fase alinhada  
 G-BOP – Gapped Bead – on – Plate  
 GMAW - Gas Metal Arc Welding  
 GTAW -  
 HB - Dureza Brinell  
 HV - Dureza Vickers  
 hrs - Horas  
 IIW - International Institute of Welding  
 JIS - Society Industrial Japanese  
*K<sub>d</sub>* – Constante de deposição  
 kJ – Quilojoule  
 ksi - Libra por polegada quadrada  
 L - Comprimento do cordão de teste [mm]  
*L<sub>E</sub>* - Limite de escoamento [MPa]  
*L<sub>R</sub>* - Limite de resistência [MPa]  
 lt- Litro  
 MAG - Metal Active Gas  
 MB - Metal de Base  
 MIG - Metal Inert Gas  
 ml - Mililitro  
 min - Minuto  
 mm - Milímetro  
 Mn - Manganês  
 MO - Microscópio Óptico  
 Mo - Molibdênio  
 Mpa - Mega Pascal  
 MS - Metal de Solda  
 Nb - Nióbio  
 Ni - Níquel  
 PF - Planejamento Fatorial  
 PF(G) - Ferrita de contorno de grão  
 Pcm - Parameter cracking weld metal  
 ppm - Partes por milhão  
 Sb - Antimônio  
 Si - Silício

|   |                    |
|---|--------------------|
| SAW - Submerged Arc Welding   |                    |
| SMAW - Shielded Metal Arc Welding   |                    |
| Ti - Titânio  |                    |
| TIH - Trincas Induzidas pelo Hidrogênio   |                    |
| TMCP - Thermo Mechanical Controlled Process                                     |                    |
| Va - Velocidade de alimentação do arame   | [mm/min]           |
| Vs - Velocidade de soldagem   | [mm/min]           |
| ZAC - Zona Afetada pelo Calor   |                    |
| °C - Graus Celsius  |                    |
| $\Sigma L$ - Somatória do comprimento real das trincas                          | [mm]               |
| $\Sigma A$ - Somatórias das áreas transversais do metal de solda                | [mm <sup>2</sup> ] |
| $\Delta T_{3-1}$ - Taxa de resfriamento entre as temperaturas de 300°C e 100 °C | [°C/s]             |
| $\Delta T_{8-5}$ - Taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C  | [°C/s]             |

## Índice

|  |          |
|--|----------|
| Lista de Figuras   | ix       |
| Lista de Tabelas   | xi       |
| Nomenclatura   | xiv      |
| <b>Capítulo 1</b> .....  | <b>1</b> |
| 1. Introdução e Objetivo.....  | 1        |
| 1.1 Introdução.....  | 1        |
| 1.2 Objetivo.....  | 3        |
| <b>Capítulo 2</b> .....  | <b>4</b> |
| 2. Fundamentação teórica .....   | 4        |
| 2.1 Aços API X80 .....   | 4        |
| 2.1.1 Soldagem do aço API X80.....   | 7        |
| 2.2 Processo de soldagem FCAW .....  | 8        |
| 2.2.1 Consumíveis no processo de soldagem FCAW .....                       | 13       |
| 2.2.2 Energia de soldagem ( <i>Es</i> ).....                               | 15       |
| 2.3 Trincas induzidas pelo hidrogênio (TIH) .....                          | 16       |
| 2.3.1 Efeito do hidrogênio no TIH.....                                     | 17       |
| 2.3.2 Efeito do nível de tensão.....                                       | 22       |
| 2.3.3 Efeito da microestrutura.....  | 23       |
| 2.4 Trincas induzidas pelo hidrogênio na junta soldada dos aços ARBL ..... | 24       |
| 2.5 Temperatura de preaquecimento .....                                    | 26       |
| 2.6 Ensaios para a avaliação de trincas induzidas pelo hidrogênio.....     | 28       |

|   |           |
|---|-----------|
| 2.6.1 Ensaio TEKKEN.....  | 31        |
| <b>Capítulo 3</b> .....   | <b>36</b> |
| 3. Materiais e Métodos.....   | 36        |
| 3.1 Metal base .....  | 36        |
| 3.2 Metal de adição .....   | 37        |
| 3.3 Equipamentos para a soldagem .....                                | 39        |
| 3.4 Metodologia do ensaio TEKKEN .....                                | 41        |
| 3.4.1 Preparação dos corpos de prova do ensaio TEKKEN.....            | 42        |
| 3.4.2 Montagem e solda de auto-restrição .....                        | 44        |
| 3.4.3 Execução do ensaio TEKKEN.....                                  | 46        |
| 3.4.4 Preaquecimento e ciclo térmico .....                            | 47        |
| 3.4.5 Avaliação e porcentagem de trincas.....                         | 48        |
| 3.5 Ensaio complementares .....                                       | 52        |
| 3.6 Planejamento experimental .....                                   | 54        |
| <b>Capítulo 4</b> .....   | <b>57</b> |
| 4. Resultados e Discussões .....                                      | 57        |
| 4.1 Resultados preliminares .....                                     | 57        |
| 4.1.1 Parâmetros de soldagem.....                                     | 58        |
| 4.1.2 Análise da morfologia dos cordões de solda.....                 | 61        |
| 4.2 Resultados e discussões.....                                      | 64        |
| 4.2.1 Resultado do TIH na junta soldada (2 kJ/mm) .....               | 64        |
| 4.2.1.1 Técnica <i>undermatched</i> .....                             | 66        |
| 4.2.1.2 Temperatura de preaquecimento .....                           | 67        |
| 4.2.1.3 Hidrogênio residual .....                                     | 70        |
| 4.2.2 Resultados do TIH com maior grau de restrição (1,0 kJ/mm) ..... | 72        |
| 4.2.3 Caracterização da junta soldada.....                            | 77        |
| 4.2.3.1 Caracterização da microestrutura .....                        | 77        |
| 4.2.3.2 Caracterização da dureza.....                                 | 80        |

|   |    |
|---|----|
| <b>Capítulo 5</b> .....                 | 82 |
| 5. Conclusões.....                      | 82 |
| <b>Referencias Bibliográficas</b> ..... | 84 |
| Anexos.....                             | 91 |

# Capítulo 1

## 1. Introdução e Objetivo

### 1.1 Introdução

A tecnologia de soldagem de tubulações encontra-se em constante desenvolvimento, atualizando-se para atender os requisitos de fabricação de estruturas com alta resistência e baixo peso. Para isso, aços com maiores limites de resistência e maiores valores de tenacidade têm sido desenvolvidos, como no caso dos aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL). Dentro desses materiais, o aço da classe API X80 foi recentemente desenvolvido pela indústria para a aplicação em tubulações para gasodutos, oleodutos e construções navais, submetidos à alta pressão, onde a economia em peso é muito importante para o projeto.

O desenvolvimento de novos aços com propriedades mecânicas melhoradas e a necessidade de uma maior produtividade têm levado pesquisadores e produtores a buscarem novas alternativas para a soldagem desses aços. Na atualidade, para a soldagem de tubulações em campo, é mais utilizado o processo de soldagem com eletrodo revestido ou combinação deste com outros processos. Ultimamente, o uso do processo de soldagem a arco com arame tubular (*Flux Cored Arc Welding* - FCAW) tem crescido na indústria. Características como elevada flexibilidade, alta qualidade do metal depositado e produtividade têm contribuído para a utilização do processo.

Recentemente, o processo FCAW começou a ser aplicado na soldagem de aços da classe API. O uso de arames tubulares, em particular os autoprotetidos, tem-se mostrado bastante promissor para soldagem de dutos em campo. No entanto, uma das dificuldades encontrada em projetos que usam aços soldados, com esses arames, é o escasso conhecimento sobre: as propriedades das juntas que envolvem o metal de base, a zona termicamente afetada pelo calor e o metal de solda.

O trincamento induzido pelo hidrogênio (TIH) é considerado um dos maiores defeitos encontrados na junta soldada dos aços, com alto limite de resistência. Os principais fatores que contribuem para a formação deste tipo de trincas são: a presença de hidrogênio na junta soldada, uma microestrutura suscetível e altos níveis de tensão. Todos estes fatores são influenciados pela variação da taxa de resfriamento que, por sua vez, pode ser modificada alterando-se a energia de soldagem ou a temperatura de preaquecimento.

Existem vários ensaios dedicados à avaliação do TIH, tanto no metal base como na zona afetada pelo calor. Dentre os vários testes existentes, o ensaio TEKKEN é um dos mais conhecidos e utilizados.

O teste TEKKEN (*Y-Groove Test*) é um ensaio de auto-restrição, utilizado para avaliar a suscetibilidade do trincamento induzido pelo hidrogênio, tanto na ZAC como no metal de solda. As principais vantagens deste ensaio são: baixo custo, simplicidade na execução e boa reprodutibilidade. Este ensaio foi desenvolvido no Japão pelo Instituto Ferroviário de Pesquisas Tecnológicas em 1978 e definido pela Norma Industrial Japonesa JIS Z-3158. Com o desenvolvimento de novos aços, como o caso dos aços API e de novos eletrodos, a restrição imposta pelos testes auto-restritivos mais antigos, como caso do TEKKEN, passou a ser questionada.

Outro teste auto-restritivo também desenvolvido para avaliar a suscetibilidade ao trincamento de juntas soldadas é o teste G-BOP (*Gapped Bead-on-Plate*). Pesquisas anteriores desenvolvidas pelo grupo de pesquisa em soldagem, da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, mostram que este teste, apesar de ter sido desenvolvido em 1974 (GRANVILLE e MCPARLAN)

e otimizado por SILVA, (2005), mostrou ser eficiente para avaliar a suscetibilidade ao trincamento do aço API X80.

No desenvolvimento desta pesquisa utilizou-se o teste TEKKEN para avaliar a suscetibilidade ao trincamento, induzido pelo hidrogênio na junta soldada do aço API X80. Este tipo de aço também foi utilizado nas pesquisas do grupo de soldagem (SILVA, 2005 e COOPER ORDOÑEZ, 2004). A soldagem de nossos experimentos foi executada pelo processo de soldagem FCAW. Visando utilizar a técnica *undermatched*, foram utilizados os seguintes eletrodos E 71T-1 e E 71T8-K6.

## 1.2 Objetivo

O principal objetivo deste trabalho é verificar a adequação do teste auto-restritivo TEKKEN para avaliação da suscetibilidade ao trincamento de juntas soldadas de aços API X80. Para tanto, foi usado o processo de soldagem a arco, com eletrodos tubulares utilizados na condição *undermatched*. As variáveis de influencia definidas foram: o tipo de eletrodo, a temperatura de preaquecimento e o tipo de chanfro. A quantidade de trincas foi considerada como a variável de resposta. Para análise dos resultados foram definidas duas energias de soldagem.

Também são avaliados neste estudo os principais fatores que influenciam a formação de trincas de hidrogênio: teor de hidrogênio residual, microestrutura suscetível e a restrição imposta pelo teste TEKKEN.

Ainda faz parte dos objetivos uma comparação dos resultados desta pesquisa com trabalhos anteriores, realizados pelo grupo de soldagem da FEM/UNICAMP, onde foi avaliada a suscetibilidade ao trincamento do aço API X80 usando o teste GBO-P.

## Capítulo 2

### 2. Fundamentação teórica

A revisão bibliográfica apresentada neste capítulo foi realizada através da utilização de bases de dados nacionais e internacionais disponibilizados na Biblioteca da Área de Engenharia da Unicamp (BAE), com o objetivo de correlacionar os diferentes aspectos que estão diretamente associados à pesquisa deste trabalho: trincas induzidas pelo hidrogênio (TIH), testes para avaliação da suscetibilidade ao trincamento, ensaio de auto-restrição TEKKEN, processo de soldagem FCAW, e aços API X80.

As bases de dados bibliográficas pesquisadas foram: *Metadex*, *Web of Science*, e *Compendex*, e também foram realizadas pesquisas em sites de buscas especializadas em soldagem como: International Institute of Welding (IIW), American Welding Society (AWS) entre outras.

A bibliografia consultada inclui também livros, teses, dissertações, artigos em revistas especializadas, catálogos e normas, considerados referência em temas de soldagem. O período de levantamento bibliográfico concentrou-se principalmente entre 1990 e 2009, porém publicações anteriores também foram consideradas relevantes para o desenvolvimento deste trabalho.

#### 2.1 Aços API X80

A grande necessidade de utilização de aços com elevada resistência mecânica, grande diâmetro, com elevadas pressões de operação, que trabalhem com uma melhor eficiência e com redução no custo de transporte e na construção de dutos, levou ao desenvolvimento de aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) de classificação API. O desenvolvimento deste tipo de aços é baseado principalmente na correlação entre propriedades mecânicas e microestrutura dos aços.

Atualmente o desenvolvimento dos aços ARBL proporciona excelentes propriedades mecânicas sendo que uma aceitável resistência à fratura a frio faz com que eles sejam largamente empregados na fabricação de dutos, tubulações, estruturas navais e *offshore*, assim como a utilização em componentes para veículos e na construção civil, entre outros.

De acordo com ZHAO, YANG & SHAN (2002) a obtenção dos aços ARBL com propriedades mecânicas desejadas é possível a partir de uma microestrutura otimizada. Por tanto, existem basicamente duas formas para alcançar as propriedades mecânicas desejadas: a primeira, por meio de uma adequada composição química; e a segunda através do processo de laminação controlada (TMCP – *Thermomechanical Controlled Process*). A partir destes processos obtém-se o refinamento do tamanho do grão, que é o fator mais importante nos aços ARBL, porque contribui para o aumento do limite de escoamento e da tenacidade. (LIU e BRACARENSE, 1994).

Em relação à composição química, os elementos de microliga são adicionados ao aço com duas finalidades: produzir refinamento do tamanho de grão e fortalecimento da solução sólida por precipitação. Os dois fenômenos são resultado da precipitação de pequenas microligas de carbonetos (NbC, VC, TiC), nitretos (NbN, VN, TiN), ou complexos carbonitretos [Nb(C,N), V(C,N), Ti(C,N)] (ROBERTS, 1983).

O processo de laminação controlada (TMCP – *Thermomechanical Controlled Process*) é um procedimento pelo qual vários estágios de laminação têm temperatura controlada, quantidade de redução predeterminada em cada passe e temperatura de acabamento precisamente definida.

Este processo é empregado para a obtenção de aços destinados à fabricação de tubulações, estruturas e outras aplicações em engenharia.

O objetivo básico da laminação controlada é obter um refinamento do tamanho de grão, através da deformação da austenita, durante o processo de laminação para a obtenção de grãos finos de ferrita durante o resfriamento. Como resultado apresenta-se num aumento de resistência e tenacidade, o que possibilita a redução da quantidade de carbono nos aços ARBL, melhorando assim a soldabilidade destes aços. (HILLENBRAND et. al., 2002)

As principais características dos aços ARBL são seu alto limite de resistência, boa tenacidade a baixas temperaturas (RODRIGUES, PERELOMA & SANTOS, 2000), boa conformabilidade (SENUMA, 2001) e boa soldabilidade em função do baixo índice de carbono equivalente.

Segundo BATISTA et. al. (2003), a introdução do processo de laminação controlada (TMCP), apresentou a maior possibilidade de produção de aços com mais alta resistência da classe API. Dentre esses aços, o API X80 com limite de escoamento de 550 MPa é o mais utilizado. (BOTT 2003).

Os **aços API X80** são denominados aços ARBL, pois possuem baixo teor de carbono, o qual é compensado com adição de elementos liga que mantém a resistência mecânica. Estes aços são designados por seu mínimo esforço de escoamento aceitável, no caso do grau X80 seu limite de escoamento mínimo é de 80 Ksi (550 MPa). (API 5L, 2000).

A *American Petroleum Institute* (API) classifica os aços API X80 em função de sua aplicação, composição química e resistência mecânica. Os aços utilizados especificamente na fabricação de tubulações seguem a classificação API 5L - *Specification for line pipe* (API 5L, 2000).

As microestruturas resultantes da fabricação do aço API X80 podem ser variadas, dependendo tanto da adição de elemento de liga como do processo TMCP. Diferentes pesquisas da microestrutura do aço API X80 foram desenvolvidas. BATISTA et. al.(2003) encontraram

uma microestrutura constituída de bainita-ferrita com microconstituintes AM (austenita-martensita) e precipitados dos elementos micro ligantes, ZHAO et. al. (2002) obtiveram através do resfriamento contínuo microestruturas bainita-ferrita, ferrita acicular (AF), ferrita poligonal e perlita. No entanto, a resistência deste material está relacionada com o refino de grão, a presença de bainita, precipitados de carbonetos e o endurecimento da matriz por solução sólida dos elementos de liga. (BATISTA et. al.,2003)

As principais vantagens da utilização dos aços API X80 é que eles podem suportar elevadas pressões e maiores cargas, com espessuras de parede mais finas fornecendo economia em peso e propiciando uma redução do custo do projeto. (HILLENBRAND, 1997).

Devido à alta resistência e as melhores propriedades mecânicas dos aços X80 foi necessário o desenvolvimento e introdução de novos métodos de soldagem, consumíveis para a fabricação de dutos, estruturas, entre outros.

### **2.1.1 Soldagem do aço API X80**

A literatura sobre a soldagem dos aços API X80 é ainda escassa. Poucos trabalhos foram publicados sobre este tema, sendo que nas pesquisas realizadas geralmente são abordadas as propriedades mecânicas da junta soldada. Entretanto, a tecnologia de soldagem de tubulações encontra-se em constante desenvolvimento, atualizando-se para atender os requisitos de soldabilidade de novos materiais e as crescentes necessidades de aumento da produtividade.

A soldagem dos aços ARBL pode ser influenciada por vários fatores, tendo como principais: a composição química e o modo de produção do aço. Pode-se mencionar que a soldabilidade dos aços da classe API se beneficia com a diminuição do teor de carbono, a qual está relacionada com os resultados do carbono equivalente.

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

No caso da soldagem longitudinal de tubulações os processos utilizados são: processo de soldagem por arco submerso (SAW) e soldagem por resistência elétrica (ERW). Na soldagem de construção e montagem de dutos, os processos mais comuns utilizados são: soldagem a arco com eletrodo revestido (SMAW), soldagem com proteção a gás e eletrodo sólido consumível (GMAW) e, o processo com arame tubular (FCAW). (HILLERBRAND, 1997)

O processo a arco com eletrodo revestido (SMAW) era o mais utilizado para a soldagem de tubulações em campo. Esse processo vem sendo substituído pelo processo automático com arame tubular. (WIDGERY, 2002). A principal guia para a soldagem de tubulações de aço é a norma API 1104 (1999), que fornece os dados necessários para a obtenção de juntas soldadas com boa qualidade.

Estudos realizados por diversos pesquisadores, na comparação dos diferentes processos utilizados na soldagem para tubulações, demonstraram uma melhor eficiência do processo FCAW, devido à maior taxa de deposição e qualidade em comparação ao processo SMAW.

FARNEZE et. al. (2009), realizaram um estudo comparativo entre os processos eletrodo revestido e arame tubular, considerando as propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de aço de alta resistência. Os resultados mostraram a maior produtividade propiciada pelo arame tubular, sendo duas vezes superior ao processo de eletrodo revestido.

Alguns outros procedimentos de soldagem de aço API também foram estudados e podem ser encontrados na literatura, como o de COOPER ORDOÑEZ (2004) que estudou a soldagem do aço API X80 e a caracterização das propriedades mecânicas com diferentes arames tubulares. SANTOS NETO (2003) também avaliou a caracterização das soldas do aço API. Esses autores concluíram que a soldagem dos aços API mostrou-se adequada, apresentando excelentes propriedades mecânicas na junta soldada.

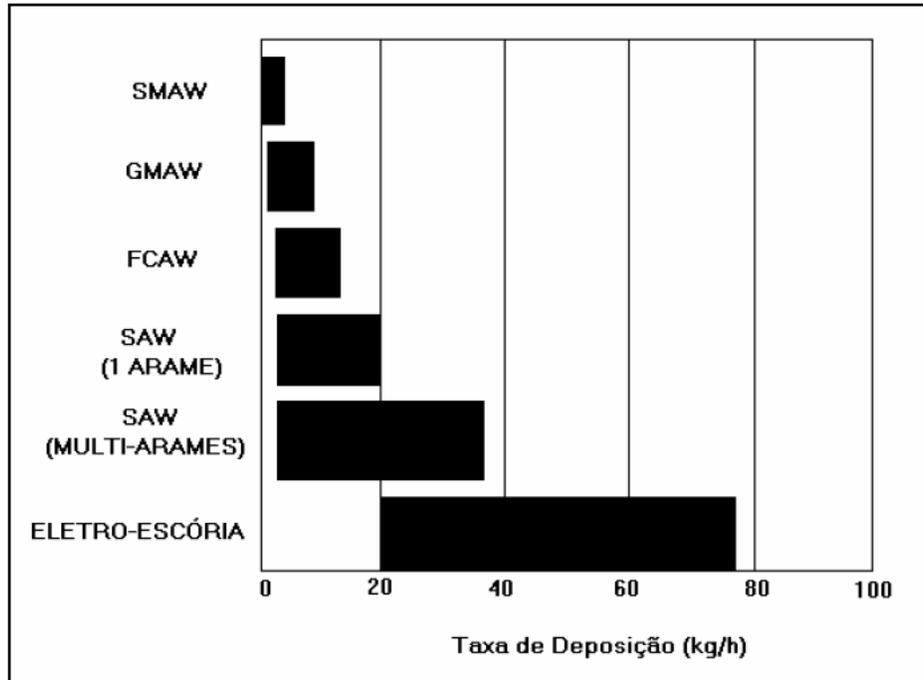
## **2.2 Processo de soldagem FCAW**

O processo de soldagem a arco com arame tubular (FCAW- *Flux Core Arc Welding*) é um processo onde a coalescência entre metais é obtida através do arco elétrico entre peça de trabalho e o eletrodo tubular metálico contínuo e consumível. A proteção do arco e do cordão de solda é feita pelo fluxo interno contido dentro do arame, que pode ser suplementada por um gás de proteção fornecido por uma fonte externa (AWS, 1991; MACHADO, 1996).

O FCAW é normalmente um processo semi-automático muito semelhante ao processo GMAW (Gás Metal Arc Welding) no que diz respeito a equipamentos e princípios de funcionamento. Este processo apresenta vantagens tais como: alto fator de trabalho, alta taxa de deposição e alto rendimento resultando assim numa alta produtividade e qualidade da solda produzida. Por outro lado, do ponto de vista metalúrgico, a soldagem com arame tubular acumula as vantagens do processo a arco com eletrodo revestido SMAW (Shielded Metal Arc Welding), obtendo assim alta versatilidade, possibilidade no ajuste da composição química do cordão de solda e facilidade de trabalho em campo. (MACHADO, 1996; MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2005)

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

Na Figura 2.1 se apresenta um gráfico comparativo entre as taxas de deposição de vários processos de soldagem. Como pode ser observado neste gráfico, o processo FCAW tem uma taxa de deposição superior aos processos de soldagem com eletrodo revestido (SMAW) e com arame sólido (GMAW), sendo inferior ao processo de soldagem com arco submerso (SAW).



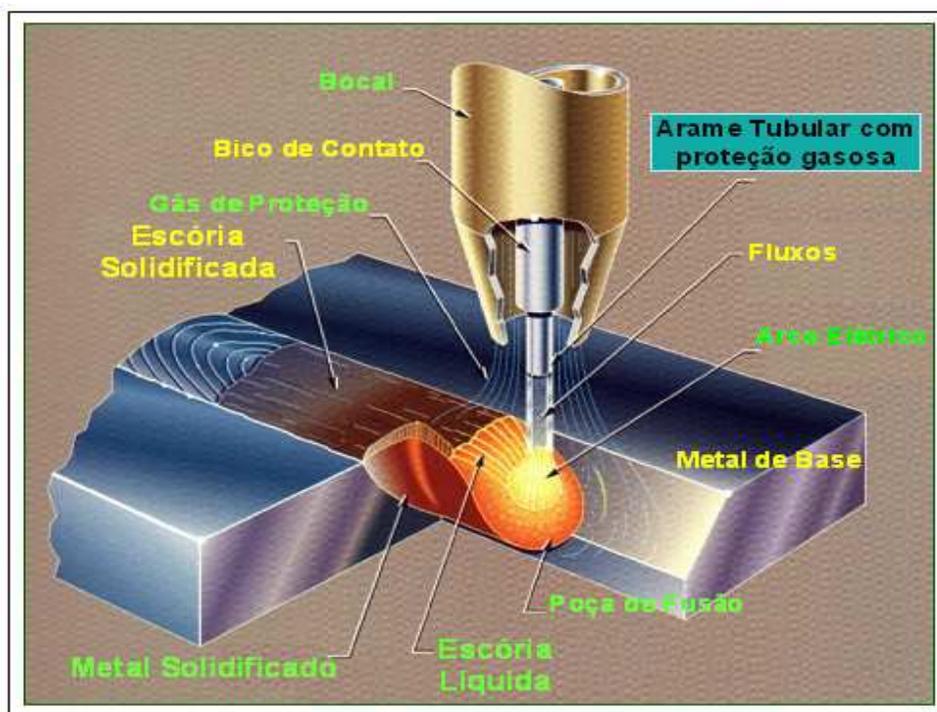
**Figura 2.1** - Comparação entre taxas de deposição de diversos processos de soldagem  
 Fonte: NORRISH, 1992

A soldagem com arame tubular tem crescido muito nos últimos anos em função de sua elevada taxa de deposição do metal de solda, associada a adequadas propriedades mecânicas da junta soldada e ao desenvolvimento de novos tipos de consumíveis. O FCAW é utilizado na soldagem de uma ampla variedade de materiais e espessuras, tais como: aços ao carbono, aços de baixa liga e inoxidáveis usados na fabricação de vasos de pressão, tubulações, entre outros.

No processo de soldagem FCAW existem duas variações básicas: o processo com gás de proteção (FCAW-G) e o processo de soldagem autoprotégido (FCAW-S).

**O Processo de soldagem FCAW-G**, utiliza gás como proteção adicional ao metal depositado, fornecido externamente ao equipamento de soldagem. Os gases utilizados geralmente são CO<sub>2</sub> puro ou misturas desse gás com argônio e, algumas vezes, com oxigênio

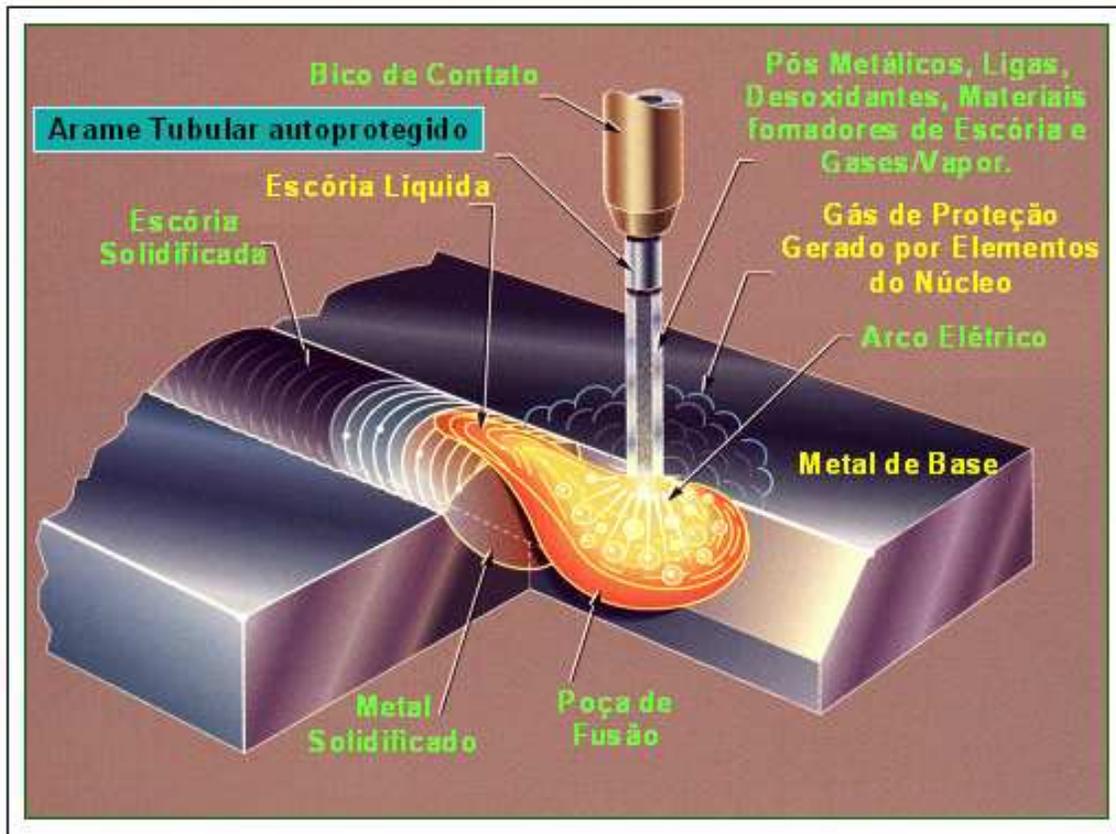
Na Figura 2.2 se apresenta esquematicamente a soldagem realizada pelo processo FCAW-G, onde pode ser observada a ação exercida pelo gás de proteção que flui através do bocal da tocha.



**Figura 2.2** - Representação esquemática do processo com proteção a gás FCAW-G Fonte: AWS, 1991

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

**O Processo de soldagem autoprottegido FCAW-S**, caracteriza-se pela proteção da poça de fusão apenas pelo gás proveniente da queima do fluxo interno contido no arame tubular que gera o gás protetor do arco e do metal fundido. O fluxo produzido é responsável pela estabilização do arco elétrico, pela transferência de elementos liga e pelo controle da escoria. Na Figura 2.3 se apresenta esquematicamente o processo de soldagem autoprottegido.



**Figura 2.3** - Representação esquemática do processo de soldagem autoprottegido FCAW-S  
 Fonte: AWS, 1991

Na Figura 2.3 pode ser observado, em comparação com a Figura 2.2, a não representação do bocal da tocha e do fluxo de gás de proteção, pois este não é utilizado. Portanto, a soldagem FCAW-S não requer de um equipamento de gás de proteção, o que resulta numa maior facilidade de operação, que depende somente dos componentes do fluxo para proteger o arco da atmosfera.

Uma das desvantagens deste processo FCAW-S é a porosidade no metal de solda. Como não há nenhuma proteção gasosa externa, nem um fluxo de solda que proteja eficazmente a área de soldagem, esta pode facilmente ser contaminada pelo ar. Assim, a sensibilidade aos poros aumenta e é muito difícil de controlar.

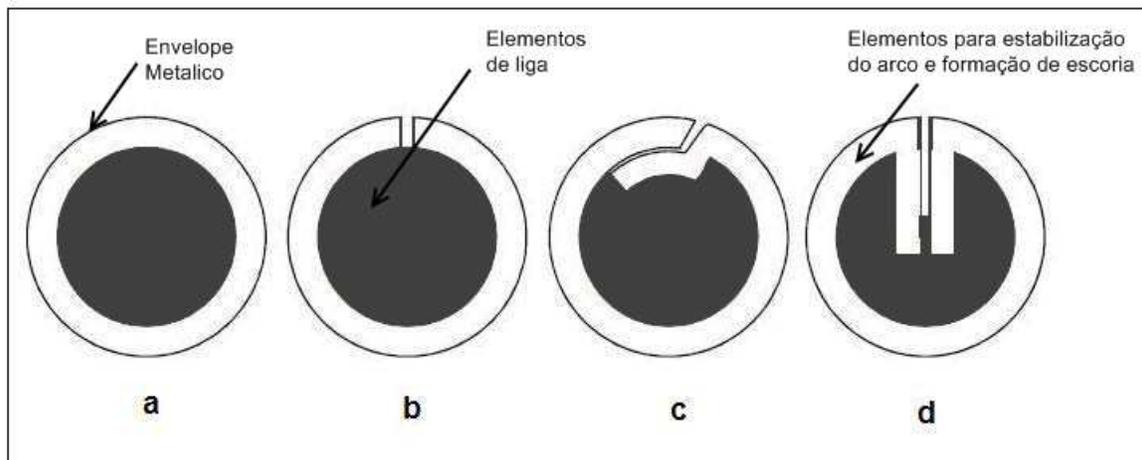
### 2.2.1 Consumíveis no processo de soldagem FCAW

Os consumíveis utilizados no processo FCAW são os arames tubulares, que podem ser usados com ou sem gás de proteção. Os eletrodos utilizados na soldagem de aços ao carbono e aços de baixa liga (ARBL) são classificados pela *American Welding Society* (AWS), segundo as especificações AWS A5.20-95 e A5.29-98 respectivamente, que se baseiam principalmente na aplicabilidade do arame quanto à soldagem de um só passe ou multipasses e quanto ao uso ou não da proteção gasosa suplementar. (AWS, 1998).

As vantagens dos arames tubulares são similares as que possuem os eletrodos revestidos, tais como: estabilizar o arco, desoxidar o metal de solda, transferir elementos de liga e aumentar a taxa de deposição, e formar escória e gás de proteção produzido pela decomposição de alguns de seus compostos.

Existem dois tipos de arames tubulares, um arame sem costura e outro de fechamento por costura, onde este último possui várias configurações de seção transversal. Dependendo do grau de enchimento desejado, estes tipos de arames podem ser fabricados com uma fita de aço de baixo carbono e conformada em torno do fluxo. (MACHADO,1996).

Na Figura 2.4, apresenta-se algumas das geometrias comuns dos arames tubulares, conforme classificação do IIW – *International Institute of Welding*.



**Figura 2.4** – Formas da seção transversal dos arames tubulares. Adaptado de MACHADO (1996)

Na Figura 2.4 pode se observar as diferentes formas da seção transversal dos arames tubulares, no tipo (a) se apresenta o arame sem costura, que é fabricado através do preenchimento com fluxo de um tubo de diâmetro bem maior: no tipo (b) apresenta-se o arame com fechamento a topo; no tipo (c) o arame com fechamento sobreposto e no tipo (d) o arame com fechamento por dobra simples. (MACHADO, 1996).

Com relação à composição de fluxo interno, os arames tubulares podem ser classificados em: básicos, rútilicos e com pó metálico (*metal cored*). Os eletrodos básicos produzem soldas com excelentes propriedades mecânicas e baixos teores de hidrogênio; os rútilicos proporcionam uma soldagem com um cordão de solda de excelente aspecto visual e os eletrodos do tipo *metal cored*, possuem um alto porcentual de pó de ferro em sua composição, proporcionando altas taxas de deposição e rendimento. (AWS,1991).

Um dos principais problemas apresentados no processo FCAW em relação à utilização dos arames tubulares é a falta de disponibilidade devido às dificuldades operacionais em seu processo de fabricação e, também, devido ao elevado custo destes eletrodos no mercado.

### 2.2.2 Energia de soldagem ( $E_s$ )

O insumo de calor é considerado um parâmetro de grande importância metalúrgica, devido à grande quantidade de calor que é introduzido durante o processo de soldagem, influenciando diretamente na taxa de resfriamento e, conseqüentemente, afetando a microestrutura dos cordões e as tensões residuais da junta soldada. (ALCANTARA e ROGERSON, 1984; LINERT, 1994).

A energia de soldagem ( $E_s$ ), pode ser definida conforme a equação 2.1, que representa a quantidade de energia por unidade de comprimento da solda. Este valor é a razão entre a potência do arco e a velocidade de soldagem, sendo que a potencia do arco é obtida pela multiplicação da tensão pela corrente de soldagem. (NORRISH, 1992).

$$E_s = \frac{60 \cdot I \cdot U}{1000 \cdot V_s} \quad (2.1)$$

Sendo,

$E_s$  : Energia Nominal de Soldagem [kJ/mm]

$U$ : Tensão do Arco [v]

$I$ : Corrente de soldagem [A]

$V_s$ : Velocidade de Soldagem [mm/min]

É consenso na literatura que a variação da energia de soldagem pode minimizar a ocorrência das trincas induzidas pelo hidrogênio. Esta afirmação foi comprovada por ALCÂNTARA e ROGERSON (1984), utilizando o teste TEKKEN. Estes autores observaram que o aumento da energia de soldagem de 0,6 kJ/mm a 2,0kJ/mm, através do processo SMAW com diferentes eletrodos, reduzia o risco da formação de trincas de hidrogênio.

Estudos recentes realizados por FRAGA e TREVISAN (2006), utilizando o ensaio G-BOP para avaliar a suscetibilidade ao trincamento do metal de solda, também comprovaram a influência da variação da energia de soldagem. A redução do insumo de calor de 1,6kJ/mm para 1,0 kJ/mm originou uma tendência no aumento do porcentual médio de trincas.

A determinação do insumo de calor tem grande importância para o estudo da soldagem, pois tem influência nas propriedades mecânicas dos conjuntos soldados, devido às variações que podem ocorrer na morfologia do cordão de solda (penetração, largura e altura do reforço) e também na estrutura de solidificação, devido às alterações do gradiente térmico na poça de fusão. (MARTINS e TREVISAN, 2002)

O insumo de calor também depende muito do tipo de processo de soldagem e da técnica utilizada. Assim, processos com elevada energia de soldagem são aqueles onde grande quantidade de calor é adicionada à junta, geralmente devido as faixas de corrente e tensão elevadas, por exemplo, a soldagem a arco submerso. Além disto, é uma ferramenta muito útil para comparações entre diferentes procedimentos de soldagem, onde parâmetros distintos são utilizados.

### **2.3 Trincas induzidas pelo hidrogênio (TIH)**

Segundo EASTERLING (1992) as trincas em soldas podem ser divididas em duas categorias: as atribuídas ao processo de soldagem e as ocorrentes durante o serviço. Entre a maioria dos tipos de trincas existentes, somente quatro tipos devem ser atribuídas ao processo de soldagem: trinca de solidificação, trinca de reaquecimento, trinca lamelar e as trincas induzidas pelo hidrogênio (TIH).

Alguns autores como EASTERLING (1992); e VIUK (1993) comentam que o fenômeno do trincamento induzido pelo hidrogênio (TIH) é um dos mais graves e persistentes defeitos encontrados na soldagem dos aços, conforme demonstrado pela avaliação de custo e da perda de tempo e reparos de peças e estruturas soldadas, quando comparados com outros defeitos. Apesar de o fenômeno ter sido amplamente estudado por vários pesquisadores, não existe um único modelo teórico que seja consensual para explicar o fenômeno.

É consenso na literatura (CHAKRAVARTI & BALA, 1989; KOU, 1987; e DI-JING, HONG & JIANMING, 1994), que o trincamento por hidrogênio acontece quando o resfriamento do conjunto soldado atinge temperaturas entre 200°C e -100°C, pelo qual, este fenômeno também pode ser conhecido como trincamento a frio. Existem também outros termos encontrados na literatura tais como: trincas assistidas pelo hidrogênio e trincas retardadas.

Uma das características da ocorrência do TIH é sua natureza retardada, isto é, a iniciação e especialmente a propagação das trincas podem acontecer várias horas, ou, às vezes, dias após a execução da soldagem. Isto faz com que as TIH se tornem uma falha mecânica crítica, uma vez que podem ocorrer subitamente e causar danos significativos ao equipamento soldado.

Entretanto, é consenso entre vários autores (EASTERLING, 1992; COE 1993; e LINNERT, 1994), que a ocorrência das trincas induzidas pelo hidrogênio depende basicamente de três fatores inter-relacionados tais como: quantidade de hidrogênio presente na junta soldada, nível de tensões associados à soldagem e microestrutura suscetível. A influência de cada um destes fatores será estudada separadamente nos próximos itens.

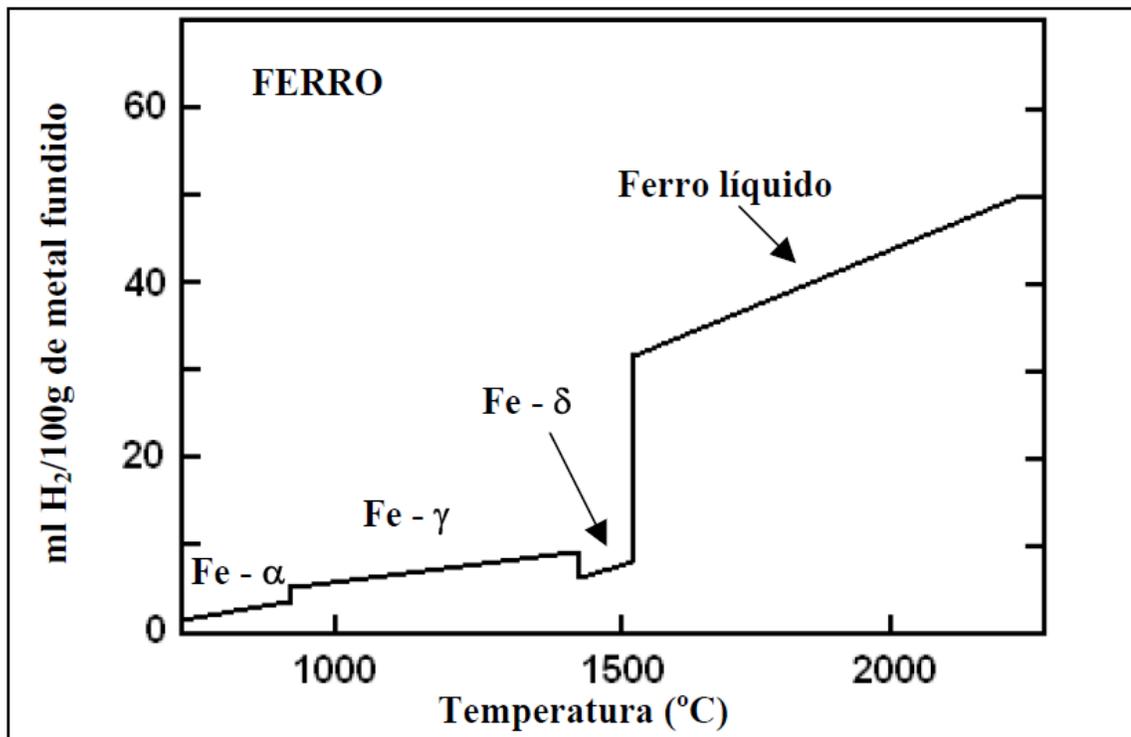
### **2.3.1 Efeito do hidrogênio no TIH**

O teor de hidrogênio é um dos fatores que influenciam na formação e propagação de trincas induzidas pelo hidrogênio, tanto no metal de solda (MS), como na zona afetada pelo calor (ZAC). Portanto, sua introdução na junta soldada deve ser evitada toda vez que se deseje uma junta livre de trincas a frio.

O efeito do hidrogênio sobre os metais é considerado muito complexo, devido a sua alta reatividade, assim como também à sua semelhança com os metais e a facilidade com que se apresenta, dependendo das condições, na forma molecular, atômica ou iônica.

A solubilidade do H em metais é extensa, vista 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  $\alpha$ ) em cúbico de face centrada (CFC – ferro  $\gamma$ ), a 910 °C, a solubilidade do hidrogênio registra um importante aumento. Posteriormente, ocorre um aumento gradual até a transformação  $\gamma$ - $\delta$  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. Na Figura 2.5 se apresenta a curva de solubilidade do hidrogênio.



**Figura 2.5** – Solubilidade do hidrogênio no ferro puro (Adaptado GRONG, 1994)

A curva de solubilidade da Figura 2.5, mostra a evolução do hidrogênio no ferro durante o resfriamento da fase sólida, já supersaturada pelas condições de resfriamento, sendo que 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.

Com relação à absorção do hidrogênio durante o processo de soldagem, HOOIJIMANS & OUDEN (1996), comentam que a quantidade total de hidrogênio absorvido depende da pressão parcial desse elemento no arco e da temperatura da poça de fusão. O hidrogênio absorvido é rapidamente difundido para o interior da junta soldada. Algumas quantidades desse hidrogênio evoluem para a atmosfera através da superfície.

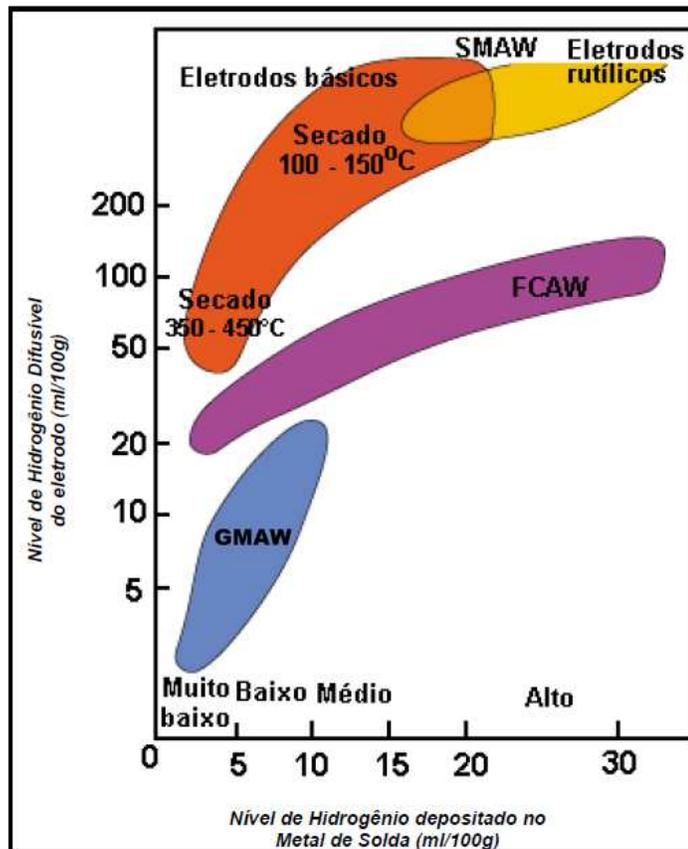
O hidrogênio pode ser introduzido na junta soldada através de um grande número de fontes. Ele está presente em um baixo nível em todos os aços na forma atômica, seja em solução sólida ou em forma molecular, em locais apropriados dentro do aço, como inclusões e cavidades. Isso ocorre tanto no metal de base quanto nos materiais usados como consumíveis na soldagem.

A contaminação das superfícies dos metais a serem soldados com graxas, tintas, óxidos é uma importante fonte de materiais hidrogenados. Segundo a literatura, DICKEHUT e HOTZ (1991); KOTECKI (1992); HARWIG, LONGENECKER e CRUZ (1999), o hidrogênio também pode ser introduzido durante operações de soldagem através da umidade atmosférica, umidade do revestimento, fluxo do eletrodo e componentes do revestimento, além da umidade que pode ser introduzida através do gás de proteção.

A concentração do hidrogênio pode ser influenciada também de acordo com o tipo de processo de soldagem utilizado, os quais apresentam uma forte influência na concentração de hidrogênio difusível no conjunto soldado (GRONG, 1994).

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. Por outro lado, os processos GTAW e GMAW, são classificados como processos de baixo hidrogênio, dependendo do tipo de gás de proteção e dos parâmetros operacionais de soldagem.

A quantidade de hidrogênio difusível contido no metal de solda pode variar bastante de um processo para outro. Na Figura 2.6 pode ser observada a classificação dos diferentes processos de soldagem, em termos do nível de hidrogênio depositado no metal de solda, em função do nível de hidrogênio difusível.



**Figura 2.6** - Relação dos diferentes processos de soldagem em termos do nível de hidrogênio difusível. (Adaptado de COE, 1993, citado por GRONG, 1994)

Como pode ser observado na Figura 2.6, os maiores níveis de hidrogênio difusível estão associados aos processos SMAW e FCAW, os quais favorecem também altos níveis de hidrogênio residual, ou seja, altos níveis de hidrogênio depositado no metal de solda. Observa-se, na mesma Figura 2.6, que o processo GMAW é o que apresenta menores índices de hidrogênio difusível e residual.

No caso particular do processo de soldagem FCAW, pode ser considerado de baixo hidrogênio quando é usado fluxo básico e proteção de Argônio + CO<sub>2</sub> (AWS, 1991). No entanto, 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, condições atmosféricas durante a soldagem e teor

de umidade do gás de proteção. A Tabela 2.1 apresenta a designação do IIW (*International Institute of Welding*) 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 GMAW e GTAW. 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 2.1** – Potencial de hidrogênio de eletrodos para soldagem (adaptado de Lancaster, 1992)

| <b>Designação</b> | <b>Hidrogênio difusível</b>            |
|-------------------|--|
| 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 |

Outro aspecto importante no processo FCAW é a influência dos parâmetros de soldagem no nível de hidrogênio difusível. Segundo DOMINGUES e 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.

### **2.3.2 Efeito do nível de tensão**

O nível de tensão presente na junta soldada é outro dos fatores que influenciam na formação de trincas a frio, em juntas soldadas. As tensões residuais presentes em um conjunto soldado podem ser causadas principalmente por transformações de fases, contrações térmicas e restrições mecânicas, as quais influenciam na ocorrência de trincas de hidrogênio. (LANCASTER, 1980 e EASTERLING, 1992)

As transformações de fases provocam variações volumétricas no material. O grau de dilatação depende da temperatura de pico alcançada durante o processo de soldagem e do tamanho de grão inicial na região da solda. A maior variação corresponde a um aumento de 4% em volume, é obtida na transformação austenita-martensita e significa 1,4% de deformação linear, o que causa um grande aumento na tensão residual desenvolvida na região da solda (CALLISTER, 2002).

As tensões provocadas por contração térmica são formadas devido às variações na temperatura durante o processo de soldagem, assim como à contração do metal de solda já solidificado. Estas tensões podem ocorrer tanto na direção longitudinal como transversal, causando deformação na junta.

Segundo LANCASTER (1980), a tensão ou deformação desenvolvida na junta soldada pode ser o resultado de uma auto-restrição, de uma restrição externa, ou até mesmo uma combinação das duas. A auto-restrição é causada tanto pela contração local da solda, relacionada com sua vizinhança imediata, como pela deformação local gerada pelas transformações de fases. Já a restrição externa, se deve ao projeto da junta, quando esta não permitir deformações na estrutura soldada, as tensões residuais na região da solda serão maiores.

De acordo com ALCANTARA e ROGERSON (1984); e LINNERT (1994), o nível de tensões provocadas na junta soldada pode ser influenciado por vários fatores como por exemplo,

temperatura de preaquecimento e energia de soldagem ( $E_s$ ) são fatores diretamente relacionados com a quantidade de calor introduzido na solda, influenciando diretamente na taxa de resfriamento e, conseqüentemente, reduzindo o nível de tensões residuais do conjunto soldado. Estes estudos também foram comprovados por FRAGA e TREVISAN (2006) na avaliação das variáveis de influência do teste G-BOP, onde o aumento da energia de soldagem provocou a redução do nível de tensão do teste.

### **2.3.3 Efeito da microestrutura**

O efeito da microestrutura é também um dos três principais fatores que influenciam na formação de trincas de hidrogênio em juntas soldadas.

Durante e depois da soldagem, a formação de microestruturas suscetíveis à fragilização ocorre com grande facilidade na junta soldada (ZAC e MS), devido à variação das taxas de resfriamento impostas durante o processo de soldagem.

A microestrutura da ZAC e do MS influenciam significativamente nas trincas assistidas por hidrogênio. Segundo vários pesquisadores (COE, 1993; MARTINS, 1990 e ALCÂNTARA, 1982), as microestruturas mais susceptíveis às trincas a frio são as formadas a baixas temperaturas de transformação de estado sólido e as resultantes de altas taxas de resfriamento ou baixa energia de soldagem.

As microestruturas martensíticas, bainíticas, ferritas de contornos de grão e ferritas com segunda fase alinhada são mais sensíveis a este fenômeno favorecendo a formação e propagação de trincas. Por outro lado, considera-se a ferrita acicular como uma das microestruturas mais favoráveis para reduzir a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio. (LINERT, 1994; e CARVAJAL FALS, 1999).

A ferrita acicular (AF) forma-se normalmente na região intergranular, as quais apresentam uma microestrutura de granulação fina e entrelaçada, dificultando a propagação das trincas e, ao mesmo tempo, propicia uma excelente combinação entre resistência e tenacidade, o que a torna

uma microestrutura bastante desejável no controle de trincas a frio em metais de solda e aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). (VENTRELA; ALCÂNTARA e EVANS, 1996).

A martensita (M) é considerada uma microestrutura de baixa tenacidade e a mais suscetível a ocorrência de trincas a frio. A martensita é formada como produto final de transformação da austenita sob condições de alta taxa de resfriamento e elevado teor de carbono, apresentando assim uma elevada dureza.

## **2.4 Trincas induzidas pelo hidrogênio na junta soldada dos aços ARBL**

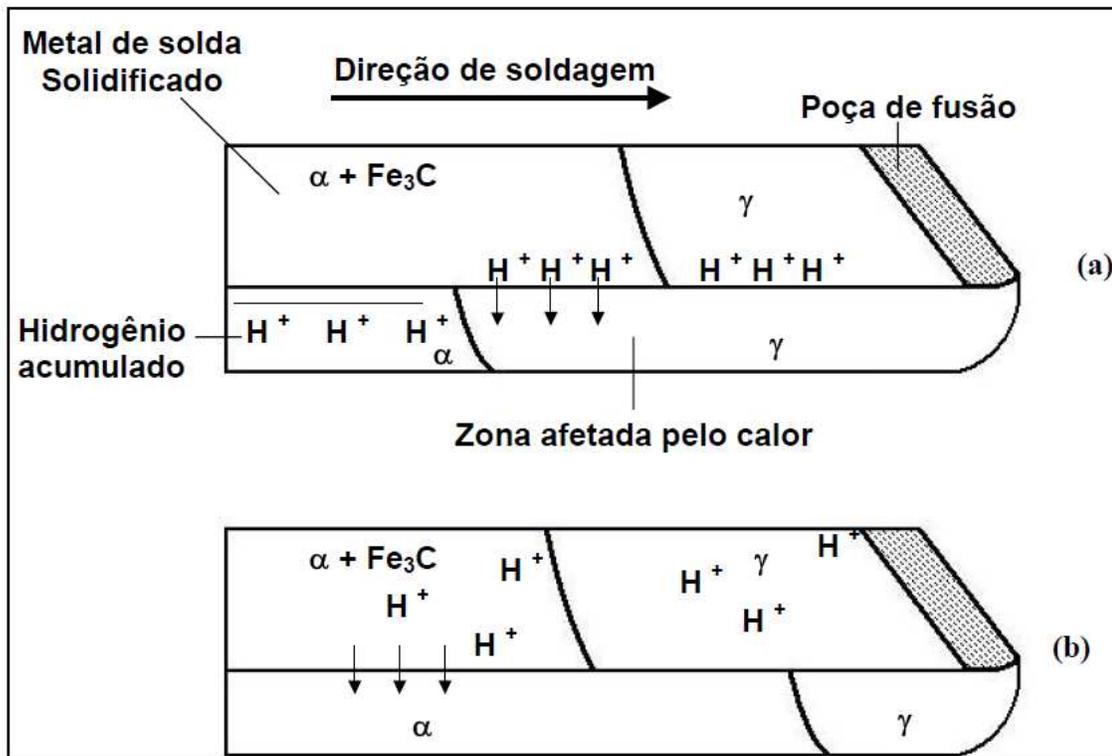
Como descrito no item 2.3 o fenômeno do trincamento a frio é um dos defeitos mais comuns encontrados na soldagem de aços. Segundo vários pesquisadores as trincas induzidas pelo hidrogênio podem ocorrer em diversos lugares da junta soldada, dependendo do grau de restrição e da geometria da junta.

Anteriormente, o trincamento induzido pelo hidrogênio (TIH) em aços estruturais acontecia geralmente na zona afetada pelo calor, especificamente na zona de crescimento de grão da ZAC, próxima à linha de fusão, devido à rápida variação do ciclo térmico de aquecimento e resfriamento durante o processo de soldagem, provocando mudanças na microestrutura e nas propriedades mecânicas.

No entanto, segundo vários pesquisadores comentam que com o desenvolvimento dos aços ARBL e, com a introdução do processo de laminação controlada (TMCP) o risco a ocorrência de trincas a frio passou a ser localizado com maior frequência no metal de solda (MS). A maior presença das trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda dos aços ARBL, segundo SVESSON (1994), está baseado na maior temperatura de transformação desses aços, devido ao menor teor de carbono e elementos liga presentes nos aços ARBL; como consequência, a transformação austenita - ferrita da ZAC ocorre antes da total transformação do MS.

No esquema da Figura 2.7 pode ser observado que, quando o metal de solda se transforma em ferrita, a força motriz para a difusão de hidrogênio do MS para a ZAC é relativamente

pequena, e os átomos de hidrogênio ficam retidos no MS, provocando a ocorrência do fenômeno de TIH.



**Figura 2.7** – Fluxo de hidrogênio do MS para a ZAC devido à concentração e solubilidade  
 (a) transformação austenita-ferrita ocorre em temperaturas menores na ZAC que no MS; (b)  
 temperatura de transformação austenita-ferrita maior na ZAC que no MS  
 Adaptado de SVESSON (1994)

A ocorrência do trincamento induzido pelo hidrogênio é atribuída a três fatores principais: quantidade de hidrogênio na junta soldada, microestrutura suscetível e nível de tensões causadas durante a soldagem. Todos estes fatores indicados são influenciados pela variação da taxa de resfriamento da junta soldada, que por sua vez pode ser modificada alterando-se a energia de soldagem ou a temperatura de preaquecimento. Uma das mais efetivas formas de reduzir a formação de trincas de hidrogênio na solda é através da temperatura de preaquecimento

## 2.5 Temperatura de preaquecimento

O uso da temperatura de preaquecimento é o método mais utilizado para eliminar e/ou minimizar o fenômeno do trincamento induzido pelo hidrogênio na junta soldada. Este procedimento atua diretamente sobre os três fatores que atuam de forma inter-relacionada para produzir trincas de hidrogênio.

Segundo vários autores (SVENSSON, 1994; QUEZADA e SALAZAR, 2002), a principal função da temperatura de preaquecimento é reduzir a taxa de resfriamento e, como consequência, minimizar a formação de microestruturas suscetíveis as trincas, e aumentar o tempo para o hidrogênio se difundir na junta e diminuir as tensões residuais causadas pela soldagem.

O preaquecimento afeta a microestrutura do material por meio da taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C ( $\Delta T_{8-5}$ ). EASTERLING (1992); LINERT (1994) comentam ainda que a taxa de resfriamento nesse intervalo de temperatura pode indicar as características microestruturais da junta soldada. Por outro lado, a taxa de resfriamento entre as temperaturas 300 a 100°C ( $\Delta T_{3-1}$ ) influencia no tempo disponível para difusão do hidrogênio na junta soldada, o que faz com que este intervalo seja bastante utilizado no estudo de trincas induzidas por hidrogênio (CHAKRAVARTI e BALA, 1989).

O valor da temperatura de preaquecimento conforme especificado por JONES & LUO (1990), depende de vários fatores: composição química, propriedades físicas do metal base, energia de soldagem, grau de restrição da junta e espessura da chapa soldada.

Existem várias formas de se calcular a temperatura de preaquecimento, porém todos estes métodos dependem do valor do carbono equivalente ( $C_{eq}$ ), que é um indicador do potencial de um aço para apresentar microestruturas frágeis. Um nível baixo de carbono equivalente ( $C_{eq}$ ) oferece menor probabilidade de aparição de trincas na solda.

Na literatura (JONES & LUO, 1990; KASUYA & YURIOKA, 1995; MEESTER, 1997), existem várias fórmulas de  $C_{eq}$ , 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. No caso dos aços de classificação API, duas são as fórmulas sugeridas para o cálculo do carbono equivalente, segundo a especificação da norma API 5L (2000).

A primeira equação quando aço possui conteúdo de carbono superior a 0,12% , considerada uma das fórmulas mais comuns empregadas para determinar a soldabilidade do aço e do  $C_{eq}$ , que é definida pelo IIW (*International Institute of Welding*), como:

$$C_{eq(IIW)} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2.2)$$

Na segunda equação, proposta por ITO & BESSYO (1968) apud SVENSSON (1994), a fórmula do carbono equivalente avalia o potencial do aço para formar trincas por hidrogênio, sendo denominada  $P_{cm}$  (*parameter cracking weld metal*), utilizada para aços que apresentam teor de carbono inferior a 0,12% em peso. Dada pela equação:

$$P_{cm} = C + \frac{(Mn + Cr + Cu)}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B \quad (2.3)$$

Por tanto, da mesma forma como acontece o cálculo do  $C_{eq}$ , a temperatura de preaquecimento necessária para a soldagem dos aços API, pode ser determinada por vários métodos. JONES & LUO (1990) propõem a fórmula de ITO & BESSYO para o cálculo da temperatura de preaquecimento mínima para a prevenção de trincas a frio, em função do parâmetro de trinca ( $P_w$ ) dado por:

$$P_w = P_{cm} + \frac{Hd}{60} + \frac{K}{4000} \quad (2.4)$$

**Sendo:**

$P_{cm}$  - weld metal cracking parameter;

$H_d$  – hidrogênio difusível do metal de solda;

$K = 66s$

$s$  = espessura da chapa (mm).

Por tanto, a formula para o calculo da temperatura de pré-aquecimento é dada por:

$$T_p = 1440P_w - 392(^{\circ}C) \quad (2.5)$$

Entre os diversos métodos utilizados para o cálculo da temperatura de preaquecimento baseados no valor  $C_{eq}$ , YURIOKA (2001) realizou uma comparação destes métodos, para os aços API X80. Este autor concluiu que os métodos da AWS e CEN são mais apropriados, não sendo necessária a utilização de temperatura de preaquecimento. Concluiu, também, que nos métodos *British Standard Institution* e CET o preaquecimento é necessário, sendo extremamente conservadores.

Por tanto, o cálculo da temperatura de preaquecimento necessária para evitar as trincas de hidrogênio nos aços ARBL, dependem de muitos fatores 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 juntas soldadas.

## **2.6 Ensaios para a avaliação de trincas induzidas pelo hidrogênio**

Existem diversos ensaios para avaliar a suscetibilidade do trincamento induzido pelo hidrogênio (TIH) em juntas soldadas. Estes ensaios foram desenvolvidos para avaliar uma região específica, zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de solda (MS),

O propósito dos ensaios para avaliação do TIH é determinar tanto os parâmetros de soldagem adequados como a temperatura de preaquecimento mínima necessária para reduzir o risco à formação de trincas na junta soldada. Outros fatores que também podem ser levados em

consideração são: o tipo de processo de soldagem, tipos de consumíveis, o metal base, entre outros.

Os ensaios para avaliar a suscetibilidade ao trincamento pelo hidrogênio podem ser classificados segundo dois aspectos: Testes de restrição externa (ou testes indiretos) e testes auto-restritivos (ou testes diretos). (SAWHILL JR.; DIX e SAVAGE, 1974).

Os **ensaios de restrição externa** caracterizam-se por possuir uma força aplicada externamente ao corpo de prova, simulando a tensão encontrada na solda (SAWHILL JR., DIX e SAVAGE, 1974). Estes testes permitem correlacionar a tensão aplicada com a formação de trincas na junta soldada. 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.

Para os **testes de auto-restrição** nenhuma carga externa é aplicada durante a avaliação, porém, as tensões se originam da própria montagem do corpo de prova, levando à formação de trincas. O nível de tensões internas da solda acontece devido às contrações térmicas e as tensões de transformação microestrutural geradas durante o processo de soldagem. (CHAKRAVARTI e BALA, 1989; VUIK, 1993). As contrações térmicas e as transformações microestruturais dependem tanto da energia de soldagem como da temperatura de preaquecimento, variando assim a taxa de resfriamento da junta soldada.

Os ensaios auto-restritivos têm a vantagem de poder avaliar a suscetibilidade ao trincamento tanto no metal de solda como na zona afetada pelo calor. As restrições geradas dependem da geometria do corpo prova, quanto da geometria do cordão de solda o que torna difícil distinguir qual destes é mais influente nos níveis de restrição. (CHAKRAVARTI e BALA, 1989; VUIK, 1993)

A Tabela 2.2 apresenta um resumo dos principais ensaios para avaliar as trincas induzidas pelo hidrogênio. Nesta tabela podem ser observados tanto os testes auto-restritivos quanto os testes com restrição externa em relação à localização das trincas.

**Tabela 2.2** – Principais ensaios para avaliação de trincas de hidrogênio em juntas soldadas (adaptado de MARIANETTI, 1998 e CARVAJAL FALS, 1999)

| <b>Teste</b>                                | <b>Restrição</b> | <b>Localização da trinca</b> |
|---|------------------|------------------------------|
| 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                | Auto-Restrição   | 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                           | Auto-Restrição   | ZAC / MS                     |

Dentre os testes auto-restritivos mais conhecidos, pode-se destacar o teste TEKKEN (*Y-Groove test*). Com este ensaio é possível avaliar a suscetibilidade de trincas induzidas pelo hidrogênio tanto no metal de solda (MS) como na zona afetada pelo calor (ZAC).

### 2.6.1 Ensaio TEKKEN

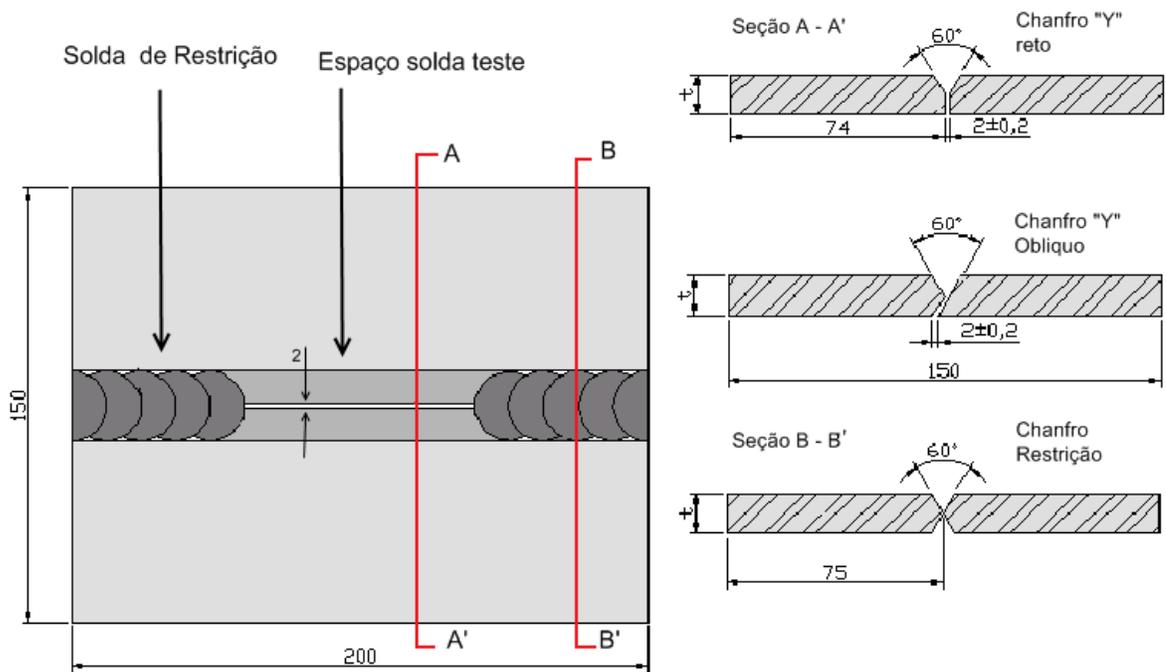
O ensaio TEKKEN (*Y-Groove Test*) é o teste de auto-restrição mais utilizado para a avaliação da suscetibilidade à formação de trincas a frio. Este ensaio caracteriza-se devido à alta restrição imposta pela geometria do chanfro. O teste TEKKEN foi desenvolvido no Japão pelo Instituto Ferroviário de Pesquisas Tecnológicas definido pela Norma Industrial Japonesa JIS Z-3158, (1993).

Uma das características da ampla utilização do teste TEKKEN, no estudo da suscetibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio em nosso trabalho, é sua facilidade de elaboração, versatilidade, baixo custo e boa reprodutibilidade (SUSUKI e TERASAKI, 1986 e LANCASTER, 1980). Este ensaio é aplicado na avaliação do estudo de trincas a frio em aços estruturais, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), e na relação dos procedimentos de soldagem.

O objetivo do ensaio Tekken é avaliar a suscetibilidade do trincamento induzido pelo hidrogênio tanto na zona afetada pelo calor (ZAC), como no metal de solda (MS). Esta avaliação pode ser feita mediante a variação da geometria do chanfro do corpo de prova do teste TEKKEN. Através deste teste, também se pode definir as melhores condições de soldagem, como a temperatura de preaquecimento e energia de soldagem imposta.

A variação da geometria dos corpos de prova está relacionada com a localização, início e propagação das trincas induzidas pelo hidrogênio. No caso da avaliação do trincamento induzido pelo hidrogênio na zona afetada pelo calor (ZAC), utiliza-se o chanfro em “Y” oblíquo, avaliando assim o metal base, enquanto, os corpos de prova do teste TEKKEN com chanfro “Y” reto avaliam as trincas a frio no metal de solda (MS). (ALCANTARA e ROGERSON, 1984)

Na Figura 2.8 são apresentadas as dimensões do corpo de prova (CP) do ensaio TEKKEN (1993), assim como os tipos de chanfro utilizados na avaliação da suscetibilidade ao TIH na junta soldada.



**Figura 2.8** - Dimensões do corpo de prova para o ensaio TEKKEN

Na Figura 2.8 pode se observar tanto as dimensões do teste, como os tipos de chanfros utilizados para a avaliação das trincas conforme a norma JIS Z 3158. Os corpos de prova apresentam dois tipos de soldas: solda de restrição e solda do teste TEKKEN. As soldas de restrição são depositadas, numa primeira etapa, para ambos os lados, com o cuidado de não causar deformação e evitar a abertura do chanfro teste. Segundo a norma, a abertura de raiz deve ser mantida em  $2 \pm 0,2$ mm.

No caso da solda do ensaio TEKKEN, é depositado um cordão de solda de 80mm de comprimento em um único passe, na parte central do corpo de prova. Passadas 48 horas, concluída a soldagem do cordão teste, efetua-se a inspeção e verificação de trincas superficiais e transversais. Para o cálculo destas trincas existem vários métodos que são descritos posteriormente no Capítulo 3, item 3.4.5.

Pode se considerar que a maior limitação deste ensaio é o fato de não avaliar os níveis de tensão imposta na solda. (LANCASTER, 1980 e ALCANTARA, 1982 e SUSUKI e TERASAKI, 1986). No entanto segundo LANCASTER (1980), a intensidade de restrição, é uma função da espessura da chapa e pode ser calculada pela equação:

$$R_y = \left\{ \begin{array}{l} 70t \rightarrow t \leq 40mm \\ 2800Kg / mm^2 \rightarrow t > 40mm \end{array} \right\} \quad (2.6)$$

Para espessuras de chapa menores ou iguais a 40 mm, a intensidade de restrição é dada pela multiplicação da espessura da chapa utilizada pelo número 70. Já para chapas de espessuras maiores que 40 mm, a intensidade de restrição pode ser considerada constante e igual a 2800 Kg/mm<sup>2</sup>, já que a espessura da chapa passa a não ter mais tanto efeito sobre a restrição. (LANCASTER, 1980)

Outros autores (KASUYA e YURIOKA, 1995) comentam que independentemente do teste, o efeito da intensidade de restrição na suscetibilidade de formação de trincas a frio se torna aproximadamente constante para chapas de espessuras maiores que 50 mm.

KASUYA e YURIOKA (1995) comprovaram que a espessura da chapa do Teste TEKKEN tem grande influência na suscetibilidade de formação de trincas a frio. Diminuindo a espessura da chapa de 25 mm para 10 mm, diminui-se a temperatura de preaquecimento necessária para que a chapa fique livre de trincas a frio, já que chapas de espessuras menores apresentam menores intensidades de restrição. Entretanto, para espessuras acima de 50 mm, a temperatura de preaquecimento é praticamente constante, já que a intensidade de restrição também se torna constante.

De acordo as especificações da norma JIS Z 3158 e, segundo a literatura, as principais características para a realização do ensaio TEKKEN, com o propósito de avaliar a suscetibilidade ao trincamento a frio, pode ser resumida na Tabela 2.3.

**Tabela 2.3** – Principais características do ensaio TEKKEN

|  |  |
|--|--|
| <b>Objetivo do Ensaio</b>                      | Adequação do teste TEKKEN para a avaliação de trincas em soldas de aço API X80                                   |
| <b>Tipo de Chanfro</b>                         | Chanfro “Y” reto: Metal de solda (MS)<br>Chanfro “Y” oblíquo: Metal base (ZAC)                                   |
| <b>Espessura do Corpo de prova</b>             | $t \geq 10\text{mm}$   |
| <b>Numero de amostras mínimas</b>              | 3 amostras por condição  |
| <b>Materiais</b>                               | Aços ARBL, aços estruturais  |
| <b>Duração do ensaio</b>                       | $\geq 48\text{h}$  |
| <b>Tensão</b>                                  | Tensões como resultado da deformação e auto-restrição  |
| <b>Localização das trincas</b>                 | Inicia das trincas na raiz de solda, podendo se propagar para a zac ou ms.                                       |
| <b>Identificação das trincas</b>               | Identificação visual, end, metalografia convencional   |
| <b>Fatores que influenciam no teste TEKKEN</b> | Preparação da junta, espessura do corpo de prova, temperatura de pré-aquecimento, insumo de calor, entre outros. |

Como pode ser observado na Tabela 2.3, a avaliação da junta soldada (ZAC ou MS), depende do tipo de chanfro utilizado. Assim como também se observa que existe um tempo e espessura mínimos para a avaliação das trincas de hidrogênio. Nota-se também, que a variação dos principais fatores que influenciam no teste TEKKEN, tais como temperatura de

preaquecimento e os parâmetros de soldagem podem alterar o nível de tensão imposto durante o ensaio.

## Capítulo 3

### 3. Materiais e Métodos

Neste capítulo são apresentados e descritos os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento deste trabalho. Baseado na literatura e nas normas disponíveis para soldagem buscou-se trabalhar com metodologias simples, tentando otimizar os procedimentos experimentais para uma boa realização e avaliação desta pesquisa.

Também é apresentado o planejamento experimental adotado, visando a verificação do número de amostras necessárias para os experimentos, de modo a obter resultados confiáveis e com boa reprodutibilidade.

#### 3.1 Metal base

O material utilizado neste estudo foi um aço de alta resistência e baixa liga API X80 especificado pela norma API 5L (2000). Este aço foi utilizado como metal base para estudar a susceptibilidade ao trincamento a frio da junta soldada. Sua composição química e propriedades mecânicas foram fornecidas pelo fabricante e são apresentadas na Tabela 3.1.

O aço API X80 é produzido mediante o processo de laminação controlada (TMCP – *Thermomechanical Controlled Process*) que pertence a um dos novos sistemas Nb-Cr-Mo, utilizados para a produção de aços ARBL no Brasil (KOJIMA, SAMPAIO e BOTT, 2002).

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

| <b>Composição Química</b> (% 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    | <i>Ceq</i><br>(Pcm) |
| 0,013                                 | 0,21 | 0,02 | 0,16  | 0,0035 | 0,0002 | 0,0014 | 0,01  | 0,16                |

| <b>Propriedades Mecânicas</b>         |  |                                 |                |
|---------------------------------------|--|---------------------------------|----------------|
| Limite de Escoamento – $L_E$<br>(MPa) | Limite de Resistência – $L_R$<br>(MPa) | Alongamento - $\epsilon$<br>(%) | Dureza<br>(HB) |
| 561                                   | 674                                    | 27                              | 206            |

Fonte: CONFAB

Nesta Tabela 3.1 pode-se observar o baixo conteúdo de carbono (0,04%) presente neste aço, assim como o valor do carbono equivalente (*Ceq*) de 0,16% que é uma das características principais destes aços, segundo os requisitos da norma API 5L (2000).

### 3.2 Metal de adição

A seleção dos arames tubulares utilizados como metais de adição baseou-se na condição conhecida como *undermatched*. Esta é uma técnica, usada na prática, para definir a utilização de metais de adição, com menor limite de escoamento e/ou resistência do que o metal base. Segundo LOUREIRO (2002) o uso da técnica *undermatched* é utilizada para a soldagem de aços ARBL com o propósito de minimizar a tendência de aparição de trincas induzidas por hidrogênio, reduzindo ou até evitando o uso de preaquecimento.

Os arames tubulares utilizados neste estudo foram selecionados baseados na literatura, (MILLE, HIETPAS e DEPUE, 2002) e (LOUREIRO, 2002) que recomendam a utilização de arames tubulares na condição *undermatched* quando o metal de base possui um limite de escoamento ( $L_E$ ) maior do que 485 MPa, ou seja, nessas condições é permitido utilizar arames tubulares com resistência menor que as do metal de base. Com base na técnica *undermatched*, foram selecionados os seguintes arames:

- Arame tubular autoprottegido (FCAW-S), de classificação E71T8-K6, nome de produto *Innershield NR-207*, código ED016312 e diâmetro 1,7 mm. (AWS A5.29-98)
- Arame tubular com proteção auxiliar de gás (FCAW-G), de classificação E71T-1, nome de produto *Outershield 71*, código ED012803 e diâmetro 1,6 mm. O gás de proteção utilizado para a soldagem foi o CO<sub>2</sub>, com vazão de 14 lt/min. (AWS, A5.20-95)

Para os diâmetros dos arames foram escolhidos os mais similares possíveis para facilitar uma melhor comparação das condições do ensaio TEKKEN. O ajuste dos parâmetros de soldagem, principalmente tensão e corrente de soldagem, são fortemente influenciados pelo diâmetro do eletrodo utilizado. As propriedades mecânicas e composição química dos arames tubulares foram fornecidas pelo fabricante e estão apresentadas na Tabela 3.2. A descrição geral destes arames se encontra disponível em <http://www.lincolnelectric.com>.

**Tabela 3.2** - Propriedades mecânicas e composição química dos arames tubulares

| <b>Propriedades Mecânicas</b>         |   |  |                      |                |       |      |      |      |
|---------------------------------------|---|--|----------------------|----------------|-------|------|------|------|
| Arame                                 | Limite de Escoamento-<br>L <sub>E</sub> (MPa) | Limite de Resistência-<br>L <sub>R</sub> (MPa) | Alongamento-ε<br>(%) | Dureza<br>(HB) |       |      |      |      |
| E71T8-K6                              | 420   | 525  | 25                   | 159            |       |      |      |      |
| E71T-1                                | 558   | 607  | 27                   | 185            |       |      |      |      |
| <b>Composição Química (% em peso)</b> |   |  |                      |                |       |      |      |      |
| 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 | -    | -    | -    |

Fonte: LINCOLN ELECTRIC

Na comparação entre a Tabela 3.2 e a Tabela 3.1, pode-se observar que o valor da porcentagem de carbono (0,04%) nos dois arames é o mesmo que do metal base. Entretanto, as propriedades mecânicas dos arames são inferiores às do metal base.

### 3.3 Equipamentos para a soldagem

Para a realização da soldagem dos corpos de prova do teste TEKKEN, utilizou-se a bancada de ensaios do laboratório de soldagem do Departamento de Engenharia de Fabricação da UNICAMP, com os seguintes equipamentos:

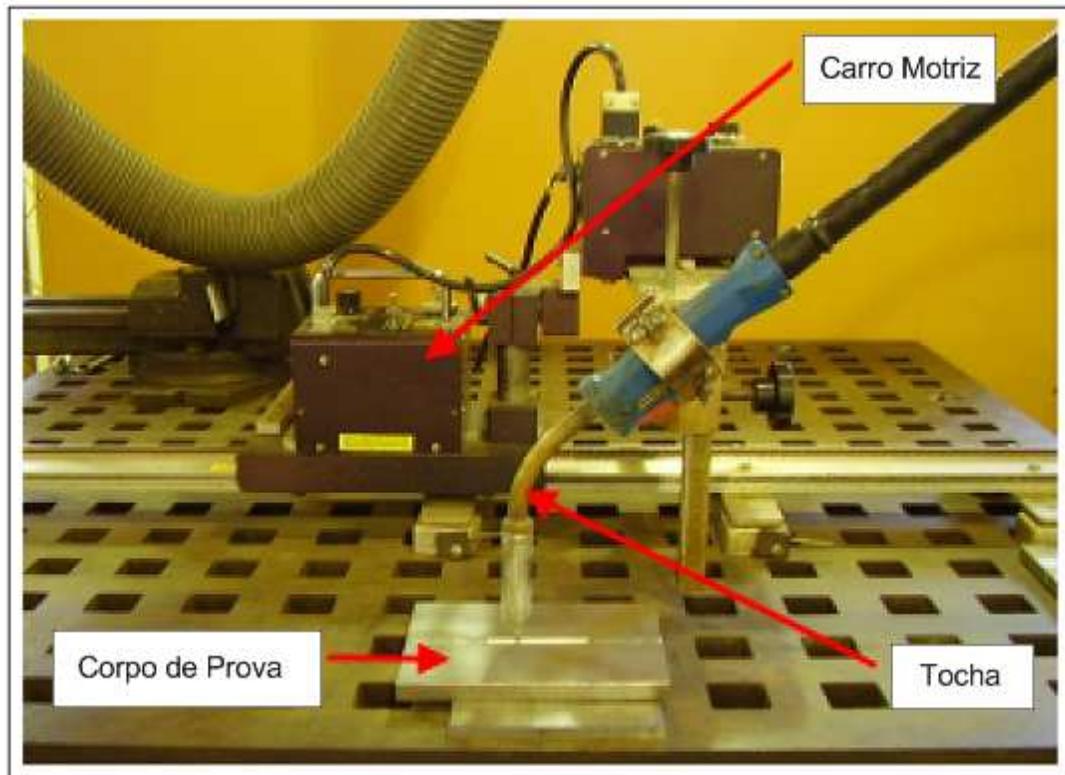
- Fonte de energia microprocessada, multiprocesso e sinérgica modelo MTE Digitec 600, desenvolvida e fabricada pelo Laboratório de Soldagem e Mecatrônica da Universidade Federal de Santa Catarina (LABSOLDA/UFSC). A fonte trabalha com intensidade de corrente máxima de 600 A, com fator de trabalho de 100% (IMC, 2001). A operação deste equipamento é realizada através do painel de controle remoto micro processado, por meio do qual são realizados a seleção dos processos e o ajuste das variáveis de soldagem. Acompanhando este equipamento tem-se um cabeçote de alimentação de arame designado STA-20D, e uma tocha refrigerada a água, modelo MB 501D com diâmetro de arame utilizável de 1 a 2,4 mm;
- Sistema de aquisição de dados computadorizado utilizado para o monitoramento e aquisição do ciclo térmico constituído de uma placa A/D e do Software *Aqdados 7.0* da *Lynx Technology*.

A Figura 3.1 mostra a fonte de energia utilizada e o sistema de aquisição de dados *Aqdados 7.0* utilizados para a realização e soldagem dos corpos de prova do ensaio TEKKEN.



**Figura 3.1** – Fonte de Energia e sistema de aquisição de dados.

- Um sistema eletromecânico (carro motriz), BUG-O SYSTEM, modelo 5302, usado para o controle da velocidade de soldagem e o controle da distância bico de contato-peça (DBCP), mostrado na Figura 3.2.



**Figura 3.2** – Equipamento utilizado para o controle da velocidade de soldagem e manutenção da DBCP

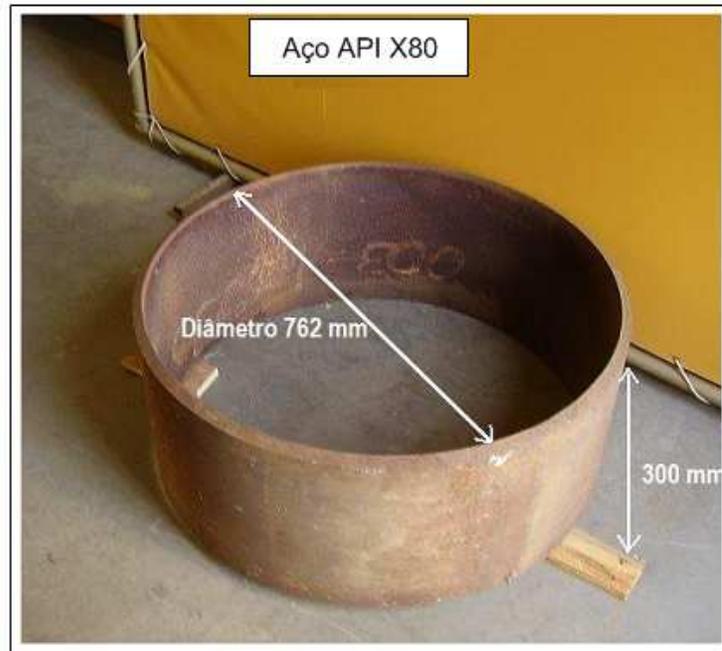
Na Figura 3.2 podem ser observados também a tocha de soldagem utilizada nos ensaios e o corpo de prova do ensaio TEKKEN.

### **3.4 Metodologia do ensaio TEKKEN**

O ensaio TEKKEN descrito no item 2.6.1 é um ensaio de auto-restrição, utilizado para a avaliação da suscetibilidade à formação de trincas induzidas pelo hidrogênio (TIH) em juntas soldadas. Neste ensaio verifica-se a ocorrência de trincas a frio tanto no metal de solda (utilizando-se um chanfro “Y” reto para a solda teste), como na zona afetada termicamente (utilizando-se um chanfro “Y” oblíquo para a solda teste). (JIS Z 3158 e ALCANTARA, 1982).

### 3.4.1 Preparação dos corpos de prova do ensaio TEKKEN

A preparação dos corpos de prova foi executada em duas etapas, numa primeira etapa o aço foi recebido na forma de anéis com dimensões de 762mm de diâmetro, 300mm de largura e 15,8 mm de espessura, conforme pode ser observado na Figura 3.3.

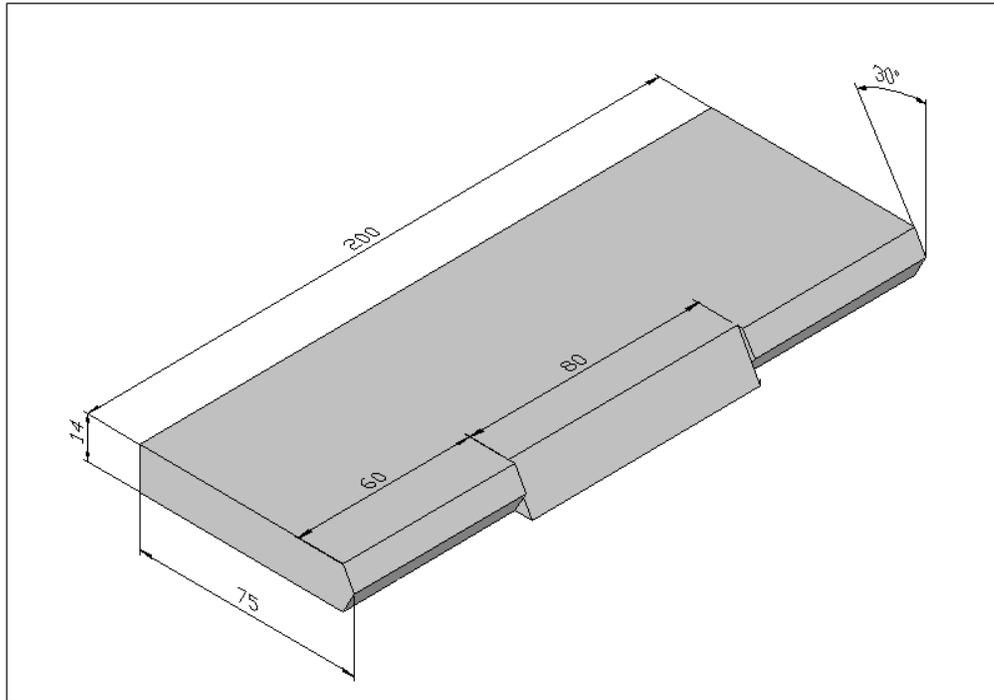


**Figura 3.3** – Material base: aço API X80

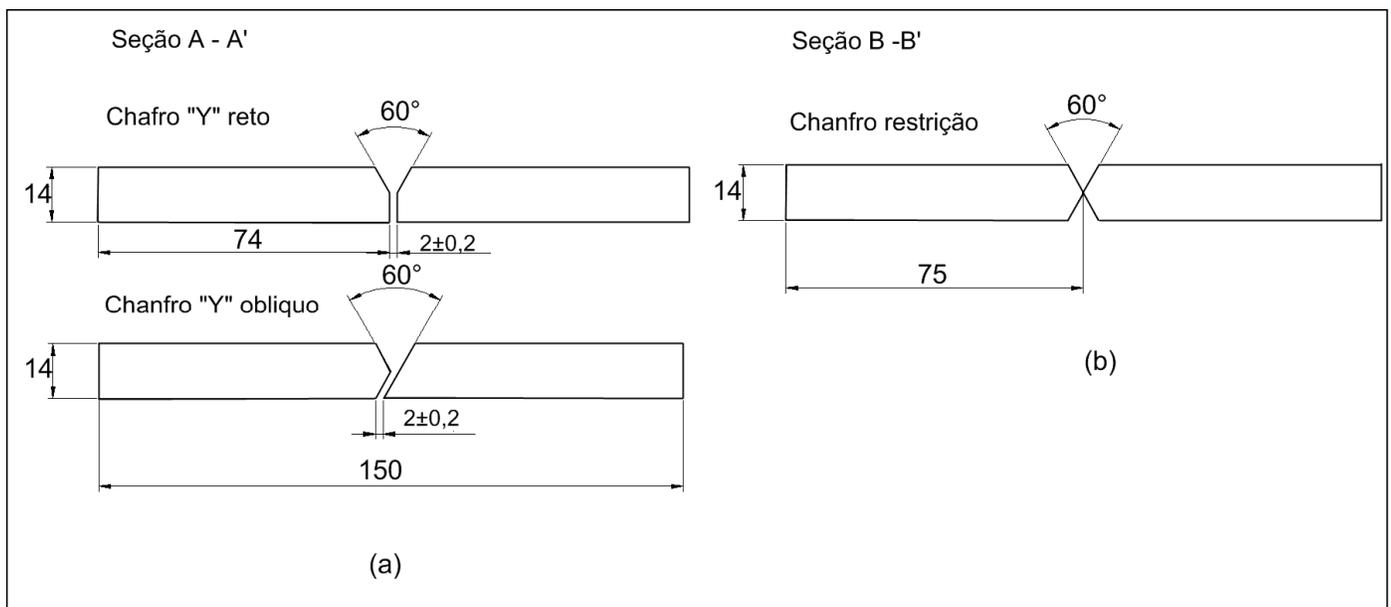
Após do recebimento dos anéis, mostrados na Figura 3.3, foram preparados os corpos de prova para o ensaio TEKKEN, segundo as especificações da norma JIS Z 3158. Para os cortes dos anéis utilizou-se um equipamento de corte por plasma, seguido de uma serra mecânica.

Para a realização do ensaio TEKKEN foram confeccionados dois tipos de corpos de prova. O primeiro corpo de prova foi realizado com chanfro “Y” reto com o objetivo de avaliar o trincamento induzido pelo hidrogênio no metal de solda (MS). O segundo tipo de corpo de prova foi realizado com chanfro “Y” oblíquo objetivando avaliar o trincamento na ZAC (JIS Z 3158). A confecção dos corpos de prova realizou-se através do processo de usinagem convencional atingindo as dimensões de 200 mm de comprimento, 75 mm de largura, 14 mm de espessura e um

ângulo do chanfro de  $60^\circ$  de acordo as especificações da norma TEKKEN (JIS Z3158). Na Figura 3.4 são observadas as dimensões do corpo de prova, e na Figura 3.5 se observa os chanfros utilizados na execução dos experimentos.



**Figura 3.4** – Dimensões do corpo de prova do ensaio TEKKEN



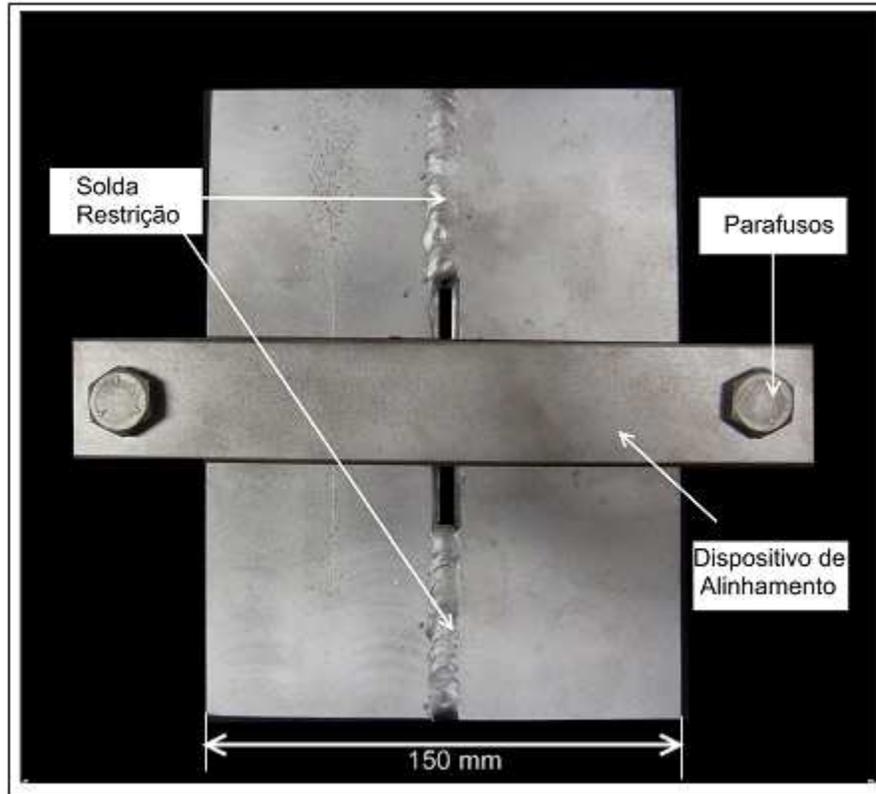
**Figura 3.5** - (a) Chamfro “Y” reto e oblquo para solda do teste, (b) chamfro para solda de restrição.

### 3.4.2 Montagem e solda de auto-restrição

Após o corte e usinagem, os corpos de prova do ensaio TEKKEN foram limpos através de jateamento com microesferas de vidro com granulometria de 105-210  $\mu\text{m}$ . Para isso foi utilizado um jateador marca Nortof – Modelo SV-600. Após o jateamento, os blocos foram limpos com ar comprimido e álcool.

Este 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 corpos de prova, além de retirar as camadas de óxido, graxas e qualquer outra sujeira que pode provocar uma variação no nível de hidrogênio difusível presente na junta soldada e, conseqüentemente, alterar os resultados dos ensaios (GRONG, 1994).

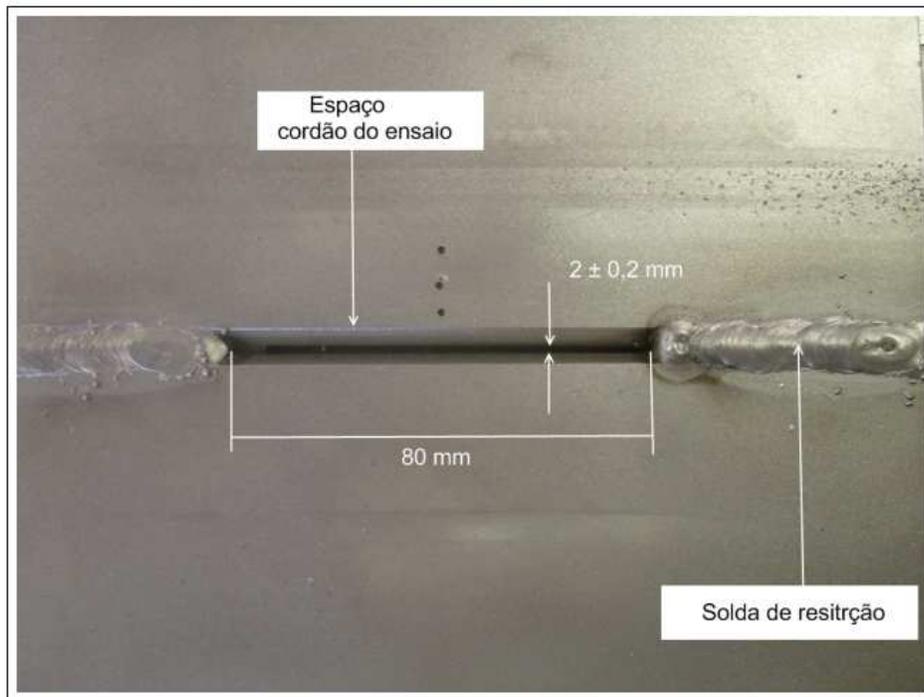
Para a montagem dos corpos de prova do ensaio TEKKEN é necessária a realização das soldas de restrição na extremidade dos corpos de prova. Para tanto, fez-se necessária a construção de um dispositivo de fixação, com o objetivo principal de garantir o alinhamento e evitar as distorções causadas pela soldagem. A norma é bastante rígida quanto às dimensões de abertura da raiz, portanto tomou-se o cuidado de manter a abertura de separação de  $2 \pm 0,2\text{mm}$  entre as chapas do ensaio. A Figura 3.6 mostra o dispositivo usado durante as soldas de restrição, formado por duas peças metálicas de aço 1020 e dois parafusos com porca.



**Figura 3.6** – Dispositivo para montagem e alinhamento dos corpos de prova

As soldas de restrição foram depositadas em ambos os lados do corpo de prova, usando o processo MIG/MAG com um eletrodo sólido de 1,2mm de diâmetro. Nesta etapa tomou-se cuidado de não causar nenhuma deformação no corpo de prova, evitando que as dimensões e abertura de raiz e do chanfro se alterassem durante a soldagem, assim como também evitar a falta de penetração durante a solda de restrição. Depois de efetuar a solda de restrição, deixou-se resfriar o corpo de prova à temperatura ambiente e, posteriormente, retirou-se o dispositivo de fixação.

Para garantir que a separação do corpo de prova e o ângulo do chanfro estivessem de acordo com as especificações na norma do teste TEKKEN. A tolerância de separação máxima permitida foi de  $2\text{mm} \pm 0,2\text{mm}$ . Na Figura 3.7 apresenta-se a distância de separação descrita anteriormente.

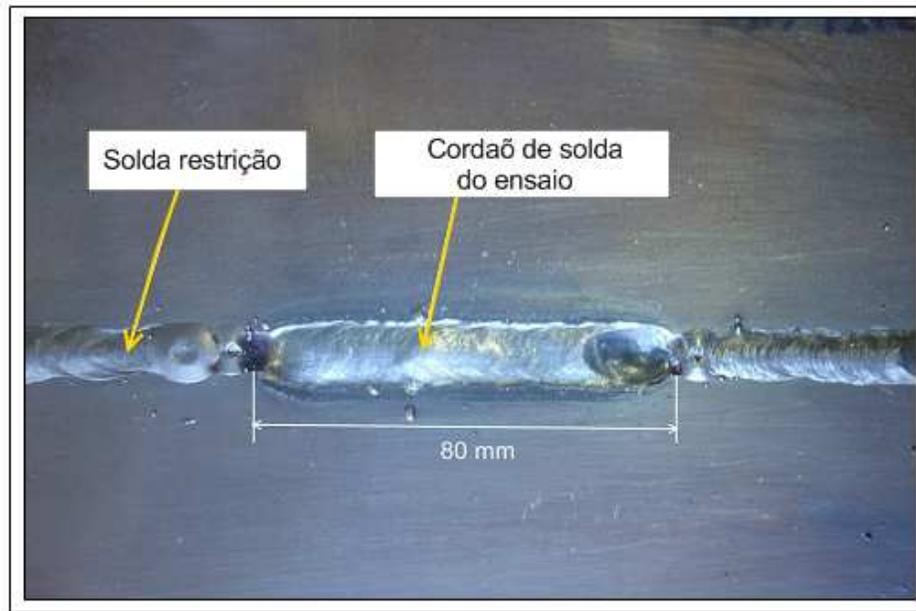


**Figura 3.7** - Separação do corpo de prova do teste TEKKEN

### 3.4.3 Execução do ensaio TEKKEN

Após a realização das soldas de restrição descritas no item 3.4.2, iniciou-se a soldagem do cordão de solda do ensaio TEKKEN. O processo utilizado na execução do teste foi o processo de soldagem de arco com eletrodo tubular (FCAW), com dois diferentes arames tubulares. A determinação dos parâmetros de soldagem serão apresentados no Capítulo 4 item 4.1.1

A execução da soldagem do ensaio TEKKEN consistiu em depositar no meio do corpo de prova, um cordão de solda de aproximadamente 80 mm de comprimento, em um único passe na posição plana. Os cordões de solda do ensaio foram depositados da mesma forma tanto para os corpos de prova à temperatura ambiente quanto os preaquecidos. Para a realização do cordão de solda do ensaio TEKKEN utilizou-se um sistema eletromecânico, com o propósito de controlar a velocidade de soldagem e a distancia de contato bico à peça (DBCP). Na Figura 3.8 pode se observar o cordão de solda do ensaio TEKKEN depositado no meio do corpo de prova às soldas de restrição.



**Figura 3.8** – Cordão de solda do ensaio TEKKEN depositado no meio do CP e soldas de restrição

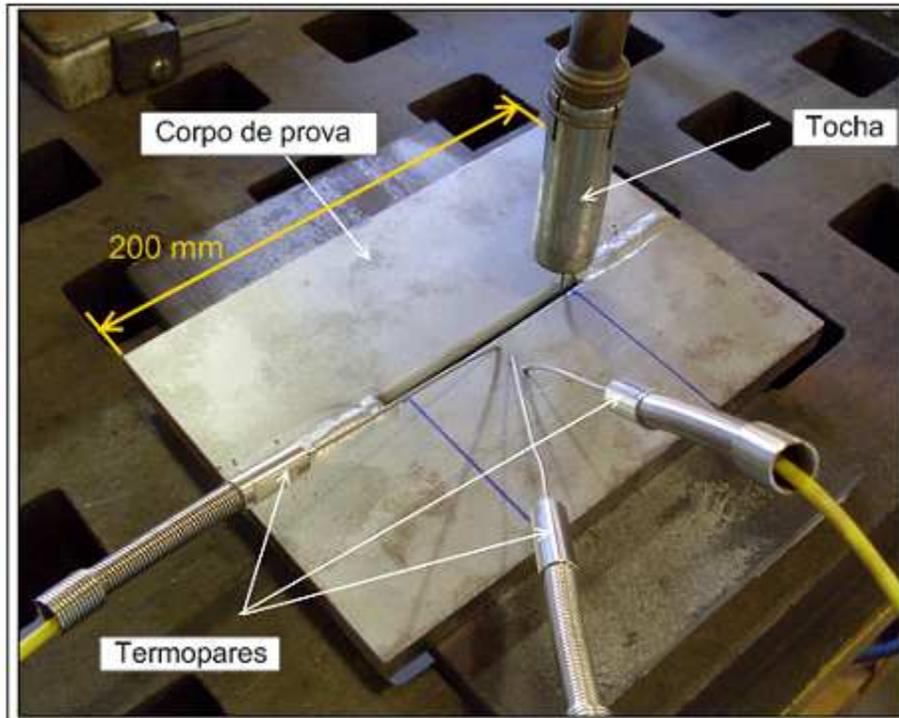
Seguindo as normas do teste TEKKEN, após a soldagem do cordão de solda, os corpos de provas eram resfriados ao ar durante o tempo de 48 horas, sobre a bancada de ensaio.

#### **3.4.4 Preaquecimento e ciclo térmico**

O preaquecimento dos corpos de prova foi realizado num forno modelo MC-2 marca EDG *Equipamentos e Controles* a uma temperatura de 200°C, em seguida foram retirados do forno e resfriados até a temperatura de 100°C quando eram soldados. Nesta etapa do trabalho as temperaturas eram controladas através do auxílio de um termômetro portátil de infravermelho, modelo RP, que era colocado próximo às superfícies dos corpos de prova. O preaquecimento realizado foi executado para alguns corpos de prova, conforme o planejamento experimental que será descrito no item 3.6.

O monitoramento e aquisição dos ciclos térmicos, impostos na junta soldada durante a soldagem, foram obtidos por um sistema composto por um microcomputador Pentium, um programa (software) *AqDADOS* da *Lynx Technology* com uma placa de conversão A/D (CAD 1232). Foram utilizados termopares tipo K (Cromo-Alumel), com diâmetro de 1,5 mm e 200 mm de comprimento. O registro da temperatura foi obtido diretamente durante a soldagem. Em cada

corpo de prova foram fixados três termopares a uma distancia de 4mm, 8mm, e 12mm do meio do cordão de solda, conforme se apresenta na Figura 3.9. As distâncias foram selecionadas com o propósito de atingir as três regiões da junta soldada (MS, ZAC, e MB).

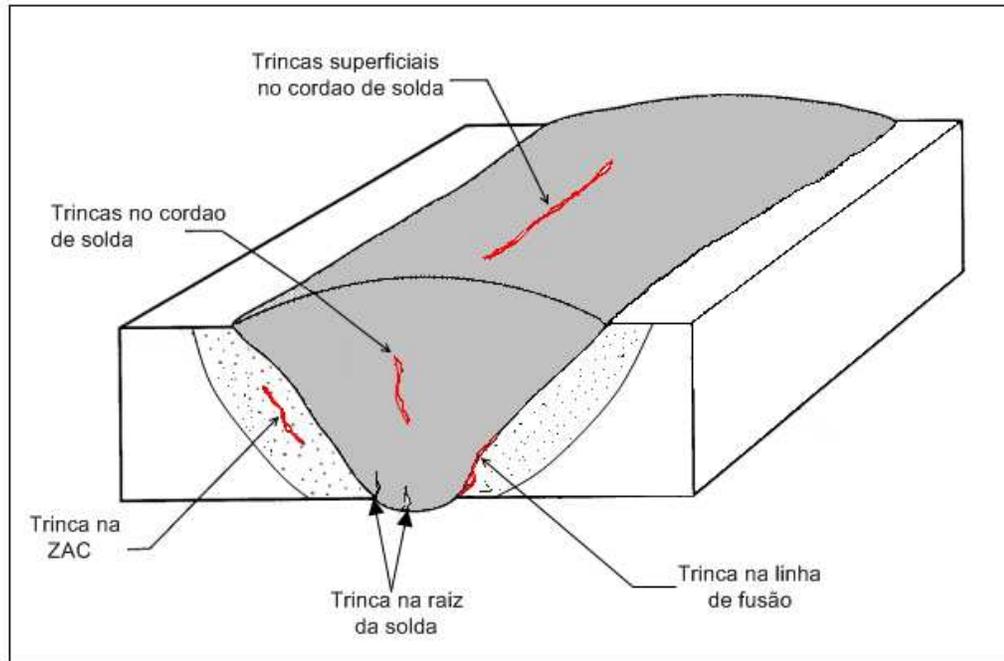


**Figura 3.9** – Posicionamento dos termopares no corpo de prova TEKKEN

### **3.4.5 Avaliação e porcentagem de trincas**

Passadas 48 horas após a soldagem, realizaram-se a inspeção e a verificação da presença ou não de trincas superficiais e transversais. As trincas superficiais são encontradas sobre o cordão de solda e as trincas transversais são encontradas principalmente na seção transversal do cordão, na raiz da solda e na zona afetada pelo calor (ZAC).

Na Figura 3.10 pode se observar, de maneira ilustrativa, as principais trincas encontradas tanto no metal de solda quanto na zona afetada pelo calor.



**Figura 3.10** – Localização das trincas de hidrogênio na junta soldada

Para complementar e garantir a inspeção visual dos cordões do ensaio realizou-se também uma análise com líquidos penetrantes. As superfícies dos corpos de prova foram limpas com um pano embebido em solvente. O líquido penetrante vermelho foi pulverizado sobre os corpos de prova e, após 8 minutos, foi retirado com água. As superfícies foram secas com ar quente e em seguida foi aplicado o revelador. Depois de um tempo mínimo de 15 min. os corpos de prova eram expostos a luz comum, para que as trincas fossem reveladas.

Após a avaliação com líquidos penetrantes, realizou-se uma inspeção e análise visual do cordão de solda com ajuda de um estereoscópio modelo *Olympus*, com um aumento de até 20 vezes e utilizando iluminação auxiliar.

As medições feitas das trincas superficiais foram quantificadas através da equação 3.1 conforme as especificações da norma JIS Z 3158. De acordo com esta equação 3.1, a porcentagem das trincas superficiais ( $C_I$ ) é igual à somatória dos comprimentos das trincas superficiais ( $\Sigma L$ ), dividido entre o comprimento do cordão teste ( $L$ ).

$$C1 = \frac{\sum L}{L} * 100\% \quad (3.1)$$

**Sendo:**

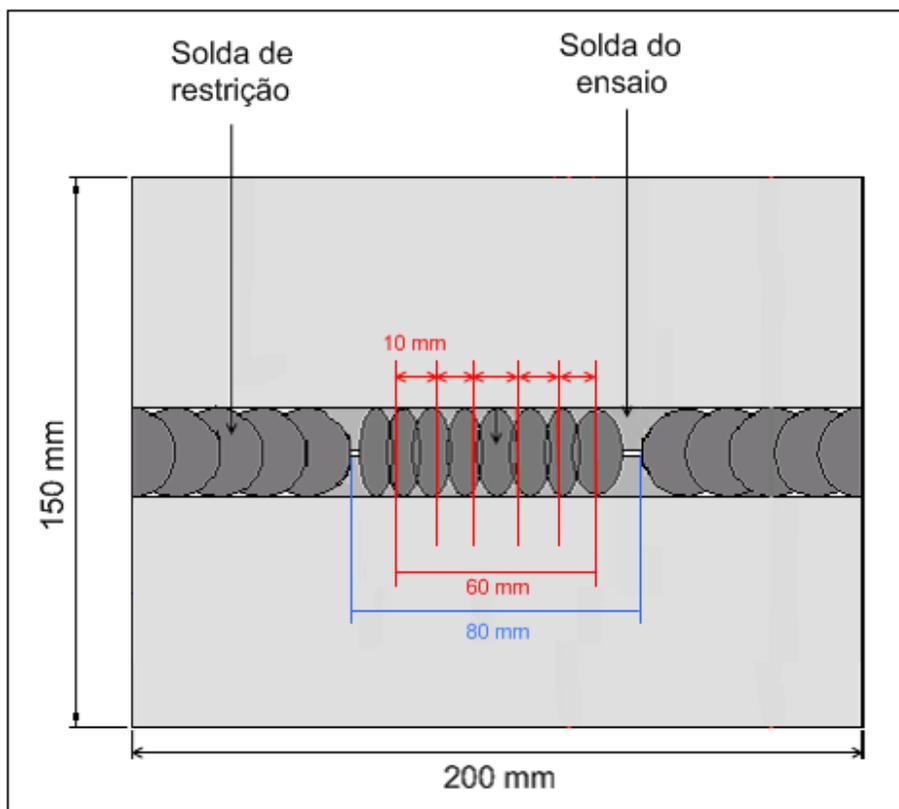
$C1$  : Trincas Superficiais (%)

$L$  : Comprimento do cordão de teste (mm)

$\sum L$  : Soma dos comprimentos das trincas superficiais. (mm)

Para a avaliação das trincas transversais retirou-se do meio do corpo de prova o cordão de solda do ensaio TEKKEN de 80 mm de comprimento. O cordão de solda do teste TEKKEN obtido foi cortado transversalmente, de forma de se obter seis amostras de 10 mm cada. Os cortes foram realizados através de um equipamento “cutt-off” marca *Presi Mecatome*, modelo *OS 250*.

Segundo a norma do ensaio TEKKEN, as duas amostras restantes do cordão teste localizadas no início e no final do cordão foram descartadas, reduzindo assim a seção útil a 60 mm (seis amostras). Na Figura 3.11 podem ser observados de maneira esquemática, os cortes realizados no cordão de solda.



**Figura 3.11** – Corpo de prova TEKKEEN cortado para análise das trincas a frio

A preparação das amostras para a verificação das trincas transversais realizou-se por metalografia convencional. O ataque utilizado para a medição da área foi Nital 10%.

Para a quantificação das trincas transversais utilizou-se o método de Coeficiente Médio de Trincas (CMT) (JIS Z3158). Este coeficiente é uma relação entre a somatória das áreas transversais do metal de solda  $\sum A(\text{mm}^2)$  e a somatória do comprimento real das trincas  $\sum L$  (mm), dada pela equação (3.2). O cálculo do CMT foi feito para todas as amostras utilizadas neste estudo para os dois tipos de chanfro (reto e oblíquo) e as duas energias de soldagem (1,0 kJ/mm e 2,0 kJ/mm) e os diferentes arames tubulares utilizados.

$$CMT = \frac{\sum L}{\sum A} \quad (3.2)$$

**Sendo:**

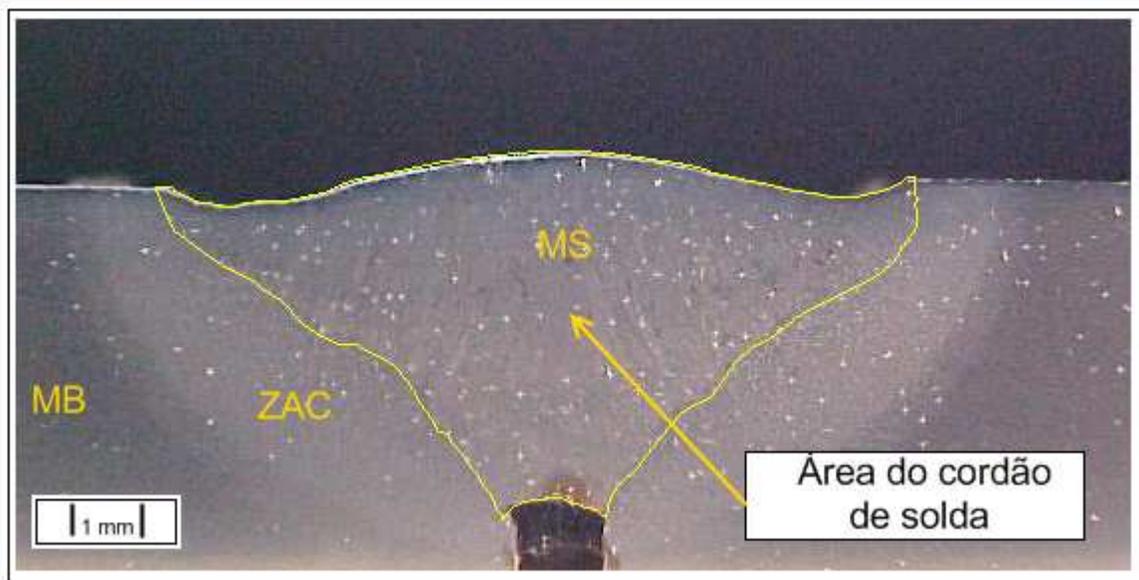
*CMT* : Coeficiente Médio de Trincas

$\Sigma L$  : Somatória do comprimento real das trincas (mm)

$\Sigma A$  : Somatórias das áreas transversais do metal de solda (mm<sup>2</sup>)

Para fazer a medição da área total e do comprimento das trincas encontradas nas seções transversais, utilizou-se uma máquina digital, modelo *MVC-FD73* da marca *SONY* e o software *AutoCAD 2004*.

A Figura 3.12 ilustra a imagem representativa de um cordão de solda com a região contornada no *AutoCAD*.



**Figura 3.12** - Cordão de solda com as regiões contornadas no *AutoCAD* para o cálculo da área.

### 3.5 Ensaios complementares

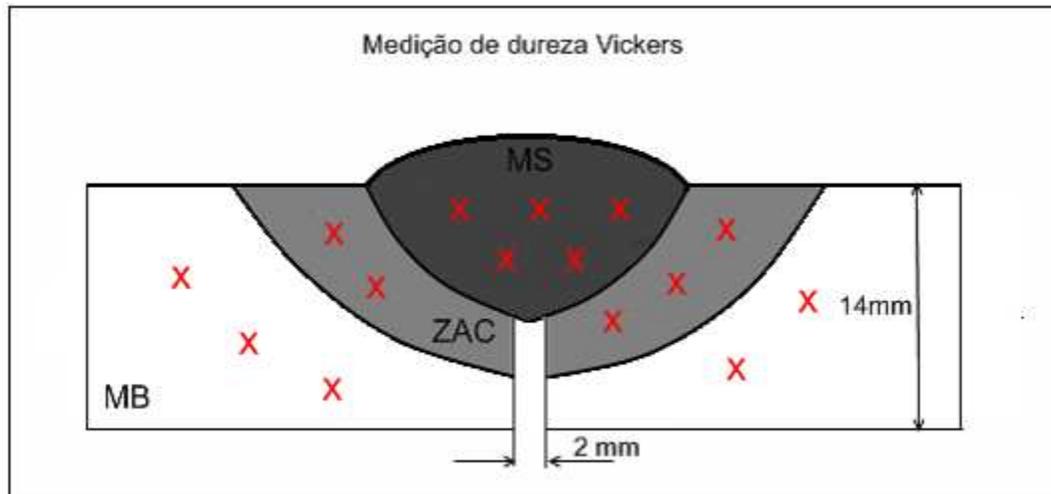
Para fundamentar melhor a análise e discussão dos resultados obtidos no ensaio *TEKKEN*, realizou-se os seguintes ensaios:

- Análise Microestrutural
- Medidas de dureza
- Medida do teor de hidrogênio residual nos cordões de solda e no aço API X80

A caracterização microestrutural da junta soldada foi realizada em todas as condições utilizadas neste trabalho. As amostras foram preparadas por metalografia convencional, o acabamento final foi realizado com feltro e pasta de diamante até a granulometria de 1 $\mu$ m. Para a observação metalográfica foi utilizado um ataque com Nital 2%. Adotou-se a microscopia ótica como técnica para a identificação dos microconstituintes presentes na junta soldada. Para tanto, foi utilizado o microscópio ótico (MO), modelo DMILM da *LeiKa* do Departamento de Engenharia de Fabricação da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP.

Para as medições de dureza foi utilizado um medidor de dureza Vickers/Brinell, modelo HPD250, marca HECKERT-WPM, equipado com um penetrador piramidal de diamante com base quadrada e 5 kgf. de carga, conforme previsto pela norma ASTM-E384(1999). O tempo de permanência da carga foi de 15 segundos para cada medição. A preparação dos corpos de prova para a análise da dureza seguiu o mesmo procedimento metalográfico utilizado para a realização das macrografias.

As medições de dureza foram realizadas como parte da caracterização das seções transversais da junta soldada (MS, ZAC e MB). As medidas foram realizadas com 5 repetições em cada região da junta. A Figura 3.13, apresenta de forma esquemática, como foram realizadas as medições para cada região da junta.



**Figura 3.13** – Medição de dureza Vickers nas regiões da junta soldada. Carga 5 kgf.

Foi analisado o conteúdo de hidrogênio residual tanto no cordão de solda, para os diferentes eletrodos, quanto para o metal base (aço API X80). O teor de hidrogênio residual 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). Os resultados das análises de hidrogênio residual são apresentados no anexo I.

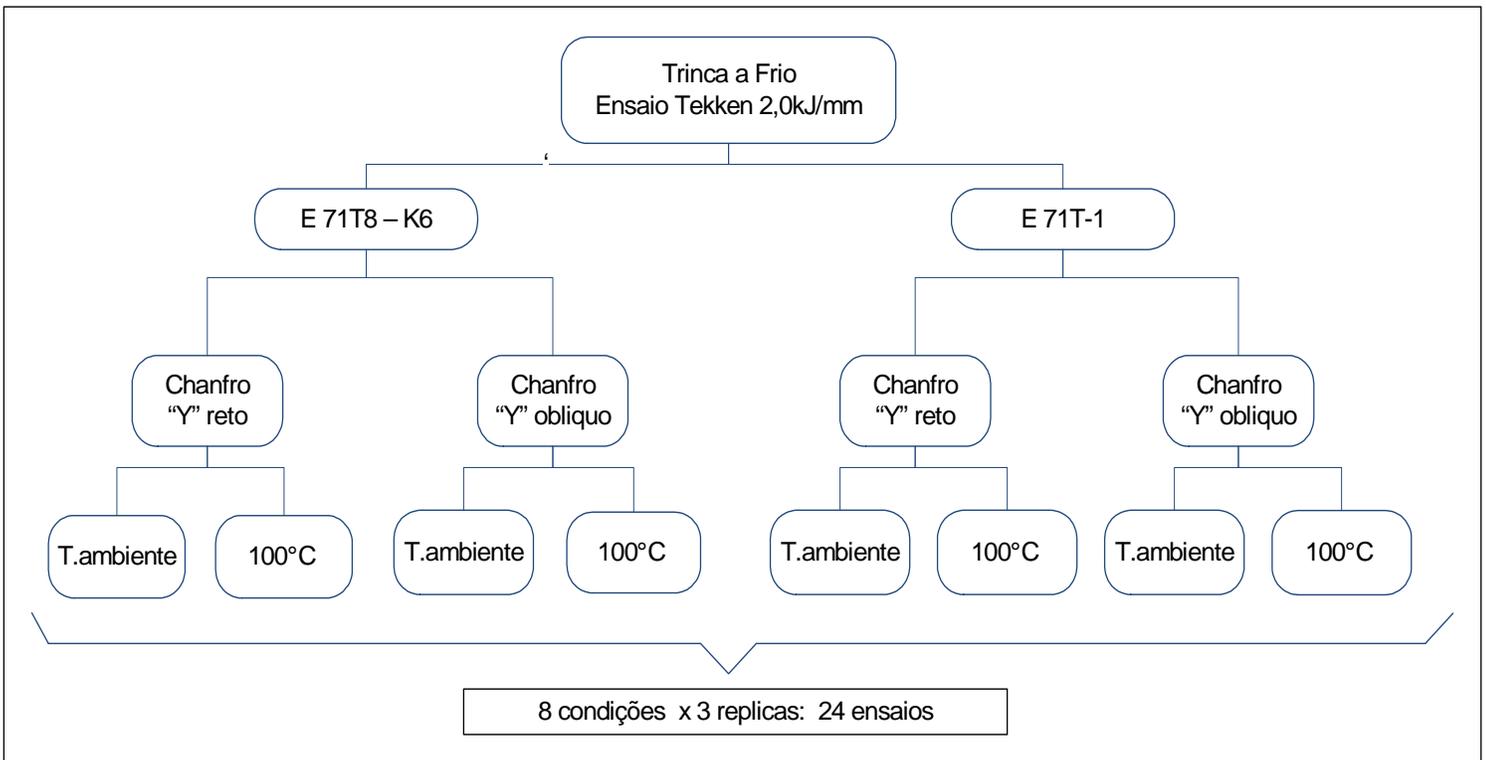
### 3.6 Planejamento experimental

O Planejamento Fatorial (PF) foi adotado para definir o delineamento dos experimentos desta pesquisa. Foram adotados dois planejamentos de acordo com o insumo de calor utilizado na junta soldada. O formato do primeiro planejamento adotado para este trabalho foi o (PF) 23 com uma energia de soldagem igual a 2,0 kJ/mm. Neste planejamento são preestabelecidos três fatores com dois níveis, ou seja, três variáveis de influência, com dois níveis cada uma. (MONTGOMERY,1996)

As variáveis de influência estudadas nesta primeira etapa foram: a temperatura de preaquecimento, o tipo de arame tubular e o tipo de chanfro utilizado. A variável de resposta estudada foi a presença e porcentagem de trincas na junta soldada, este desenvolvimento experimental foi realizado de acordo com a seguinte estrutura:

- Planejamento Fatorial (PF)  $2^3$  – total de 8 ensaios.
- Variáveis de Influência: 2 Tipos de arame tubular (E 71T8-K6 e E 71T-1);  
     2 Tipos de chanfro (reto e oblíquo).  
     2 Temperaturas (T. ambiente e 100°C)
- Variável de resposta – Presença e porcentagem de trincas de hidrogênio na junta soldada.

A Figura 3.14 apresenta um fluxograma esquematizando o primeiro planejamento experimental adotado.

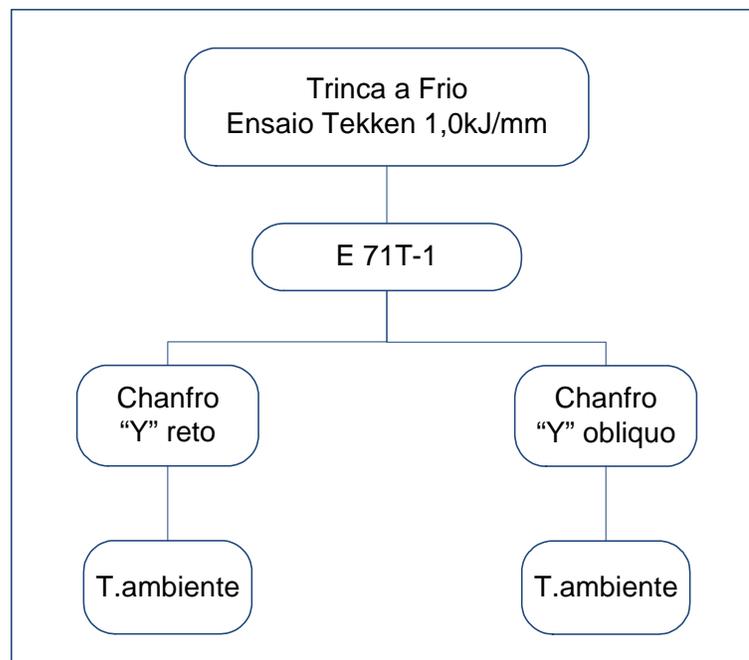


**Figura 3.14** – Representação esquemática do primeiro planejamento experimental para avaliar TIH na junta soldada

Este planejamento experimental apresentou um número de 8 condições, produto dos dois níveis das três variáveis de influência. Para cada condição foram realizadas 4 réplicas, gerando assim um total de 24 ensaios.

O segundo planejamento experimental adotado neste trabalho foi baseado a partir dos resultados do primeiro planejamento, onde não se encontrou a presença de trincas de hidrogênio. Neste segundo planejamento foi utilizada uma energia de soldagem definida em 1,0 kJ/mm. Esta menor energia de soldagem foi utilizada com o propósito de aumentar o grau de restrição da junta soldada, devido à maior taxa de resfriamento imposta durante o ensaio.

Estes experimentos foram executados à temperatura ambiente para o arame tubular com proteção a gás E 71T-1, utilizando os dois tipos de chanfro (chanfro “Y” reto e oblíquo). A Figura 3.15 apresenta o fluxograma utilizado.



**Figura 3.15** – Representação esquemática do segundo planejamento experimental para avaliar TIH na junta soldada

Neste segundo planejamento foram executadas 3 replicas para cada tipo de chanfro, gerando assim 6 ensaios.

## **Capítulo 4**

### **4. Resultados e Discussões**

Para facilitar o entendimento os resultados obtidos neste trabalho são apresentados em dois itens: Resultados Preliminares e Resultados Definitivos.

No item resultados preliminares são definidas e discutidas as variáveis de influência que deram sustentação à obtenção e discussão dos resultados definitivos.

Nos resultados definitivos é apresentada e discutida a influência das variáveis adotadas para os dois planejamentos propostos nesta pesquisa.

#### **4.1 Resultados preliminares**

Neste item são definidos experimentalmente os parâmetros de soldagem mais adequados para o preenchimento dos chanfros dos corpos de prova do teste TEKKEN. Estes parâmetros serão utilizados para a execução do teste TEKKEN no estudo do trincamento a frio em soldas do aço API X80, quando soldados com os arames tubulares E 71T-1 com 1,6 mm de diâmetro e o E 71T8-K6 com 1,7 mm de diâmetro respectivamente, conforme descrito no Capítulo 3, item 3.1.2.

A otimização destas condições de soldagem iniciou-se a partir das recomendações do fabricante dos eletrodos e catálogos (Welding Handbook – AWS, 1991), como também a partir de outras experiências realizadas pelo grupo de soldagem da FEM/UNICAMP. (SILVA e TREVISAN, 2005)

Os experimentos foram realizados em passe único, na posição plana, utilizando o corpo de prova do ensaio TEKKEN com chanfro “Y” reto, de acordo as especificações da norma JIS Z3158 (1993). Para que as condições de soldagem de cada arame pudessem ser comparadas, utilizaram-se alguns parâmetros de controle, que serão posteriormente descritos no item 4.1.1.

Por fim, ainda nos resultados preliminares, faz-se uma análise e discussão da morfologia dos cordões obtidos com as diferentes condições de soldagem para os diferentes arames utilizados, tanto a temperatura ambiente como preaquecidos a 100°C.

#### **4.1.1 Parâmetros de soldagem**

As condições de soldagem foram definidas de forma a se obter um arco estável, com cordões de solda homogêneos e com boa qualidade superficial, assim como preencher de forma adequada os corpos de prova do teste TEKKEN.

Baseados nas diferenças de diâmetro e características peculiares dos eletrodos e, com o propósito de facilitar uma posterior comparação das condições do experimento, utilizou-se, como parâmetros de controle para a soldagem do aço API X80 com diferentes arames tubulares, a mesma energia de soldagem e a mesma constante de deposição. Durante todos os experimentos esses parâmetros foram mantidos constantes, para evitar a influência de qualquer variação dos parâmetros de soldagem na absorção de hidrogênio pela poça de fusão e, conseqüentemente, nas características do TIH.

A energia de soldagem ( $E_s$ ), conforme descrita no Capítulo 2, item 2.3.2, foi definida e mantida constante durante todos os experimentos desta etapa em 2,0 kJ/mm, esta energia foi calculada conforme a equação (4.1).

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

Sendo:

***E<sub>s</sub>*** : Energia Nominal de Soldagem [kJ/mm]

***U*** : Tensão do Arco [V]

***I*** : Corrente de soldagem [A]

***V<sub>s</sub>*** : Velocidade de Soldagem [mm/min]

A constante de deposição ( $K_d$ ) foi outro parâmetro de controle que também foi mantido constante, este parâmetro foi calculado através da relação da velocidade de alimentação do arame e a velocidade de soldagem, conforme é mostrada na equação 4.2. Assim, as velocidades de soldagem e de alimentação dos arames foram fixadas em 150 mm/min e 3,5 m/min, respectivamente, resultando em  $K_d = 23,33$ .

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

**Sendo:**

***K<sub>d</sub>***: Constante de deposição;

***V<sub>a</sub>***: Velocidade de alimentação do arame (mm/min);

***V<sub>s</sub>***: Velocidade de soldagem (mm/min).

A Tabela 4.1 apresenta os parâmetros de soldagem definidos para os dois tipos de arame tubular, tendo como valores fixos: a energia de soldagem e a constante de deposição. Foram variadas a corrente de soldagem, a tensão do arco e a distância bico contato peça (DBCP). Os parâmetros de soldagem apresentados foram utilizados para a execução dos corpos de prova do ensaio TEKKEN à temperatura ambiente e preaquecidos a 100°C.

**Tabela 4.1** - Parâmetros de soldagem para os diferentes arames tubulares

(AWS E 71T-1 e E 71T8-K6)

| <b>Arame</b> | <b>I</b><br><b>(A)</b> | <b>U</b><br><b>(V)</b> | <b>Va</b><br><b>(m/min)</b> | <b>Vs</b><br><b>(mm/min)</b> | <b>DBCP</b><br><b>(mm)</b> | <b>Es</b><br><b>(kJ/mm)</b> |
|--------------|------------------------|------------------------|-----------------------------|------------------------------|----------------------------|-----------------------------|
| E 71T-1      | 200                    | 25                     | 3,5                         | 150                          | 19                         | 2,0                         |
| E 71T8-K6    | 220                    | 22                     | 3,5                         | 150                          | 25                         | 2,0                         |

Comparando-se as condições de soldagem apresentadas na Tabela 4.1 para cada arame tubular, pode-se observar que o arame tubular E 71T8-K6 apresentou uma maior corrente de soldagem (220A), enquanto que o arame com proteção a gás E 71T-1 mostrou uma maior tensão de arco (25V). Essas diferenças eram esperadas considerando-se que os arames tinham diâmetros diferentes e, portanto, diferentes características de utilização, tais como tipo de fluxo, tipo de proteção e polaridade da corrente.

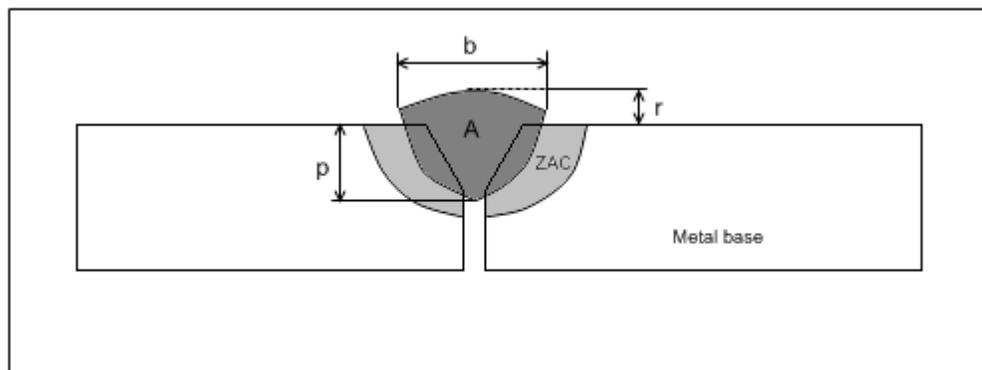
Ainda analisando a tabela 4.1 pode ser observado que o valor da DBCP para o eletrodo E 71T8-K6 (25mm) foi maior do que a utilizada para o arame com proteção a gás E 71T-1 (19mm). Esta relação esta de acordo com a literatura (MACHADO, 1996), que afirma que arames tubulares autoprotetidos tendem a usar DBCP maior que os arames tubulares que usam proteção auxiliar a gás

Estes parâmetros de soldagem do processo FCAW, geralmente a corrente de soldagem e a DBCP exercem importante influencia sobre a variação de hidrogênio difusível. Segundo a literatura a 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.

#### 4.1.2 Análise da morfologia dos cordões de solda

Com a finalidade de observar a morfologia dos cordões de solda, foram retiradas amostras das seções transversais do cordão de solda do teste para a avaliação através de macrografias. O objetivo desta análise foi comprovar a influência do tipo de arame tubular e da temperatura de preaquecimento sobre a morfologia dos cordões de solda, assim como verificar se os chanfros foram preenchidos corretamente, sem a presença de algum tipo de defeito tais como: porosidade, mordedura, falta de penetração, entre outros.

A avaliação da morfologia dos cordões de solda realizou-se de acordo com a medição dos parâmetros geométricos: penetração ( $p$ ), largura ( $b$ ), reforço ( $r$ ) e área da seção transversal dos cordões de solda ( $A_{CS}$ ), conforme se apresenta esquematicamente na Figura 4.1.



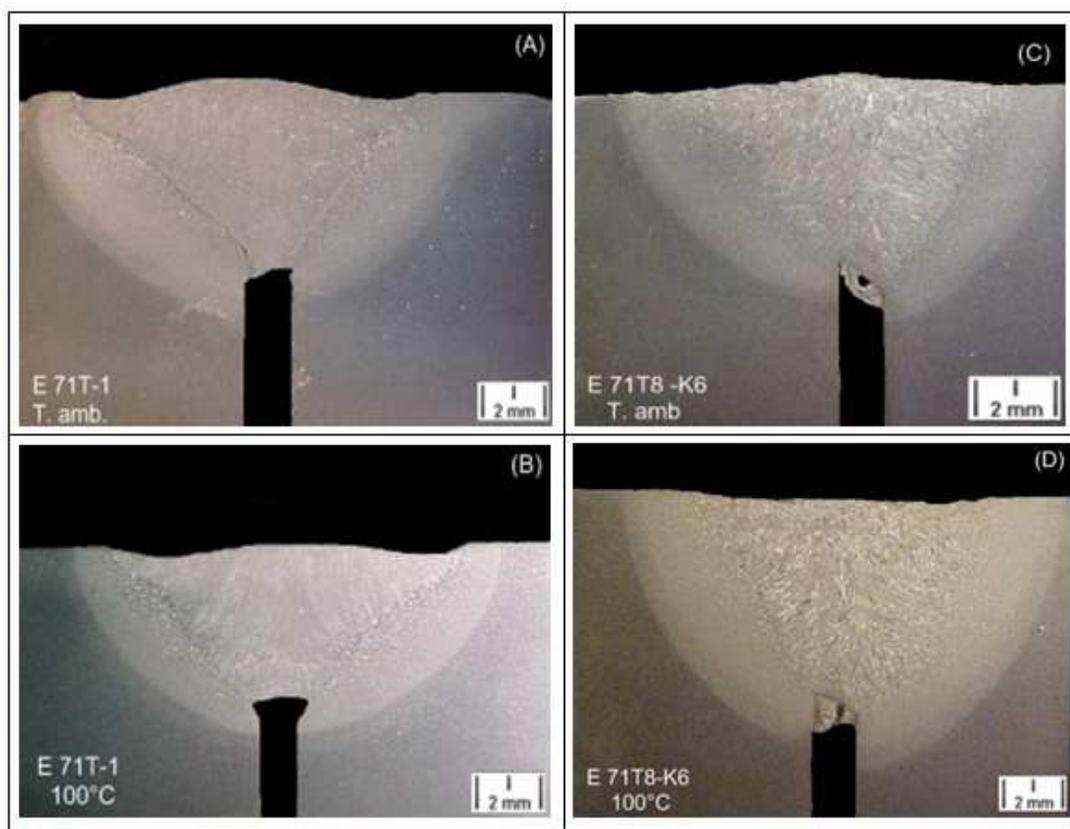
**Figura 4.1** – Esquema da medição dos parâmetros geométricos no cordão de solda.

Na Tabela 4.2 são apresentados os resultados da morfologia dos cordões de solda, em função dos parâmetros geométricos, obtidos com as condições de soldagem otimizadas para os arames tubulares. Os resultados dos parâmetros foram realizados para os corpos de prova tanto a temperatura ambiente como preaquecidos.

**Tabela 4.2** – Parâmetros geométricos da morfologia dos cordões de solda para dois arames tubulares e duas temperaturas.

| Arame                       | p (mm) | b (mm) | r (mm) | $A_{CS}$ (mm <sup>2</sup> ) |
|-----------------------------|--------|--------|--------|-----------------------------|
| <b>Temperatura ambiente</b> |        |        |        |                             |
| E71T-1                      | 7,0    | 15,24  | 0,48   | 46,30                       |
| E71T8-K6                    | 8,53   | 12,42  | 0,52   | 53,20                       |
| <b>100 °C</b>               |        |        |        |                             |
| E71T-1                      | 8,52   | 16,13  | 0,3    | 48,82                       |
| E71T8-K6                    | 9,07   | 14,66  | 0      | 58,19                       |

Para uma melhor visualização dos resultados apresentados na Tabela 4.2, são mostradas na Figura 4.2 as macrografias representativas da morfologia das seções transversais dos cordões de solda do teste TEKKEN, para cada tipo de arame utilizado e temperatura de preaquecimento.



**Figura 4.2** - Macrografias representativas da seção transversal dos cordões de solda (chanfro “Y” reto,  $E_s$ : 2,0 kJ/mm)

Pode-se observar na Tabela 4.2 e na Figura 4.2, que mesmo mantendo constante a energia de soldagem e a constante de deposição, os cordões de solda apresentaram variações em suas morfologias. Na análise da Figura 4.2 observa-se também um aceitável preenchimento dos chanfros, independentemente das condições de soldagem utilizadas.

De acordo com a Figura 4.2, os cordões de solda executados com o arame E 71T8-K6 apresentaram maior penetração, reforço e seção transversal, onde a área da seção transversal do cordão de solda foi em média 18%, maior que o arame E 71T-1. No caso os cordões executados com o arame E 71T-1 apresentaram maior largura. Essas diferenças encontradas devem-se aos diferentes diâmetros e características do processo de soldagem, onde o aumento de corrente está diretamente relacionado à penetração do cordão de solda e, também, à taxa de deposição do processo de soldagem. O fato do arame E 71T-1 apresentar maior largura que o E 71T8-K6 deve-se à maior tensão do arco que esta relacionada diretamente com o comprimento do arco.

Pode-se observar na Figura 4.2, que os cordões de solda executados com diferentes arames tubulares, tanto a temperatura ambiente como preaquecidos, não apresentaram nenhum tipo de defeito.

Analisando a Tabela 4.2 e a Figura 4.2 (b) e (d), ainda pode ser observado que, para os cordões executados com preaquecimento, os parâmetros geométricos aumentaram. No entanto, o reforço dos cordões de solda diminuiu com o aumento da temperatura. Essas variações são devido ao fato da temperatura de preaquecimento diminui a taxa resfriamento, causando uma maior deposição na poça de fusão e, portanto, uma maior fusão do metal de base, levando a uma tendência de crescimento da largura da poça de fusão e uma diminuição do reforço. (EASTERLING, 1983).

Estes resultados estão de acordo com os encontrados na literatura COOPER, SILVA & TREVISAN (2003), que também observaram, em seus estudos, que o arame tubular autoprotetido apresentou maior penetração axial que o arame tubular com proteção auxiliar de  $CO_2$ .

SILVA, ARANTES e TREVISAN (2003) também observaram essa característica de maior penetração axial, para o arame tubular autoprottegido, em um estudo comparativo entre arames tubulares, com proteção gasosa e autoprottegido, utilizados em soldas de revestimento de aço inoxidável.

## **4.2 Resultados e discussões**

Neste item são apresentados, analisados e discutidos os resultados do trincamento induzido pelo hidrogênio, através do ensaio de auto-restrição TEKKN. Os resultados definitivos foram obtidos através de dois planejamentos experimentais apresentados no Capítulo 3, item 3.6.

No primeiro planejamento (Figura 3.14), a energia de soldagem foi mantida em 2,0 kJ/mm, tendo como variáveis de influência: a temperatura de preaquecimento, o tipo de chanfro e os dois tipos de arame tubular. No segundo planejamento (Figura 3.15), a variável de influência estudada foi o tipo de chanfro do teste. A variável de resposta para os dois planejamentos sempre foi a presença e porcentagem de trincas a frio.

Estes resultados foram discutidos em função de alguns fatores que estão diretamente relacionados com a formação de trincas a frio, tais como: uso da técnica *undermatched*, teor de hidrogênio residual, microestrutura da junta, nível de tensão e análise da macrodureza.

### **4.2.1 Resultado do TIH na junta soldada (2 kJ/mm)**

O estudo da suscetibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio, para diferentes arames tubulares, foi desenvolvido com a utilização do teste TEKKN. Os resultados obtidos foram analisados em função do tipo de arame tubular, tipo de chanfro e temperatura de preaquecimento, mantendo a energia de soldagem constante em 2,0kJ/mm.

A soldagem dos corpos de prova do teste foi realizada utilizando as condições de soldagem, apresentadas na Tabela 4.1 (item 4.1.1), tanto para temperatura ambiente, como para a

temperatura de preaquecimento de 100°C. Os ensaios executados nesta etapa foram realizados de acordo com a metodologia do ensaio TEKKEN, descrita no Capítulo 3, item 3.4

Após a execução dos ensaios e análise das amostras para todas as condições de soldagem, observou-se que nos resultados obtidos não foram encontradas trincas induzidas pelo hidrogênio, tanto na zona afetada pelo calor (ZAC), como no metal de solda (MS). Esses resultados foram os mesmos para todas as condições de soldagem utilizadas nesta etapa, independente do tipo de eletrodo utilizado, variação do tipo de chanfro e da temperatura inicial dos corpos de prova.

Considerando-se que o ensaio TEKKEN é um teste de alta restrição, utilizado para avaliar o fenômeno do trincamento a frio, na junta soldada, o fato das amostras não apresentarem trincas foi considerado inesperado.

Estudos apresentados por SILVA e TREVISAN (2005) para avaliar a suscetibilidade do aço API X80 através do teste G-BOP, demonstraram a presença de trincas induzidas pelo hidrogênio a temperatura ambiente. Esses autores utilizaram o mesmo metal base, os mesmos tipos de consumíveis e condições de soldagem similares às usadas nesta pesquisa. O percentual médio de trincas encontradas por SILVA e TREVISAN (2005) foi de 65% no metal de solda.

Devido à ausência de trincas nos experimentos, em todas as condições ensaiadas e, de acordo à presença de trincas encontradas em estudos similares, conforme apresentado por SILVA e TREVISAN (2005), decidiu-se avaliar o efeito de cada uma das variáveis de influência e dos fatores diretamente relacionados ao fenômeno de trincamento sobre a variável de resposta.

Conforme citado anteriormente (Capítulo 2, item 2.4), para a ocorrência do fenômeno do trincamento induzido pelo hidrogênio é necessário a presença de três fatores inter-relacionados: quantidade de hidrogênio, microestrutura susceptível e nível de tensão. Baseados na importância destes fatores e, conforme os resultados obtidos nesta parte dos experimentos são analisados e discutidos cada um dos fatores necessários para a formação de trincas. A influência destes fatores será estudada dentro dos seguintes itens:

- Técnica *undermatched*

- Temperatura de Preaquecimento
- Hidrogênio Residual.

A análise e discussão destes itens esta diretamente relacionada com o fenômeno do trincamento induzido pelo hidrogênio.

#### 4.2.1.1 Técnica *undermatched*

Na avaliação do efeito dos arames tubulares E 71T-1 e E 71T8-K6 sobre o trincamento por hidrogênio, o uso da técnica *undermatched* poderia ser considerado como um dos fatores que influenciou a ausência de trincas, nos presentes experimentos.

Segundo LOUREIRO, (2002) o uso da técnica *undermatched* é aplicado na soldagem dos aços ARBL com o propósito de minimizar a tendência de aparição de trincas induzidas por hidrogênio. Nesta técnica, apresentada no item 3.2, o metal de adição é escolhido de tal forma que os cordões de solda apresentem propriedades mecânicas diferentes das do metal base, isto é, menor limite de escoamento e/ou menor limite de resistência.

UMEKUNI & MASUBUCHI (1997) comentam que as 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 e TREVISAN (2004), no estudo das propriedades mecânicas do aço API X80, quando soldado com arames tubulares na condição *undermatched*, comprovaram que a utilização destes eletrodos com propriedades mecânicas diferentes das do metal base, soldadas a diferentes temperaturas de preaquecimento não influenciaram nas propriedades da junta soldada. Por tanto, o uso de arames tubulares mediante a técnica *undermatched* mostrou-se apropriado para aplicação em dutos.

Em relação à presença de trincas quando utilizados arames tubulares com propriedades mecânicas diferentes ao do metal base, estudos realizados por ORDONEZ, SILVA, e TREVISAN

(2004), utilizando os mesmos eletrodos na condição *undermatched* que os avaliados neste trabalho, não mostraram ter influência na formação e propagação de trincas de hidrogênio. Esses autores comprovaram que mesmo utilizando a técnica *undermatched*, encontraram trincas no metal de solda, independentemente do eletrodo utilizado.

Baseados em experimentos semelhantes, pode-se afirmar que mesmo utilizando a técnica de *undermatched*, ocorreram trincas em soldas do aço ARBL. Portanto, a ausência de trincas nas amostras, não pode ser atribuída à utilização da técnica de *undermatched*, isto é, a utilização de eletrodos com propriedades diferentes das do metal base.

#### **4.2.1.2 Temperatura de preaquecimento**

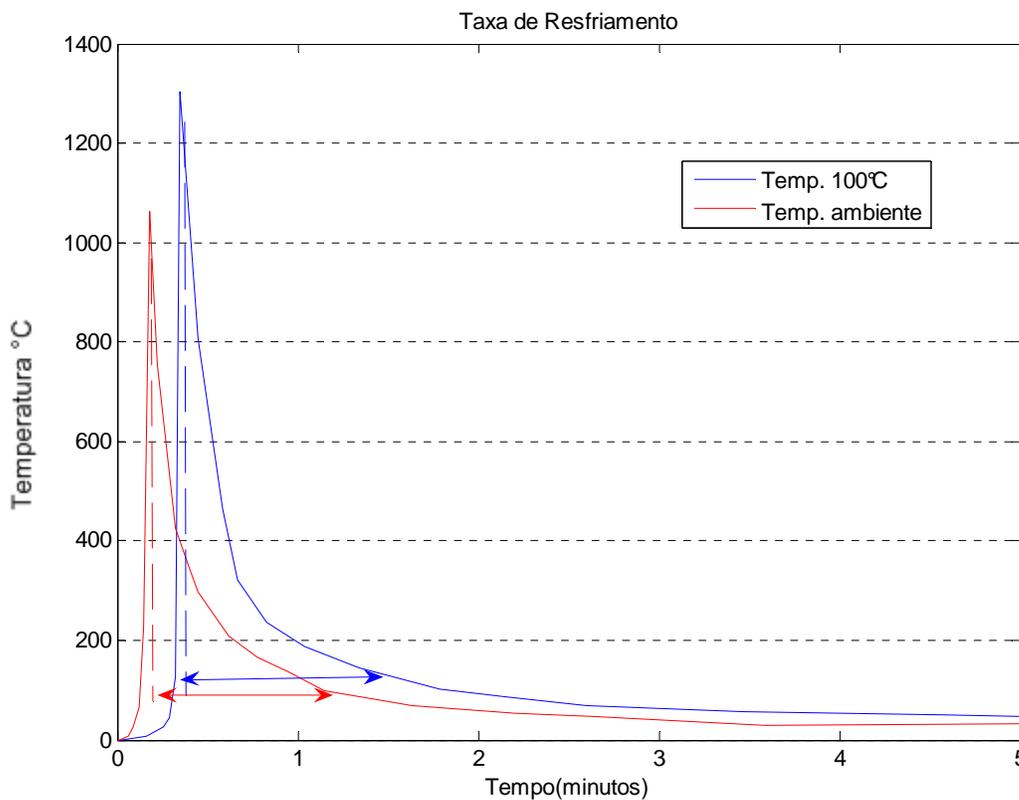
A temperatura de preaquecimento foi definida como um das variáveis de influência nesta etapa dos experimentos. Conforme descrito no Capítulo 2, item 2.5, o preaquecimento é um dos principais métodos empregado para evitar a propagação das trincas induzidas pelo hidrogênio nas juntas soldadas.

O preaquecimento do material, da mesma forma que a energia de soldagem descrita anteriormente, influencia diretamente na taxa de resfriamento da junta soldada, reduzindo a formação de microestruturas suscetíveis, aumentando o tempo de difusão do hidrogênio e diminuindo as tensões residuais causadas pela soldagem. (SVENSSON, 1994 e LINERT, 1994 e ADONYI, 2000).

Na análise do preaquecimento, foram utilizadas duas temperaturas de preaquecimento. A primeira temperatura selecionada foi a temperatura ambiente, considerando um valor médio de 25 °C, e a segunda temperatura de preaquecimento adotada para a realização de nossos experimentos foi de 100 °C. A seleção desta temperatura de preaquecimento foi baseada nas pesquisas realizadas por SILVA (2005), no estudo do trincamento a frio através do teste G-BOP, utilizando o mesmo material base e os mesmos eletrodos usados neste trabalho.

SILVA (2005) e COOPER ORDEÑEZ (2004) na seleção da temperatura de preaquecimento utilizaram o estudo de YURIOKA (2002) que consiste em fazer uma comparação entre os quatro métodos mais usados para o cálculo da temperatura de preaquecimento em aços de baixo conteúdo de carbono, incluindo os aços API. Assim, verificou-se que à temperatura de preaquecimento de 100 °C não ocorriam trincas por hidrogênio.

Para avaliar o comportamento da taxa de resfriamento em função da temperatura de preaquecimento no ensaio TEKKEN, realizou-se a aquisição dos ciclos térmicos durante o processo de soldagem. Os ciclos térmicos foram obtidos conforme descrito no item 3.3.3. Na Figura 4.3 são apresentados os ciclos térmicos dos cordões de solda executados a temperatura ambiente e com preaquecimento de 100°C, para uma energia de soldagem de 2,0 kJ/mm.



**Figura 4.3** – Ciclos térmicos do aço API X80 soldado com o arame E 71T1-. Energia de soldagem 2,0kJ/mm

Podem ser observados da Figura 4.3 os diferentes comportamentos nos ciclos térmicos para os cordões de solda, executados com e sem preaquecimento. Verifica-se que o cordão de solda

executado a temperatura ambiente (seta vermelha) sofreu um resfriamento mais drástico que o cordão de solda executado com preaquecimento (seta azul).

De acordo com NEVASMAA (2003) a taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C ( $\Delta T_{8-5}/\Delta t$ ) afeta a formação de microestruturas suscetíveis ao trincamento. Por outro lado, a taxa de resfriamento entre as temperaturas de 300 e 100°C ( $\Delta T_{3-1}/\Delta t$ ), influencia no tempo disponível para a difusão do hidrogênio na junta soldada, portanto este intervalo de temperatura é bastante utilizado nos estudos de trincas induzidas por hidrogênio (CHAKRAVARTI e BALA, 1989; NEVASMAA, 2003).

Para os atuais experimentos foi realizada a análise do ciclo térmico para as temperaturas de 800 e 500°C ( $\Delta T_{8-5}/\Delta t$ ) e 100°C ( $\Delta T_{3-1}/\Delta t$ ), apresentada por CHAKRAVARTI e BALA (1989) e NEVASMAA (2003). Estes resultados tiveram como propósito verificar a influência da taxa de resfriamento dessas temperaturas sobre o trincamento induzido pelo hidrogênio.

Da análise do ciclo térmico imposto durante a soldagem foi calculada a taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500 °C ( $\Delta T_{8-5}/\Delta t$ ), sendo de 83°C/s para o cordão de solda executado a temperatura ambiente e de 27 °C/s, quando preaquecido. Nestes resultados observou-se que o cordão de solda realizado a temperatura ambiente sofreu um resfriamento 67% maior que o cordão executado a 100°C.

Os resultados encontrados demonstram a influência da temperatura de preaquecimento sobre a taxa de resfriamento imposta no cordão de solda. A utilização da temperatura de preaquecimento reduz as possibilidades para a formação de trincas de hidrogênio. Observa-se também na Figura 4.3 que a maior temperatura pico alcançada pelo cordão de solda, executado com preaquecimento, foi de 1360 °C, comprovando assim o aumento da quantidade de calor no material.

Foram calculados também os intervalos entre as temperaturas de 300 °C e 100 °C ( $\Delta T_{3-1}/\Delta t$ ), as taxas de resfriamento encontradas para os cordões de solda executados a temperatura ambiente foi de 4,8 °C/s e 1,2 °C/s, quando preaquecidos. Estes resultados comprovaram uma vez

mais a forte influência do preaquecimento do material sobre a taxa de resfriamento dos cordões de solda

A influência da temperatura de preaquecimento sobre a taxa de resfriamento também foi estudada por SILVA (2005) na avaliação da suscetibilidade ao trincamento, através do teste G-BOP, utilizando as mesmas condições de soldagem e a mesma temperatura de preaquecimento. Os valores da taxa de resfriamento encontrados por esse autor foram: entre as temperaturas de 800 e 500 °C de 21°C/s para a temperatura de preaquecimento e de 70°C/s a temperatura ambiente. Em comparação com os resultados desta pesquisa, verificou-se que a taxa de resfriamento, quando preaquecida, foi de 22% maior e a temperatura ambiente foi 15%, maior que os resultados obtidos por SILVA (2005).

Na análise dos cordões de solda executados a temperatura ambiente, a taxa de resfriamento mostrou-se elevada em comparação às encontradas na literatura. Mesmo tendo uma elevada taxa de resfriamento não foram encontradas trincas induzidas pelo hidrogênio, na junta soldada.

Considerando-se a ausência de trincas para todas as condições de soldagem executadas nesta etapa e, de acordo a análise do preaquecimento observado neste item e na literatura, o fato do não trincamento das amostras quando preaquecidas a 100°C passou a ser esperado.

#### **4.2.1.3 Hidrogênio residual**

Ainda na tentativa de entender a ausência de trincas em nossos experimentos e, considerando-se que o teor de hidrogênio residual contido no metal de solda é um dos fatores que influencia na ocorrência de trincas a frio (LINERT, 1994; COE, 1993), decidiu-se medir a quantidade de H residual presente no metal de solda e no metal base, com o objetivo de verificar se o H residual presente na solda era suficiente para que ocorresse o aparecimento de trincas.

O teor de hidrogênio residual foi quantificado em todas as condições ensaiadas, tanto para o metal de solda como para o metal de base. A medição do H realizou-se através da diferença de termocondutividade, conforme descrito no Capítulo 3 item 3.4.

A Tabela 4.3 apresenta os resultados do hidrogênio residual encontrados nos cordões de solda ensaiados. Também pode ser observado nesta tabela o teor de hidrogênio residual do metal base (aço API X80). Os resultados do hidrogênio residual realizado por CCDM – UFSCar são apresentadas no anexo 1.

**Tabela 4.3** – Resultados do hidrogênio residual nos cordões de solda e no aço API X80

| <b>Metal base</b>      | <b>H (ppm)</b> |
|------------------------|----------------|
| Aço API X80            | 1,18           |
| <b>Cordão de solda</b> |                |
| E 71T-1 / T. ambiente  | 3,25           |
| E 71T-1/ 100° C        | 2,56           |
| E71T8-K6 / T. ambiente | 2,47           |
| E71T8-K6/ 100°C        | 2,21           |

Como pode ser observado na Tabela 4.3, os cordões de solda sempre apresentaram um maior teor de hidrogênio que o metal de base API X80, independentemente do tipo de arame utilizado. Estes resultados também foram observados por CHATTORAJ et. al. (1995), os resultados comprovaram que o aprisionamento de hidrogênio é maior na junta soldada do que no aço.

Analisando a Tabela 4.3, o conteúdo de hidrogênio residual para o arame E 71T-1 foi maior em relação ao arame E 71T8-K6, independentemente da temperatura de preaquecimento.

Pode ser observado também que as amostras que foram realizadas com preaquecimento, sempre apresentaram um conteúdo menor de H que as amostras soldadas a temperatura ambiente. O uso da temperatura de preaquecimento comprovou a influência direta sobre a diminuição da

taxa de resfriamento e, conseqüentemente, no aumento do tempo disponível para o hidrogênio se difundir da junta soldada.

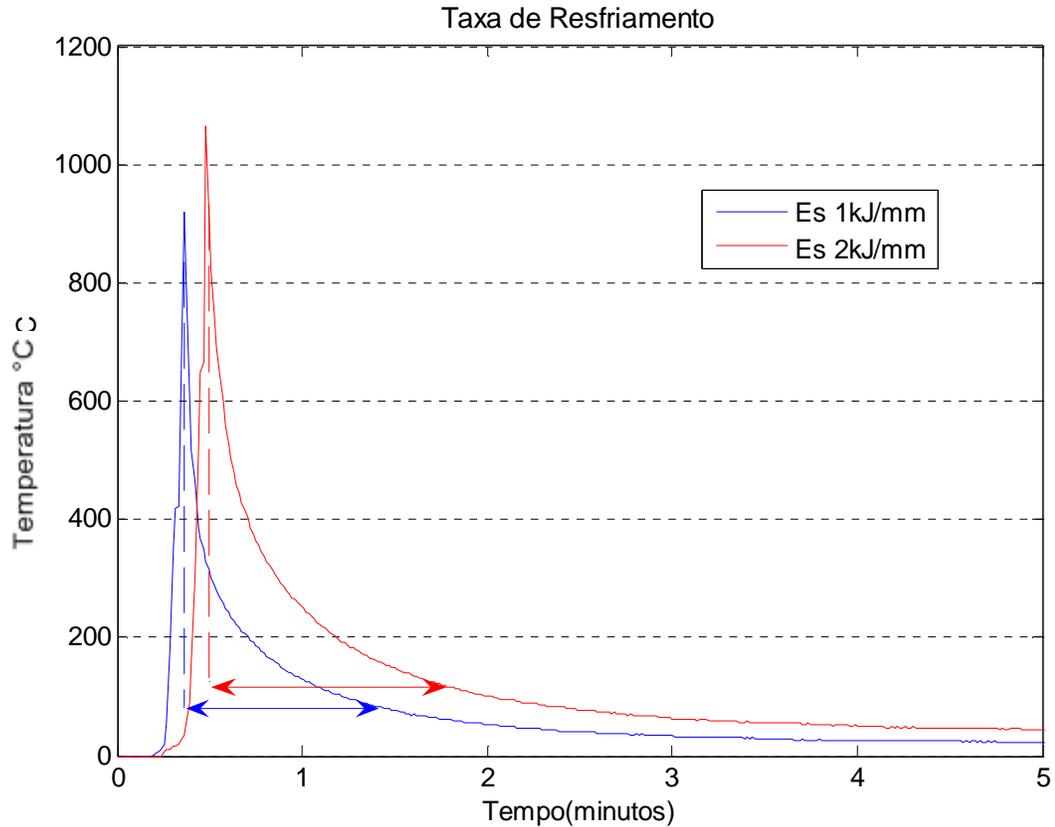
Os teores de H encontrados nas amostras foram considerados altos comparados com os obtidos por SILVA (2005). Este autor, em seus experimentos a temperatura ambiente com o arame E 71T-1, observou a ocorrência de 61,5% trincas com uma quantidade de H residual de 1,99 ppm e, para o cordão soldado com o arame E 71T8-K6, também a temperatura ambiente, apresentou-se 2,14ppm de hidrogênio e 70,8% de trincas no metal de solda. Neste caso o autor usou o teste G-BOP, que também é um teste de autorrestricção, conforme descrito no item 4.2.1.

De acordo com os resultados de H apresentados por SILVA (2005), comprovou-se que o teor de hidrogênio residual encontrado nas amostras da atual pesquisa (Tabela 4.3), era suficiente para a formação e propagação de trincas no cordão de solda. Mesmo com estes resultados de H residual não houve a presença de trincas na junta soldada.

#### **4.2.2 Resultados do TIH com maior grau de restrição (1,0 kJ/mm)**

Com o objetivo de induzir o trincamento e justificar a ausência de trincas nos experimentos da atual pesquisa, decidiu-se repetir o ensaio TEKZEN com um maior grau de restrição. Para aumentar o grau de restrição do teste utilizou-se uma energia de soldagem menor que a utilizada anteriormente. O baixo insumo de calor propiciou uma variação na velocidade de resfriamento da junta, aumentando assim o grau de restrição do teste. Para a realização da nova série de experimentos foi utilizada uma energia de soldagem de 1,0 kJ/mm.

O aumento da velocidade de soldagem de 150 mm/min para 330 mm/min, diminuiu a energia de soldagem de 2,0 kJ/mm para 1,0 kJ/mm. As demais condições de soldagem foram mantidas constantes, conforme apresentadas na Tabela 4.12. No Gráfico da Figura 4.4 são apresentados os ciclos térmicos impostos nos cordões para as duas energias de soldagem utilizadas, ambas executadas a temperatura ambiente. Neste mesmo gráfico pode-se observar a variação da taxa de resfriamento devido à variação da energia de soldagem.



**Figura 4.4** – Influência do insumo de calor sobre a taxa de resfriamento para duas energias de soldagem.

Na Figura 4.4 pode-se observar a variação da taxa de resfriamento em relação à diminuição da energia de soldagem. Para a *Es* igual a 2,0kJ/mm observa-se um maior tempo de resfriamento (seta vermelha) em comparação a *Es* de 1,0kJ/mm (seta azul).

A análise da taxa de resfriamento entre as temperaturas de 300°C e 100°C ( $\Delta T_{300-100} / \Delta t$ ) para a energia de soldagem 1,0 kJ/mm, foi de 4,7 °C/s e de 2,8 °C/s para a *Es* de 2,0 kJ/mm, o que representa um aumento da taxa de resfriamento de 40%. A maior taxa de resfriamento obtida com uma energia de soldagem de 1,0kJ/mm influenciou nas condições restritivas do ensaio.

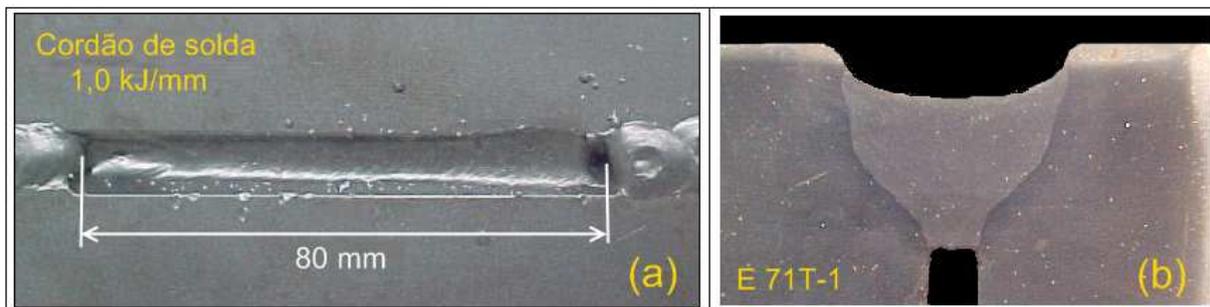
A influência da variação do insumo de calor sobre a taxa de resfriamento também foi comprovada por FRAGA e TREVISAN (2006) para duas energias de soldagem, na avaliação da suscetibilidade ao trincamento no cordão de solda para o eletrodo E 71T-1, através do ensaio G-BOP. Esses autores comprovaram a influência da taxa de resfriamento sobre a diminuição do insumo de calor de 1,6kJ/mm para 1,0 kJ/mm, obtendo um aumento de porcentagem de 88% de

trincas na variação da energia de soldagem. Estudos realizados por ALCANTARA e ROGERSON (1984), utilizando o teste TEKKEN, demonstraram também que a diminuição da energia de soldagem de 2,0kJ/mm para 0,6kJ/mm aumentava as condições restritivas do ensaio e, portanto, o risco da ocorrência a trincas de hidrogênio era maior.

Conforme descrito na literatura (KOU, 1987; JONES e LUO, 1990 ; LINERT,1994), a diminuição da  $E_s$  propicia um aumento na taxa de resfriamento, possibilitando assim mudanças microestruturais e aumento nos níveis de tensões do conjunto soldado, o que está de acordo com o observado nesta pesquisa.

Para os ensaios realizados nesta etapa dos experimentos, com uma menor energia de soldagem, utilizou-se o eletrodo que apresentou maior teor de hidrogênio residual no cordão de solda (E 71T-1). Os ensaios foram executados objetivando avaliar o trincamento na junta soldada, isto é, tanto no cordão de solda como na zona afetada pelo calor, para tanto foram executados testes TEKKEN com os dois tipos de chanfros, conforme descrito no item 4.2.1.

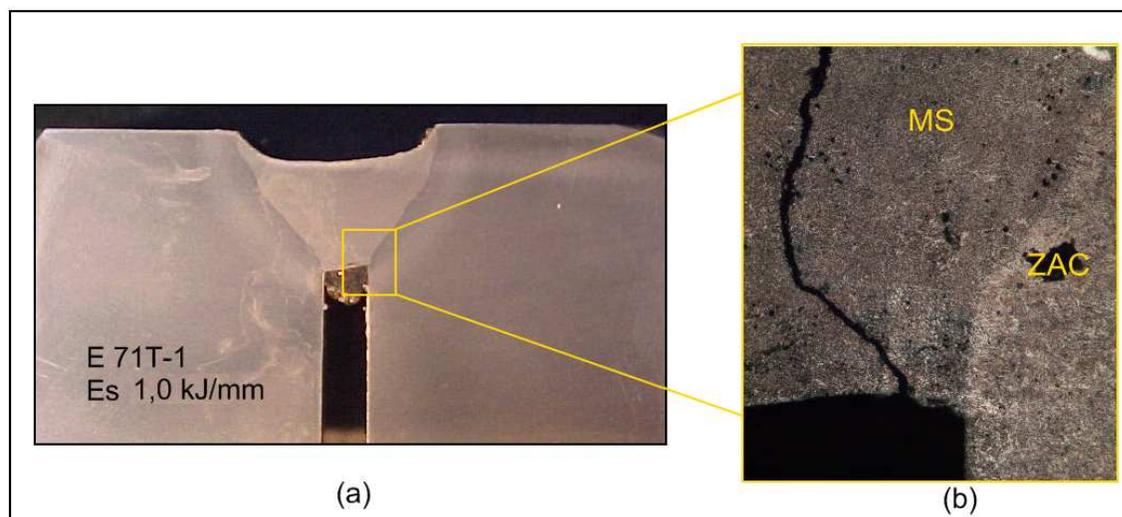
Os cordões de solda depositados com o insumo de calor de 1,0 kJ/mm não apresentaram nenhum tipo de defeito. A produção de cordões isentos de defeitos é extremamente importante para a validação do teste TEKKEN, considerando-se principalmente que este teste é realizado em passe único. A Figura 4.5 (a) mostra o cordão de solda depositado com uma energia de soldagem de 1,0 kJ/mm e na Figura 4.4 (b) apresentando uma macrografia representativa da morfologia do CS.



**Figura 4.5–** (a) Cordão de solda com  $E_s = 1,0\text{kJ/mm}$  e (b) morfologia do CS

Na Figura 4.5(b) pode ser observada uma macrografia representativa para um menor insumo de calor. Nesta figura, o preenchimento do chanfro do corpo de prova foi suficiente para dar validade ao teste. Pode ser observado também na figura 4.5(a) que os cordões do teste não apresentaram qualquer tipo de defeito.

Após a execução dos ensaios e análise das amostras para todas as juntas, soldadas com uma energia de soldagem de 1,0 kJ/mm, observou-se que, nos resultados obtidos, encontrou-se somente a presença de trincas transversais no metal de solda, isto é, a presença de trincas a frio só foi constatada quando foi usado o chanfro “Y” reto. Para a zona afetada pelo calor não foram encontradas trincas. Na Figura 4.6 pode se observar uma trinca representativa encontrada no MS para o eletrodo E 71T-1 e uma energia de soldagem de 1,0 kJ/mm.



**Figura 4.6** - Trinca encontrada na raiz da solda para uma ES 1,0kJ/mm

Pode-se observar na Figura 4.6, que a trinca presente no metal de solda foi localizada no início da raiz da junta soldada e se propaga para o MS. Todas as trincas encontradas nos ensaios apresentaram o mesmo comportamento. A razão pela qual as trincas surgiram no início da raiz da junta deve-se, provavelmente, ao maior nível de concentração de tensões gerado nesta região, facilitando assim a formação e propagação de trincas. (LANCASTER, 1980). Este comportamento de nucleação e propagação das trincas está de acordo com outros autores que também trabalharam com este aço e este teste. (FREIRE JÚNIOR et. al., 2003).

As trincas encontradas nos cordões de solda foram quantificadas de acordo com a metodologia apresentada no Capítulo 3, item 3.4.5. Para todos os ensaios executados com baixa energia de soldagem, encontrou-se um percentual médio de 6% de trincas para o metal de solda.

Considerando-se o aumento de restrição da junta soldada, como consequência da diminuição da energia de soldagem, adotada nesta etapa dos experimentos e de acordo com o elevado teor de hidrogênio residual encontrado no cordão de solda para o eletrodo E 71T-1, uma maior presença de trincas era esperada. No entanto, nos resultados obtidos para estes experimentos, se encontrou uma baixa porcentagem de trincas no metal de solda.

Em estudos realizados por CALOI (2008), na análise da soldabilidade do aço API X80 por meio do teste TEKKEN, comprovaram a aparição de trincas numa baixa porcentagem, similar ao obtido nesta pesquisa. No entanto, SILVA (2005), na avaliação do trincamento por hidrogênio, através do teste G-BOP, utilizando o mesmo metal base, os mesmos eletrodos e condições de soldagem similares às utilizadas neste trabalho, encontrou um percentual médio de trincas de 61,5% para o eletrodo E 71T-1 e de 70,8% para o E 71T8-K6. Este autor encontrou uma alta porcentagem de trincas para um menor conteúdo de hidrogênio residual.

De acordo aos resultados encontrados neste trabalho na avaliação da suscetibilidade ao trincamento através do teste TEKKEN para as duas energias de soldagem utilizadas (2,0kJ/mm e 1,0kJ/mm), não foi detectada a presença de trincas na junta soldada. Estes resultados foram considerados inesperados pois, no estudo dos fatores relacionados com a formação de trincas encontrou-se um elevado teor de hidrogênio residual e uma alta taxa de resfriamento dos cordões de solda.

Portanto, de acordo aos resultados obtidos neste trabalho e, em comparação com os estudos realizados por SILVA (2005), através do ensaio G-BOP para os mesmos materiais, a utilização do teste TEKKEN mostrou-se deficiente para a avaliação da suscetibilidade ao trincamento do aço API X80, quando soldados com eletrodos na condição *undermatched*.

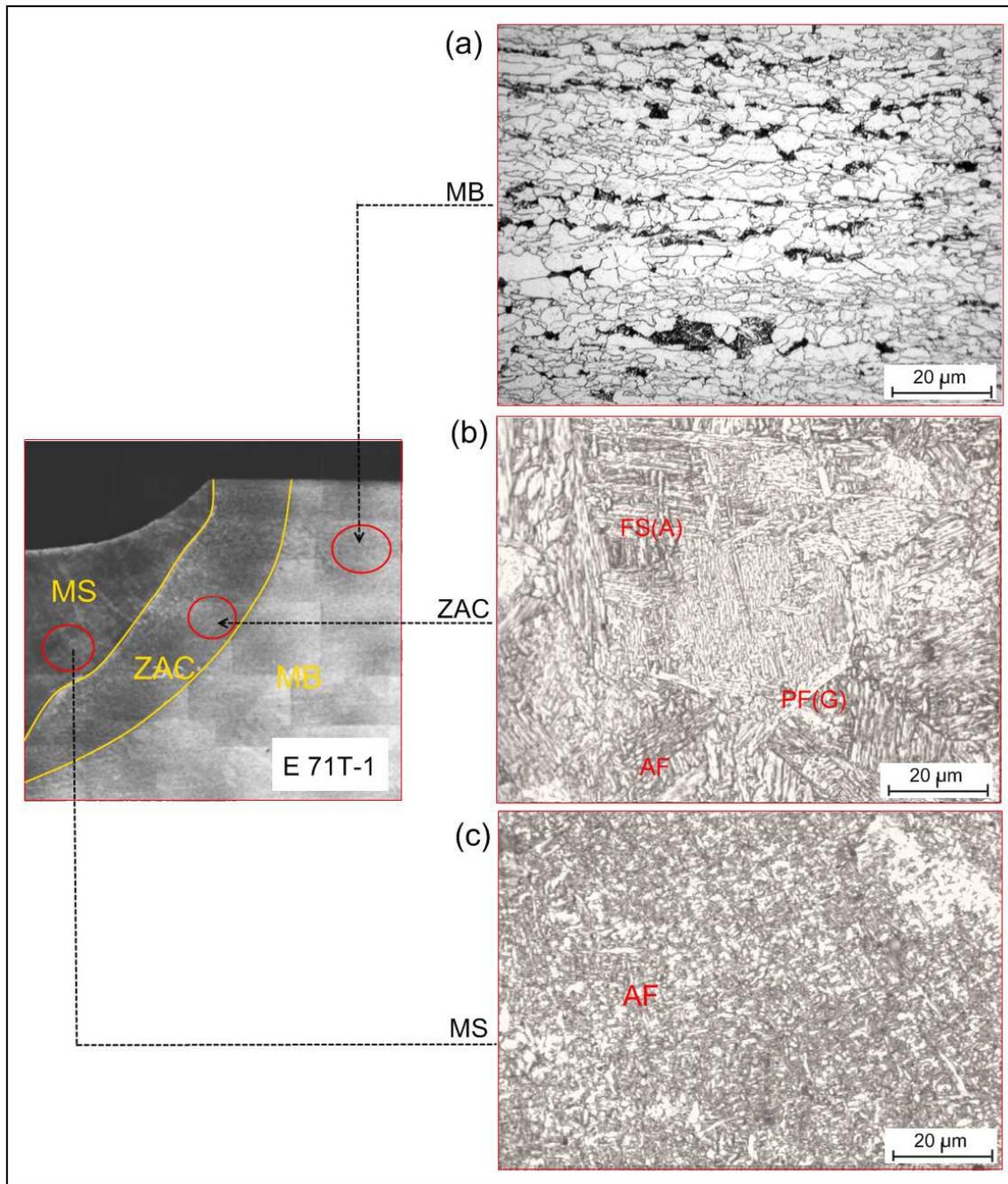
### **4.2.3 Caracterização da junta soldada**

Com o objetivo de complementar os resultados apresentados no item anterior, foi feita a caracterização da junta soldada em função da microestrutura e dureza presentes nas diferentes regiões da juntas soldadas.

#### **4.2.3.1 Caracterização da microestrutura**

A microestrutura da junta soldada foi caracterizada visando identificar a constituição microestrutural das diferentes regiões presentes no conjunto soldado. A caracterização microestrutural da junta soldada foi realizada com referência na terminologia dos constituintes recomendada pelo International Institute of Welding – IIW.

A Figura 4.7 apresenta uma micrografia representativa da seção transversal, das diferentes regiões da junta soldada, metal base (MB), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de solda (MS).



**Figura 4.7** – Micrografia representativa da junta soldada utilizando o arame E71T-1

Na Figura 4.7(a) pode ser observada uma micrografia representativa do metal base (MB). Conforme descrito no Capítulo 2, item 2.2, as microestruturas do aço API X80 podem ser variadas dependendo da adição de elementos liga como do processo de fabricação (TMCP). A microestrutura do aço X80, utilizado para nos experimentos dessa pesquisa, é basicamente

constituída de ferrita-bainita com microconstituintes AM (austenita-martensita). Esta caracterização foi realizada por LIMA (2002) apud SILVA (2005).

Na Figura 4.7(b) são apresentadas as diferentes transformações microestruturais encontradas na zona afetada pelo calor (ZAC). Nesta figura observa-se a presença de Ferrita acicular (AF), Ferrita de segunda fase alinhada - FS (A) e Ferrita de contorno de grão - PF (G).

Na Figura 4.7(c) é apresentada uma micrografia representativa do metal de solda (MS), obtido com o arame tubular E 71T-1 a temperatura ambiente. Nesta micrografia do MS pode ser observada uma microestrutura fina com grande diversidade de fase, produto da transformação austenita-ferrita. Nesta figura observa-se fundamentalmente a presença de ferrita acicular (AF), assim como a presença de Ferrita de Segunda Fase Alinhada FS (A).

Na Figura 4.7 (b) e (c), tanto no metal de solda, como na zona afetada pelo calor pode ser observada uma semelhança entre seus constituintes. No entanto, no MS se observa maior presença de ferrita acicular (AF). A ferrita acicular contribui para a prevenção de trincas induzidas pelo hidrogênio, devido ao fato dos grãos finos favorecem uma excelente combinação entre resistência e tenacidade, reduzindo assim a ocorrência deste fenômeno. (VENTRELA, ALCANTARA e EVANS, 1996)

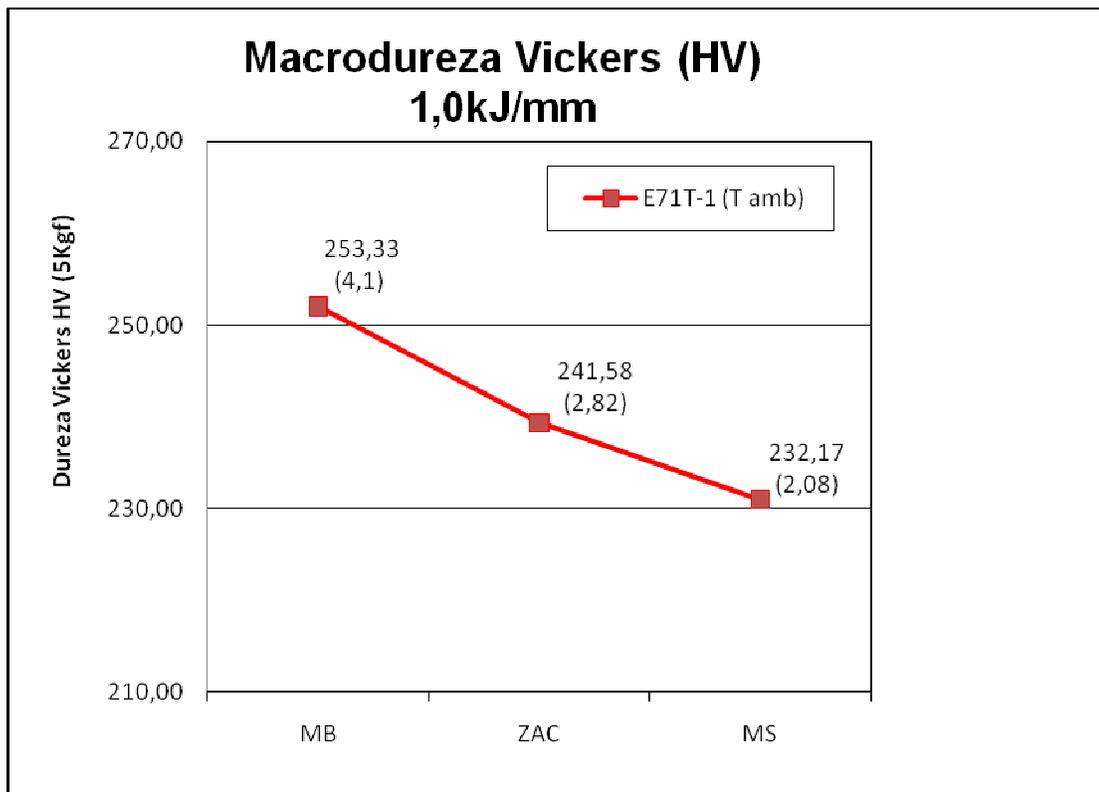
A presença de Ferrita de Segunda Fase Alinhada FS(A) também encontrada no MS e na ZAC favorece a nucleação de trincas. VENTRELA, ALCANTARA e EVANS, 1996 comentam que a FS(A) é normalmente prejudicial à resistência por clivagem das juntas soldadas, o que facilita a propagação das trincas. Por outro lado, segundo LINERT (1994), a Ferrita de contorno de grão PF (G) encontrada pode afetar negativamente a tenacidade do metal de solda e da ZAC. A PF (G), embora não seja inteiramente frágil, é considerada um sítio de nucleação de trincas de hidrogênio

Na análise microestrutural da ZAC e do metal de solda observa-se que existem mudanças microestruturais significantes. Tanto a ZAC como o MS são beneficiados com a presença de ferrita acicular (AF) em suas microestruturas, por outro lado, a presença de FS(A) e PF(G) propicia a formação de trincas.

Na análise microestrutural, realizada por SILVA (2005), utilizando os mesmos materiais e condições de soldagem parecidas, o autor encontrou microestruturas similares às obtidas nesta pesquisa. Nesta caracterização microestrutural realizada por SILVA (2005) foi observado um percentual médio de 65% de trincas no metal de solda. Por tanto, de acordo com a similaridade entre as microestruturas encontradas por SILVA (2005) e, em nossos experimentos, estas microestruturas foram consideradas suscetíveis a ocorrência de trincas de hidrogênio.

#### 4.2.3.2 Caracterização da dureza

Visando complementar a caracterização da junta foram realizadas medidas de dureza das diferentes regiões da junta soldada, conforme apresentado no item 3.4. Os valores da dureza observados na Figura 4.8 são a média de 5 medições realizadas em cada região da junta soldada, junto com seu desvio padrão.



**Figura 4.8** – Gráfico do comportamento da dureza

No gráfico da Figura 4.8 pode-se observar o comportamento da dureza das diferentes regiões da junta soldada. Nestes resultados se observou que o metal base (MB) apresentou uma dureza 5% maior que a dureza na zona afetada pelo calor (ZAC) e esta, por sua vez, 4% maior que o metal de solda (MS). Este comportamento da dureza foi observado para todas as condições ensaiadas com uma baixa energia de soldagem (1,0kJ/mm).

O fato da dureza do metal de solda ser inferior ao metal base e à ZAC se deve a utilização da técnica *undermatched*, isto é, arames tubulares com propriedades mecânicas inferiores as do metal base. Outra razão pela qual se apresenta este comportamento da dureza é devido à formação microestrutural do metal base, que apresenta microestrutura bainítica, enquanto o metal de solda apresenta uma microestrutura ferrítica, que é mais dúctil e menos resistente do que a bainita.

O comportamento da dureza apresentado na Figura 4.8 também foi observado por COOPER; SILVA e TREVISAN (2004) na avaliação da micro e macrodureza de juntas de aço API X80, com arame tubular. Estes autores encontraram um valor médio de dureza de 235, 1 HV para o metal base, 190,5 HV para o MS e 218,4 HV para a ZAC, apresentando um comportamento similar com os resultados da atual pesquisa.

Nos resultados observados por CALOI (2008), no estudo da soldabilidade do aço API X80 por médio do teste TEKKEN, o maior valor de dureza encontrado para a ZAC foi de 321HV. O autor comenta, que mesmo tendo este elevado valor de dureza, não se observou a presença de trincas consideráveis na junta soldada. No entanto, em resultados de dureza obtidos por SILVA (2005), apresentando o mesmo comportamento que nos resultados de dureza da atual pesquisa, o autor encontrou um percentual de 65% de trincas no metal de solda para uma dureza igual a 198 HV.

## **Capítulo 5**

### **5. Conclusões**

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

#### **Conclusão principal:**

- A utilização do ensaio teste TEKKEN mostrou-se inadequada para avaliar a suscetibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio em soldas de aço API X80. O nível de restrição do teste não é suficiente para causar trincas na junta soldada.

#### **Conclusões complementares**

- O teor de hidrogênio residual encontrado em todas as amostras, soldadas com diferentes arames tubulares a temperatura ambiente era suficiente para a formação e propagação de trincas a frio.
- O uso da temperatura de preaquecimento de 100°C no aço API X80 soldado com diferentes arames tubulares, não influenciou na redução e/ou eliminação das trincas de hidrogênio na junta soldada,

- Mantendo constante a energia de soldagem ( $E_s$ ) e a constante de deposição ( $K_d$ ), foi possível comparar os cordões de solda realizados com diferentes arames tubulares.
- Os cordões de solda executados com o arame tubular E 71T-1 apresentaram um maior teor de H residual. Teoricamente o eletrodo E 71T-1 é o mais suscetível ao trincamento que o eletrodo autoprotetido E 71T8-K6.
- A diminuição da energia de soldagem de 2,0 kJ/mm para 1,0 kJ/mm aumentou a taxa de resfriamento e conseqüentemente o nível de restrição imposto pelo teste, provocando aparição de trincas no metal de solda.
- A energia de soldagem não teve influencia significativa nos resultados do teste TEKKEN. A variação de 2,0 kJ/mm para 1.0 kJ/mm causou somente o aparecimento de 6% de trincas. Estas surgiram especificamente nos cordões efetuados com arame E71-T1.
- A microestrutura do metal de solda foi mais suscetível em comparação da zona afetada pelo calor, devido à maior presença ferrita de segunda fase alinhada FS (A) e ferrita de contorno de grão PF (G).
- Em todos os casos, a dureza do metal base foi maior que as outras regiões. Estes resultados de dureza eram esperados devido à utilização da técnica *undermatched*, isto é, eletrodos com propriedades mecânicas diferentes das do metal base.

## Referencias Bibliográficas

ADONYI, Y. Weldability of high performance steels. In: **Conference of high performance steel, 2000**, Baltimore, Maryland. p.1-15, 2000. Disponível em <http://www.nabro.unl.edu/articles/20002012/download/Adonyi1.pdf>> Acesso em: fevereiro 2008.

ALCÂNTARA, N.G. **Weld metal hydrogen cold cracking**. 1982, 322p. Tese (Doutorado). Cranfield Institute of Technology – School of Industrial Science, Cranfield, England.

ALCANTARA, N. G.; ROGERSON, J. H. A prediction diagram for preventing hydrogen-assisted cracking in weld metal. **Welding Journal**, v. 63, n 4, p.116s-122s, 1984.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, **API 5L**: Specification for Line Pipe, Washington, 42nd ed. 2000, 153p.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104: Welding of pipelines and related facilities**. Washington, 19<sup>th</sup> ed. September 1999. 70 p

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E 384-99**: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. Philadelphia, 1999. 24 p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **ANSI/AWS A5.20-95**: Specification for carbon steel electrodes for flux cored arc welding. Miami, 1995. 33 p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **ANSI/AWS A5.29-98**: Specification for low-alloy steel electrodes for flux cored arc welding. Miami, 1998. 39 p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook – Welding Process**. 8<sup>th</sup> ed. Miami, 1991, cap.5, p. 158-190.

BATISTA G. Z.; GUIMARÃES L.; I. DE SOUZA; RIOS P. R. Estudo da correlação Microestrutura – Propriedades Mecânicas de aço da classe API X80. In: 58º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2003, Rio de Janeiro, **Anais...** Rio de Janeiro, 2003, p. 2957-2965.

BOTT, I. S. High grade steel development. In: **Thermec 2003, Materials Science Forum**, v. 426- 432, p.1463-1468, 2003. Disponível em: <<http://www.scientific.net>>. Acesso em: 2008.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. 5th ed. New York: J. Wiley, 2002. 589p. Cap 9.

CALOI G. **Análise da soldabilidade do aço API 5L-X80 por meio dos testes Tekken e de Implante**. 2008, 145p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade Engenharia Metalúrgica e Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro

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

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

CHAVERIAT; et al. Low Carbon Steel Weld Metal Microstructures: The Role of Oxygen and Manganese. In: **Metallography and Interpretation of Weld Microstructures**. 1<sup>st</sup> ed. USA: ASM International, 1987. cap. 7, p.195-226.

COE, F. R. **Welding steels without Hydrogen cracking**. Abington, Cambridge, The Welding Institute, 2d. ed. 1993.

COOPER ORDOÑEZ, R. E. **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L X80 com diferentes arames tubulares**. 2004, 111p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

COOPER, R. E. ; SILVA, J. H. F. ; TREVISAN, R. E. . Propriedades Mecânicas de Juntas de Tubos de Aço API X80 Soldadas com Arame Tubular. In: **Rio Pipeline 2003**, Instituto Brasileiro de Petroleo e Gas, 2003. v. 1. p. 1-8.

COOPER 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 autoprottegido. **Revista de Metalurgia**, v. 40, n. 4, pp. 280-287, 2004.

COOPER, R. E. ; SILVA, J. H. F. ; TREVISAN, R. E. . Estudo do Comportamento das Micro e Macro dureza de Juntas de Aço API 5L-X80 Soldadas com Arame Tubular. In: III CONEM Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2004, Belem. **Anais** do III CONEM Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. Belem : ABCM, 2004.

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.

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.

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, 1996, Blumenau. SC. **Anais** Blumenau: Associação Brasileira de Soldagem, 1996, p. 815-822.

EASTERLING, K. E. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. 2d edition. Butter Worths & Co Ltd, 1992. 280p.

FARNEZE, H. N.; JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G. ; BOTT, I. S. . Estudo Comparativo de Metais de Solda de Aço de Alta Resistência Obtidos pelos Processos Eletrodo Revestido e Arame Tubular para Aplicação em Equipamentos de Amarração *Offshore*. **Soldagem & Inspeção**, v. 14, p. 151-160, 2009.

FERREIRA, M.H.M.; VENTRELLA, V.A.; ALCÂNTARA, N.G. Microestruturas do Metal de Solda do Aço API X-70 Soldado com Arame Tubular AWS E81T1-Ni1. In: **Congresso Nacional de Soldagem**, 27., Campinas, 2001, 10 p.

FRAGA, F. E. N. ; TREVISAN, R. E. . Influência da Energia de Soldagem nos Resultados do Teste G-BOP para Análise da Inicidência de Trinca a Frio. In: 61 Congresso Anual da ABM, 2006, Rio de Janeiro. **Anais** 61 Congresso Anual da ABM. Sao Paulo : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.

FREIRE JÚNIOR, RCS ; MACIEL, T. M. ; SILVA, P. G. . Evaluation of cold crack susceptibility on HSLA steel welded joints. **Revista de Metalurgia**, Madrid, v. 39, p. 83-89, 2003.

GRONG. **Metallurgical modelling of welding**. London: H. K. D. H. Bhadeshia, University of Cambridge, 1994; 581p.

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

HILLENBRAND, H. G.; KALWA, C, High strength line pipe for project cost reduction. **World Pipelines** , v 2 , Jan., 2002.

HILLENBRAND, H. G. Procedures, considerations for welding X-80 line pipe established. **Oil & Gas Journal** , p.47-56, set. 1997.

HOOIJMANS, J. W., DEN OUDEN, G. Hydrogen Absortion during Arc Melting. **Materials Science and Technology**, v. 12, p. 81, January 1996

ITO, Y & BESSYO, K. Weldability formula of high strength steels related to heat affected zone cracking. **IIW DOC IX-576-68**, 1968.

JAPANESE INDUSTRIAL STANDARS. **JIS Z 3158**: Method of Y-groove weld cracking test. Tokyo, 1993. 9p.

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. v. 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.

KIEFER, J.H. Effects of Moisture Contamination and Welding Parameters on Diffusible Hydrogen. **Welding Journal**, 84 (5), pp. 156, May 1996.

KOJIMA, S. S.; SAMPAIO, M. A.; BOTT, I. S., The development of API 5L-X80 steel for pipe production by the TMCR process, **TB Petroleum**, n. 15, p. 68-70, 2002.

KOTECKI, D. J. Hydrogen reconsidered. **Welding Journal**, 71 (8), pp. 35-s – 43s, 1992.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. Wisconsin: John Wiley & Sons, 1987. cap. 11, p. 211-236.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 3th ed. London, George Allen and Unwin Ltd., 1980, 254p.

LANCASTER, J. F. **Handbook of structure welding**. 1st edition. London, UK: Abington, 1992, 436p.

LIMA, K. R. S. **Comportamento de aços classe API em corrosão sob tensão**. Rio de Janeiro, RJ: Pontifica 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. 940p.

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.

MARTINS, S. H. - **Estudo das Trincas Induzidas pelo Hidrogênio Através do Ensaio de Restrição Controlada**, São Carlos-SP, 1990, 88p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos.

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

MARQUES, P. V. ; MODENESI, P. J. ; BRACARENSE, A. Q. . Soldagem Fundamentos e Tecnologia. 1. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005. v. 1. 362 p.

MARTINS, F.; TREVISAN, R. E. . Uma ferramenta para a previsão do insumo de calor em soldas de alumínio com corrente alternada pulsada. In: 57 Congresso anual da ABM - Internacional, 2002, Sao Paulo. **Anais 57 Congresso anual da ABM-Internacional**. Sao Paulo : ABM, 2002. p. 01-10.

MILLER, D.K.; HIETPAS, J.; DEPUE, R. Welding FAQs. **Welding Journal**, v. 81, n. 12, p. 40-45, 2002.

MONTGOMERY, D. C. **Applied statistics and probability for engineers**. New York, John Wiley & Sons, 704p, 1996.

NEVASMAA, P. **Predictive model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in highstrength multipass welds**. Oulo, Finland: Department of Mechanical Engineering, University of Oulu, 2003, 245p.

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

QUESADA H. J., ZALAZAR, M. Evaluación a la fisuración en frío de un acero de alta resistencia. **Soldar Conarco**, n 117, p. 5-8, 2002.

ROBERTS WILLIAM L. **Hot Rolling of Steel**. New York: Dekker, 1983.

RODRIGUES, P. C. M. PEREMOLA, E. V.; SANTOS, D. B. Mechanical properties of HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling. **Materials Science & Engineering**, A283, p. 136-143, 2000.

SANTOS NETO, N.F. **Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento**. 2003, 87p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

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

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

SILVA, J. H. F. **Proposta de um novo ensaio para avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio em diferentes ambientes**. 2005, 160p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

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. 2., CD-Rom único, 2003, Uberlândia.

SILVA, J. H. F. ; TREVISAN, R. E. . A Study on Hydrogen Induced Cracking in API Steel Weld Using the Modifiede G=BOP Test. In: 18th International Congress of Mechanical Engineering, 2005, Ouro Preto. **Anais** 18th International Congress of Mechanical Engineering. Rio de Janeiro : ABCM, 2005.

SUSUKI, H.;TERASAKI, T. **Estimating Critical Stress and Preheat Temperature to Avoid Cold Cracking in Implant and JIS-Y Test.** - IIW IX-1417-86,14p, May 1986.

SVENSSON; L. E. **Control of microestrutres and properties in steel arc welds.** The ESAB Group, ESAB AB, Gothenburg. Sweden: CRC Pres, Inc., 1994. 240p.

VENTRELLA, V. A. ; ALCÂNTARA, N. G. ; EVANS, G. M. . Caracterização microestrutural de juntas soldadas de aços ARBL usando Microscopia Eletrônica de Varredura. In: XII CBECIMAT, 1996, Aguas de Lindoia. **Anais XII CBECIMAT**, 1997. v. 1. p. 1006-1009.

VUIK, J. An update of the state-of-arte of weld metal hydrogen cracking. **Welding in the Word (Le Soudage Dans Le Monde)**, v. 31, n. 5, p. 308-321, 1993.

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

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

WIDGERY D. J. et al. Approaches to the development of high strength weld metals. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON HIGH STRENGTH STEEL. 2002, 10 p. Disponível em: <<http://www.sintef.no/units/matek/press/index.html>> Acesso em: 7 ago. 2003.

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**

### CERTIFICADO AQ08-000125

Cliente: Faculdade de Engenharia Mecânica - Unicamp  
Endereço: Rua Mendeleiv, s/n – Cidade Universitária “Zeferino Vaz”  
CEP: 13083-970 Cidade: Campinas UF: SP  
A/C: Rodrigo Corimaya  
OS: 27334 Data do recebimento da amostra: 21/05/2008  
Data de realização do ensaio: 30/05/2008

### Análise Química Quantitativa

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

**Procedimento de Análise:**

A identificação da amostra analisada está de acordo com a Tabela 1.

Tabela 1. Identificação das amostras.

| Identificação cliente                      | Identificação CCDM |
|--|--------------------|
| CP 01 E 71 T1 T° Ambiente                  | MET080969          |
| CP 02 E 71 T8 - K6 T° Ambiente             | MET080970          |
| CP 03 E 71 T1 T <sub>p</sub> : 100 °C      | MET080971          |
| CP 04 E 71 T8 – K6 T <sub>p</sub> : 100 °C | MET080972          |

identificação fornecida pelo cliente

**Método utilizado:** Hidrogênio foi determinado por diferença de termocondutividade, em equipamento RH-402, da marca LECO (IT AQ-245 rev.008).

**Resultados:** Os teores obtidos estão reportados na tabela 2, em partes por milhão (ppm).

Tabela 2. Resultados

| Amostra                                    | H<br>(ppm)  |
|--|-------------|
| CP 01 E 71 T1 T° Ambiente                  | 3,25 ± 0,44 |
| CP 02 E 71 T8 - K6 T° Ambiente             | 2,47 ± 0,43 |
| CP 03 E 71 T1 T <sub>p</sub> : 100 °C      | 2,56 ± 0,37 |
| CP 04 E 71 T8 - K6 T <sub>p</sub> : 100 °C | 2,21 ± 0,14 |

Obs: os resultados acima se referem à média e desvio padrão de 3 queimas de cada amostra.

São Carlos, 02 de Junho de 2008



**Dra. Telma Blanco Matias**  
Laboratório de Análise Química  
Supervisora