

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR Hipólito Domingo  
Carvajal Fals E APROVADA PELA  
COMISSÃO JULGADORA EM 10 / 02 / 1999

Roseana da Exaltação  
ORIENTADOR  
Profa. ROSEANA DA EXALTAÇÃO TREVISAN  
Matric. 04564-1  
EEM - UNICAMP

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**  
**FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**Proposta de um Ensaio para Avaliação das Trincas**  
**Induzidas por Hidrogênio em Juntas Soldadas**  
**Assistida por Emissão Acústica**

Autor : Hipólito Domingo Carvajal Fals  
Orientadora: Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**  
**FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

**Proposta de um Ensaio para Avaliação das Trincas**  
**Induzidas por Hidrogênio em Juntas Soldadas**  
**Assistida por Emissão Acústica**

Autor : **Hipólito Domingo Carvajal Fals**

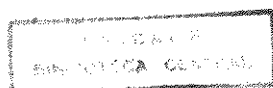
Orientadora: **Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan**

Curso: Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

Campinas, 1999  
São Paulo - Brasil



UNIDADE	BC
N.º CHAMADA:	
Ex.	
229/99	
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	17/06/99
N.º CPD	

CM-00124351-7

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

C253

Carvajal Fals, Hipólito Domingo

Proposta de um ensaio para avaliação das trincas induzidas por hidrogênio em juntas soldadas assistida por emissão acústica. / Hipólito Domingo Carvajal Fals.-- Campinas, SP: [s.n.], 1999.

Orientadora: Roseana da Exaltação Trevisan.

Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

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

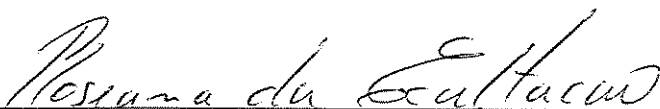
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

TESE DE DOUTORADO

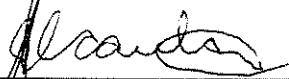
**Proposta de um Ensaio para Avaliação das Trincas  
Induzidas por Hidrogênio em Juntas Soldadas  
Assistida por Emissão Acústica**

Autor : Hipólito Domingo Carvajal Fals

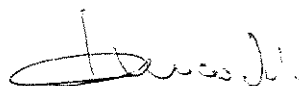
Orientadora: Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan



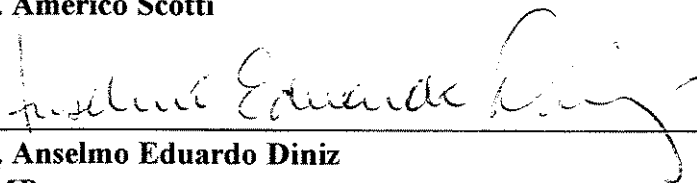
Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan, Presidente  
UNICAMP



Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara  
UFSCar



Prof. Dr. Américo Scotti  
UFU



Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz  
UNICAMP



Prof. Dr. Eugênio José Zoqui  
UNICAMP

*Para*

*Milene,*

*Lis e Vanessa*

## **Agradecimentos**

À Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan pela orientação nesta tese e, fundamentalmente, pela amizade, apoio, compreensão e carinho em todos estes anos de trabalho.

A minha esposa Milene Soto Suarez, pela paciência e compreensão em todo este período. Aos meus pais e irmãos, pelo apoio incondicional e eterno na vida.

Aos técnicos Claudomiro Alves (Mirão) e Niederauer Mastelari, por sua importante e abnegada contribuição no desenvolvimento experimental do trabalho.

A todos os funcionários do Departamento de Engenharia de Fabricação por todo o apoio oferecido nos trabalhos desenvolvidos e pela atenção e cordialidade sempre manifestados, especialmente a Ari, Marília e Rute.

À técnica Rita Jacon do laboratório de metalografia do Departamento de Materiais, pela colaboração nos trabalhos de metalografia e microscopia.

Aos colegas-amigos Alberto, Barbara, Carlos Camelo, Celso, Dalberto, Fábio, Luciano, Miguel, Paulo Villani e Roseli, pelo apoio formal e as muitas horas compartilhadas.

À CONARGO S.A, ESAB, AGA, Lynx e ao Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas da UFRGS, pelo apoio material e experimental no desenvolvimento do trabalho.

Aos professores Valtair Ferraresi (UFU), Ivan Guerra Machado (UFRGS) e Anselmo Diniz (UNICAMP), pelo apoio técnico e experimental no desenvolvimento do trabalho.

À FAPESP pelo financiamento do projeto de pesquisa e o auxílio de bolsa outorgado.

*A Cuba e Brasil,.....*

*"A coisa mais bonita que podemos experimentar é o mistério. Ele é a fonte de toda a verdadeira arte e da ciência."*

*Albert Einstein*



## Resumo

CARVAJAL, F.H.D. Proposta de um Ensaio para Avaliação das Trincas Induzidas por Hidrogênio em Juntas Soldadas Assistida por Emissão Acústica. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, 1998, 199p (Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica)

Este trabalho, apresenta uma nova proposta de ensaio de implante para avaliar a sensibilidade ao trincamento assistido pelo hidrogênio no metal de solda, de um aço alta resistência e baixa liga. As principais modificações realizadas no ensaio de implante foram: um aumento do diâmetro do orifício da placa de teste e a injeção pneumática de uma haste de cerâmica no metal de solda. Para o desenvolvimento do trabalho foi usado o processo de arame tubular e ainda dois consumíveis com composições químicas e propriedades mecânicas diferentes. Utilizou-se como gases de proteção o  $\text{CO}_2$  e uma mistura de  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ , este último, para induzir altos valores de hidrogênio difusível na junta. A técnica de medida de emissão acústica foi usada para correlacionar os parâmetros dos sinais com os modos de fratura. Verificou-se a existência nas superfícies de fratura dos modos Coalescência de Microvazios (CMV), Quase-Clivagem (QC) e Intergranular (IG). Os ensaios realizados com menor nível de hidrogênio mostraram coerência com o modelo de microplasticidade de Beachem, o mesmo comportamento não foi verificado nos resultados dos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio. As fraturas obtidas no metal de solda mostraram predominantemente uma morfologia mista devido à formação de microtrincas. Constatou-se que os parâmetros dos sinais de emissão acústica aumentaram com o crescimento da fratura por CMV e ainda que o aumento da área de fratura IG provocou um maior número de eventos de baixa amplitude no sinal. O planejamento experimental permitiu uma validação estatística dos resultados para uma confiança de 90 %. A nova proposta de teste de implante permitiu obter uma correta avaliação da sensibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio no metal de solda e através de análise estatística residual, comprovou-se que a nova metodologia de ensaio foi eficiente e deve ser otimizada.

### Palavras-chave

Soldagem, Aço - Fratura, Hidrogênio, Emissão acústica.



## Abstract

CARVAJAL, F.H.D. Proposal of an Acoustic-Emission Assisted Test Procedure to Evaluate Hydrogen Induced Cracks in Welding Joints. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, 1998, 199p (Ph.D. Dissertation in Mechanical Engineering)

This dissertation proposes a new implant test to evaluate the sensitivity to Hydrogen-assisted cracking in the welding metal of high strength-low alloy steels. The main modifications proposed to be introduced into the normal implant test are: 1) an increase in the diameter of the orifice of the test plate and 2) the pneumatic injection of a ceramic rod into the weld metal. The details of the test procedure and of its performance verification are described in the text. The flux cored arc welding process was used for the development of the research work, and two consumables, of diverse chemical compositions and mechanical properties, were employed. Two types of gas were used as protection gas: CO<sub>2</sub> and a CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub> gas blend. The latter intended to induce high levels of diffusible hydrogen in the weld joints. The acoustic emission measurement technique was used to correlate the acoustic signal parameters to the fracture modes. Fractures classified in the fracture modes of Microvoid Coalescence (MVC), Quasi-Cleavage (QC) and Intergranular (IG) were encountered on the surfaces. The experiments run under the lowest hydrogen level show consistency with Beachem's microplasticity model. Such behavior was not observed in the results of runs under higher hydrogen levels. The fractures in the weld metal presented predominately a combined morphology due to the formation of microfractures. The parameters of the acoustic emission signals were found to increase with fracture growth in CMV. Further, the area increase of fractures IG provoked a higher number of low-amplitude events in the signal. The experimental planning allowed the statistical validation of the results, for a confidence level of 90%. The proposed implant test yielded a good assessment of the sensitivity to hydrogen-assisted cracking in the weld metal. It was proven, by means of residual statistical analysis, that the proposed test is efficient and shall be improved.

Key Words:

Welding, Steel - Fracture, Hydrogen, Acoustic Emission.

## Índice

Listas de Figuras .....	ivx
Listas de Tabelas.....	xix
Nomenclatura.....	xxiii
<b>Capítulo 1- Introdução e Objetivos</b> .....	<b>1</b>
1.1- Considerações Gerais.....	1
1.2- Objetivos .....	3
<b>Capítulo 2- Revisão da Literatura</b> .....	<b>4</b>
2.1- Trincas Assistidas por Hidrogênio. Mecanismos e Teorias.....	4
2.2- Importância do Hidrogênio no Fenômeno de Trincamento.....	6
2.2.1- Solubilidade do Hidrogênio no Ferro e nas Ligas Ferrosas.....	6
2.2.2- O Hidrogênio nos Processos de Soldagem.....	7
2.2.3- Dissociação de Gases na Coluna do Arco.....	9
2.2.4- Absorção de Hidrogênio pela Poça de Metal Fundido.....	9
2.2.5- Fatores que Afetam a Difusividade do Hidrogênio em Aços.....	15
2.2.6- Análise da Difusão do Hidrogênio em Juntas Soldadas.....	21
2.2.7- Métodos de Medida de Hidrogênio Difusível em Soldas.....	21
2.3- Importância das Tensões no Fenômeno de Trincamento Assistido pelo Hidrogênio (TAH).....	23
2.4- Tipos de Trincas Assistidas pelo Hidrogênio.....	24
2.5- Morfologias das Trincas ou Modos de Fraturas.....	24

2.6- Relação entre os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga e os Processos de Soldagem.....	27
2.7- Efeito dos Fenômenos Metalúrgicos da Soldagem dos Aços ARBL nas Trincas Assistidas pelo Hidrogênio.....	29
2.7.1- Influência da Dureza na Zona Afetada pelo Calor no Trincamento Assistido pelo Hidrogênio.....	30
2.7.2- Composição Química. Relação com o Trincamento Assistido pelo Hidrogênio na ZAC.....	31
2.7.3- Efeito dos Microligantes e Impurezas do Material.....	33
2.7.4- Influência do Tamanho de Grão.....	35
2.7.5- Trincamento Assistido pelo Hidrogênio no MS dos Aços ARBL.....	36
2.8- Testes para Avaliação de Trincas Assistidas pelo Hidrogênio.....	38
2.9- O Processo de Soldagem por Arame Tubular (FCAW -Flux Cored Arc Welding).....	40
2.10- Fundamentos da Emissão Acústica (EA).....	41
2.10.1- Sensor de Emissão Acústica.....	42
2.10.2- Análise do Sinal de Emissão Acústica.....	43
2.10.3- Monitoramento de Trincas por Emissão Acústica.....	44
<b>Capítulo 3- Materiais e Métodos.....</b>	<b>47</b>
3.1- Características do aço de alta resistência e baixa liga avaliado no trabalho.....	47
3.2- Processo de soldagem. Consumíveis.....	49
3.3 - Metodologia usada nas Análises do Hidrogênio Difusível.....	52
3.3.1- Coleta do Teor de Hidrogênio Difusível no Metal de Solda.....	52
3.3.2- Condições e Características de Realização do Ensaio.....	53
3.4- Determinação dos Ciclos Térmicos Impostos no Processo de Soldagem.....	53
3.5 - Ensaio de Soldabilidade usado no Trabalho para estudar a sensibilidade ao TAH.....	55
3.5.1- Preparação dos Corpos de Prova (Implante) e Placas Base.....	57
3.5.2- Cuidados de Limpeza na Realização dos Ensaios de Implante.....	69
3.6 - Planejamento Experimental.....	60
3.6.1- Procedimento e Seleção dos Níveis de Tensões Aplicadas no Ensaio de Implante Modificado.....	61
3.6.2- Determinação do Tamanho da Amostra Experimental (Repetibilidade).....	62

3.7- Viabilização do Uso da Técnica de Emissão Acústica (EA).....	64
3.7.1- Ensaios Preliminares e Parâmetros Usados na Configuração Final do Sistema de Medição de Emissão Acústica (SMEA).....	67
3.7.2- Determinação, Eliminação e Tratamento dos Ruídos Elétricos.....	70
3.7.3- Análise da Incidência de Outras Fontes de Emissão Acústica nos Ensaios.....	72
3.7.4- Metodologia para a Interpretação dos Sinais de Emissão Acústica.....	74
3.8- Caracterização e Medição das Áreas Pertencentes aos Diferentes Modos ou Micromecanismos de Fratura.....	75
3.9- Metodologia para a Caracterização Microestrutural das Zonas da Junta Soldada e Análise Fratográfica.....	77
3.10- Projeto da Nova Modificação ao Teste de Implante para Avaliação do Metal de Solda.....	77
<b>Capítulo 4- Resultados e Análises</b> .....	<b>84</b>
4.1- Resultados Preliminares.....	84
4.1.1- Análise do Efeito do Entalhe nas Propriedades Mecânicas do Aço.....	84
4.1.2- Resultados das Análises de Hidrogênio Difusível.....	87
4.1.3- Resultados das Medições dos Ciclos Térmicos Impostos pelo Processo de Soldagem.....	88
4.1.4- Caracterização Microestrutural da Junta Soldada Placa Base - Implante e Metal de Solda.....	91
4.1.5- Análise de Dureza das Juntas Soldadas.....	97
4.1.6- Medidas da Umidade Relativa Durante o Desenvolvimento Experimental.....	98
4.2- Resultados dos Ensaios de Implante Destinados a Estudar a Sensibilidade ao TAH na ZAC da Junta Soldada.....	99
4.2.1- Análises dos Tempos de Fratura.....	99
4.2.2- Localização e Desenvolvimento das Trincas no Ensaio de Implante Destinado a Avaliar a Sensibilidade da ZAC.....	102
4.2.3- Modos ou Micromecanismos de Fratura Presentes na Superfície Fraturadas dos Implantes nos Ensaios na ZAC.....	104
4.2.4 - Análises dos Sinais de EA Obtidos nos Ensaios de Implante na ZAC.....	113
4.3- Análise Estatística das Variáveis de Resposta dos Ensaios de Implante na ZAC.....	120

4.3.1- Análise de Variância e Comparação de Médias da Variável Tempo de Fratura na ZAC.....	122
4.3.2- Análise de Variância e Comparação de Médias das Variáveis Áreas Percentuais dos Modos de Fraturas na ZAC.....	124
4.3.3- Análise de Variância e Comparação de Médias das Variáveis, Parâmetros do Sinal de EA.....	133
4.4- Resultados dos Ensaios de Implante Usados para Estudar a Sensibilidade ao TAH no Metal de Solda (MS). .....	141
4.4.1- Tempo de Fratura ( $T_f$ ) e Tensão Crítica ( $\sigma_c$ ), Resultantes do Ensaio de Implante no MS .....	141
4.4.2- Localização e Desenvolvimento das Trincas no Ensaio de Implante Destinado a Avaliar a Suscetibilidade ao TAH no MS. ....	145
4.4.3- Análises dos Modos ou Micromecanismos na Superfície de Fratura dos Implantes nos Ensaios Realizados no MS. ....	149
4.4.4- Análise Quantitativa das Áreas dos Modos que Atuaram nas Superfícies de Fratura do MS. ....	155
4.4.5- Análises dos Sinais de Emissão Acústica (EA) nos Ensaios de Implante Realizados no MS. ....	158
4.5- Análise Estatística das Variáveis de Resposta dos Ensaios de Implante no MS.....	166
4.5.1- Análise Estatística da Variável Tempo de Fratura ( $T_f$ ) no MS.....	166
4.5.2- Análise de Variância e Comparação de Médias das Variáveis Áreas Percentuais dos Modos de Fraturas, no MS.....	168
4.5.3- Análise de Variância e Comparação de Médias das Variáveis Parâmetros do Sinal de EA no MS. ....	171
4.6- Análise da Funcionalidade da Nova Proposta do Teste Implante para Avaliar Suscetibilidade ao TAH no MS. ....	178
4.6.1- Dificuldades Encontradas na Utilização da Nova Proposta de Modificação do Ensaio de Implante.....	180
4.6.2- Uso da Análise de Resíduos dos Resultados Experimentais para Comprovar a Validade da Nova Proposta de Teste. ....	181

<b>Capítulo 5- Conclusões e Recomendações para Trabalhos Futuros</b> .....	186
5.1- Conclusões .....	186
5.2- Sugestões para Trabalhos Futuros .....	189
<b>Capítulo 6- Referências Bibliográficas e Bibliografia Consultada</b> .....	190
6.1 -Referências Bibliográficas.....	190
6.2 -Bibliografia Consultada.....	197
<b>Anexos</b> .....	200

## Listas de Figuras

<b>Figura 2.1:</b> Solubilidade do hidrogênio no ferro .....	7
<b>Figura 2.2:</b> Porcentagem de hidrogênio dissociado em função da pressão parcial e da temperatura.....	10
<b>Figura 2.3:</b> Esquema representativo da influência do processo de soldagem no nível de hidrogênio aportado.....	11
<b>Figura 2.4:</b> Modelo ideal de reação para absorção e liberação de hidrogênio em soldagem.....	14
<b>Figura 2.5:</b> Fatores mais importantes que influenciam na difusividade do hidrogênio em aços de baixo carbono.....	16
<b>Figura 2.6:</b> Diagrama de Beachem. Relação entre fator de intensidade de tensão, quantidade de hidrogênio na ponta da trinca e modos de fraturas. As linhas descontínuas mostram resultados de ensaio de restrição externa e sem restrição.....	26
<b>Figura 2.7:</b> Relação entre o fator de intensidade de tensão, hidrogênio difusível na zona da trinca e modo de fratura.....	27
<b>Figura 2.8:</b> Fluxo de átomos de hidrogênio do MS para a ZAC devido a diferenças na concentração e solubilidade. (a) Aços ao carbono convencionais, nos quais a transformação austenita - ferrita acontece a menores temperaturas na ZAC que no MS; (b) Aços ARBL, nos quais a temperatura de transformação austenita - ferrita é maior na ZAC que no MS.....	29
<b>Figura 2.9:</b> Mudanças na dureza da ZAC de aços com limite de escoamento de 360 MN/m <sup>2</sup> , desenvolvidos por diferentes processos: laminado, normalizado e laminação controlada.....	30
<b>Figura 2.10:</b> Influência do carbono equivalente de diferentes aços na dureza da ZAC, pré-aquecimento e insumo de calor crítico.....	31
<b>Figura 2.11:</b> Esquema representativo do teste de implante modificado.....	39
<b>Figura 3.1:</b> Micrografia das superfícies do metal base. Aço temperado e revenido. Microestrutura de martensita revenida e bainita com inclusões alongadas de sulfeto de manganês (MnS).....	48
<b>Figura 3.2:</b> Sistema eletromecânico “BUG-O”, que garante a regulação e controle da velocidade de soldagem e o DBCP no processo de soldagem FCAW.....	51
<b>Figura 3.3:</b> Dimensões dos corpos de prova usados nos ensaios para as análises de hidrogênio difusível.....	54
<b>Figura 3.4:</b> Locais de posicionamento na ZAC dos termopares tipo R com diâmetro 0,2 mm.....	54
<b>Figura 3.5:</b> Representação esquemática geral do ensaio de implante modificado com seus sistemas de monitoramento.....	56

<b>Figura 3.6:</b> Célula de carga instalada no equipamento para ensaio de implante modificado. ....	56
<b>Figura 3.7:</b> Vista geral da instalação geral para ensaio de implante modificado com seus sistemas de monitoramento. ....	57
<b>Figura 3.8:</b> Esquema de corpos de prova para ensaio de implante modificado na ZAC (medidas em mm e fora de escala). ....	58
<b>Figura 3.9:</b> Dimensões da placa base para o ensaio de implante na ZAC (medidas em mm, fora de escala).....	59
<b>Figura 3.10:</b> Representação esquemática do planejamento experimental.....	60
<b>Figura 3.11:</b> Diagrama do Sistema de Medição de Emissão Acústica (SMEA). ....	64
<b>Figura 3.12:</b> Posicionamento do sensor de EA no equipamento de teste.....	66
<b>Figura 3.13:</b> Sinal de EA provocado pela fratura de um grafite 2H (0,5 mm de diâmetro). ....	68
<b>Figura 3.14:</b> Parte do sinal de EA gerado pelo fenômeno de TAH durante o ensaio de implante, obtido pela configuração proposta do SMEA. ....	69
<b>Figura 3.15:</b> Esquema representativo da fonte de alimentação de corrente direta (Banco de Bateria), construída para alimentar o voltímetro RMS e o pre-amplificador Mod. 1220A.....	70
<b>Figura 3.16:</b> Sinal de ruído provocado pelo sistema de exaustão de gases e fumos de soldagem.....	72
<b>Figura 3.17:</b> Evento de emissão acústica característico da quebra da escoria na superfície do cordão de solda.....	73
<b>Figura 3.18:</b> Esquema representativo da aplicação da técnica de análise de imagens, usada para medir as áreas equivalentes a cada micromecanismo nas superfícies de fratura. ....	76
<b>Figura 3.19:</b> Representação da caracterização por MEV e dos modos de fratura obtidos durante o ensaio de implante. ....	76
<b>Figura 3.20:</b> Representação das hastes cilíndricas de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (99,6%) (medidas em mm, fora de escala).....	78
<b>Figura 3.21:</b> Esquema representativo do novo teste de implante para avaliar a zona fundida.....	80
<b>Figura 3.22:</b> Esquema do sistema pneumático de injeção das hastes de cerâmica (ISO 1219 - Símbolos dos componentes pneumáticos). ....	80
<b>Figura 3.23:</b> Posição dos cilindros pneumáticos na instalação para o ensaio de implante no MS.....	81
<b>Figura 3.24:</b> Esquema das medidas do entalhe a obter no metal de solda (mm).....	81
<b>Figura 3.25:</b> Batente mecânico, parte do sistema pneumático que controla a penetração da cerâmica na poça fundida. ....	82
<b>Figura 3.26:</b> Esquema final da placa base para o novo ensaio de implante, que objetiva avaliar a suscetibilidade ao trincamento a frio no MS (medidas em mm, fora de escala).....	83
<b>Figura 3.27:</b> Esquema representativo das zonas críticas de concentração de tensões no ensaio proposto.....	83
<b>Figura 4.1:</b> Modos de fratura em corpos de prova de aço ARBL, submetidos a tração (a)Com entalhe. (b)Sem entalhe.....	86
<b>Figura 4.2:</b> Ciclo térmico no MS da junta soldada, obtido com os parâmetros de soldagem usados na experiência e CO <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	89
<b>Figura 4.3:</b> Ciclo térmico no MS da junta soldada, obtido com os parâmetros de soldagem usados na experiência e CO <sub>2</sub> + 5% de H <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	89



<b>Figura 4.4:</b> Ciclos térmicos obtidos nas diferentes regiões da ZAC, quando usado CO <sub>2</sub> como gás de proteção e os parâmetros de soldagem usados na experiência.....	91
<b>Figura 4.5:</b> Micrografia representativa da interface sólido-líquido. Início da solidificação epitaxial. (1000x) Nital 2%.....	92
<b>Figura 4.6:</b> Micrografia do metal de solda obtido com o arame T-75. Nital 2% (a) Microscopia óptica (1000X); (b) MEV.....	93
<b>Figura 4.7:</b> Micrografias representativa do MS da junta soldada obtida com o arame T-120. (a) Microscopia óptica e ataque com Nital 2% (1000x); (b) Microscopia óptica e ataque de LaPera's (1000x).....	95
<b>Figura 4.8:</b> Micrografia realizada por MEV do MS obtido com arame T-120.....	96
<b>Figura 4.9:</b> Micrografia da CGZAC de uma junta soldada com o arame T-75. (a) MO 1000x, Nital 2% (b) MEV.....	96
<b>Figura 4.10:</b> Perfil de dureza da junta soldada para os dois arames e gases de proteção usados no trabalho.....	97
<b>Figura 4.11:</b> Variação da umidade relativa e a temperatura durante a semanas de realização dos ensaios de implante.....	99
<b>Figura 4.12:</b> Influência da tensão aplicada nos ensaios de implante na ZAC nos tempos médios de fratura, para cada nível de hidrogênio respresentado pelo gás de proteção....	101
<b>Figura 4.13:</b> Seção transversal representativa das superfícies de fratura. Desenvolvimento geral das trincas. (Arame T-120) (10x) Nital 2%.....	103
<b>Figura 4.14:</b> Fratografia representativa obtida por MEV. Visão geral da superfície de fratura de um implante ensaiado com 22,37 ml/100g e 495 MPa de tensão aplicada.....	104
<b>Figura 4.15:</b> Fratografia obtida por MEV. Modo de fratura por CMV. Ensaio de Implante com 22,37 ml/100g e 495 MPa de tensão aplicada.....	105
<b>Figura 4.16:</b> Fratografia obtida por MEV. Modo de fratura por QC. Ensaio de Implante com 22,37 ml/100g e 495 MPa de tensão aplicada.....	105
<b>Figura 4.17:</b> Fratografia obtida por MEV. Modo de fratura IG. Ensaio de Implante com 22,37 ml/100g e 495 MPa de tensão aplicada.....	106
<b>Figura 4.18:</b> Modo de fratura misto, caracterizado pela presença de várias microtrincas ( <i>Fisheyes</i> ). MEV.....	107
<b>Figura 4.19:</b> Fratografia obtida por MEV. Superfície de fratura de um implante ensaiado com 495 MPa e 7,23 ml/100 g (CO <sub>2</sub> puro).....	109
<b>Figura 4.20:</b> Fratografia obtida por MEV. Superfície de fratura de um implante ensaiado com 601 MPa e 7,23 ml/100 g (CO <sub>2</sub> puro).....	109
<b>Figura 4.21:</b> Correlação entre as tensões aplicadas nos ensaios de implante na ZAC e as áreas médias do modo de fratura QC.....	110
<b>Figura 4.22:</b> Fratografia obtida por MEV. Superfície de fratura de um implante ensaiado com tensão de 389 MPa e 22,37 ml/100 g.....	111
<b>Figura 4.23:</b> Fratografia obtida por MEV. Superfície de fratura de um implante ensaiado com 495 MPa e 22,37 ml/100g.....	111
<b>Figura 4.24:</b> Correlação entre as tensões aplicadas nos ensaios de implante na ZAC e as áreas médias do modo de fratura CMV.....	112
<b>Figura 4.25:</b> Correlação entre as tensões aplicadas nos ensaios de implante na ZAC e as áreas médias do modo de fratura IG.....	113
<b>Figura 4.26:</b> Parte representativa do sinal de EA gerado em um ensaio de implante com 601 MPa e CO <sub>2</sub> puro como gás de proteção.....	114
<b>Figura 4.27:</b> Aumento na escala de amplitude do sinal de EA gerado na condição de 601 MPa e CO <sub>2</sub> como gás de proteção.....	115

<b>Figura 4.28:</b> Parte representativa do sinal de EA gerado em um ensaio com 495 MPa e CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> como gás de proteção.....	116
<b>Figura 4.29:</b> Aumento na escala de amplitude do sinal de EA, gerado na condição de 495 MPa e CO <sub>2</sub> + 5% de H <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	117
<b>Figura 4.30:</b> Correlação entre as áreas médias do modo de fratura QC e o número total médio de eventos do sinal de EA para cada nível de hidrogênio usado .....	119
<b>Figura 4.31:</b> Correlação entre as áreas média de CMV e o número total médio de eventos do sinal de EA para cada nível de hidrogênio usado.....	119
<b>Figura 4.32:</b> Correlação entre a energia e a amplitude total média e a área média de CMV nos ensaios de implantes na ZAC.....	120
<b>Figura 4.33:</b> Correlação entre os tempos de fratura e a tensão nos ensaios de implante no MS. Arame T-120.....	142
<b>Figura 4.34:</b> Zona de formação das trincas no ensaio de implante modificado para avaliar a suscetibilidade ao TAH no MS. Arame T-75.(10x. Nital 2%).....	145
<b>Figura 4.35:</b> Morfologia de crescimento das trincas. Ensaio realizado com o arame T-75 e CO <sub>2</sub> + 5 % H <sub>2</sub> como gás de proteção (800x. Nital 2%).....	146
<b>Figura 4.36:</b> Macrografia representativa da seção transversal das superfícies de fratura, mostrando o desenvolvimento geral das trincas. (Arame T-120) (10x. Nital 2%).....	147
<b>Figura 4.37:</b> Macrografia da seção transversal do MS, mostrando a forma de propagação das trincas na região. Arame T-120.(10x. Nital 2%).....	149
<b>Figura 4.38:</b> Fratografia obtida por MEV. Microtrincas formadas aleatoriamente no MS, obtida com o arame T-120 e CO <sub>2</sub> + 5% de H <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	149
<b>Figura 4.39:</b> Fratografia obtida por MEV. Visão geral da superfície de fratura do MS em um implante ensaiado com 668 MPa de tensão aplicada CO <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	150
<b>Figura 4.40:</b> Fratografia obtida por MEV. Modo de fratura por CMV. Arame T-120, com 668 MPa de tensão aplicada CO <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	151
<b>Figura 4.41:</b> Fratografia obtida por MEV. Modo de fratura misto de IG + CMV. Ensaio de Implante no MS com 668 MPa de tensão aplicada e CO <sub>2</sub> como gás de proteção.....	152
<b>Figura 4.42:</b> Fratografia obtida por MEV. Modo de fratura mista de IG, CMV e QC. Ensaio de implante com 668 MPa e CO <sub>2</sub> como gás de proteção.....	152
<b>Figura 4.43:</b> Região caracterizada pela presença de várias microtrincas ( <i>Fisheyes</i> ). Superfície de fratura obtida no MS de um implante ensaiado com arame T-120, 580 MPa e CO <sub>2</sub> +5 % de H <sub>2</sub> .....	153
<b>Figura 4.44:</b> Macrografia da superfície de fratura de uma amostra típica dos ensaios realizados com arame T-75, 330 MPa e CO <sub>2</sub> +5% de H <sub>2</sub> . (a) Macrografia geral da superfície de fratura; (b) Detalhe da zona caracterizada pelo modo QC .....	154
<b>Figura 4.45:</b> Correlação entre as áreas do modo CMV e as tensões aplicadas no teste de implante no MS para cada nível de hidrogênio usado nos experimentos .....	157
<b>Figura 4.46:</b> Gráfico representativo do sinal de EA. Amostra ensaiada com arame T-120, 457 MPa e alto nível de hidrogênio (CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> ). (A) Ampliação da escala da amplitude. ....	159
<b>Figura 4.47:</b> Gráfico representativo do sinal de EA. Amostra ensaiada com arame T-120, 580 MPa e alto nível de hidrogênio (CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> ). (A) Ampliação da escala da amplitude. ....	160
<b>Figura 4.48:</b> Correlação entre a tensão aplicada nos ensaios e o número total médio de eventos do sinal de EA para cada gás de proteção usado. ....	162
<b>Figura 4.49:</b> Correlação entre a tensão aplicada e os parâmetros do sinal de EA (Energia e Amplitude total) para cada gás de proteção usado. ....	163

<b>Figura 4.50:</b> Correlação entre o número total médio de eventos do sinal de EA e as áreas de CMV para cada gás de proteção usado nos ensaios.....	164
<b>Figura 4.51:</b> Correlação entre as áreas do modo de fratura CMV e a amplitude (a) e energia (b) do sinal de EA, para cada gás de proteção. ....	164
<b>Figura 4.52:</b> Gráfico de resíduos contra ordem de coleta dos dados. Variável $T_f$ no ensaio de implante modificado para avaliar o MS na condição de alto nível de hidrogênio.....	182
<b>Figura 4.53:</b> Gráfico de resíduos contra ordem de coleta dos dados. Variável $T_f$ no ensaio de implante para avaliar a ZAC na condição de alto nível de hidrogênio. ....	182
<b>Figura 4.54:</b> Gráfico de resíduo contra médias para a variável $T_f$ no ensaio de implante modificado para avaliar o MS. Condição de alto nível de hidrogênio ( $CO_2 + 5\% H_2$ ). ....	183
<b>Figura 4.55:</b> Gráfico de resíduo contra médias para a variável $T_f$ no ensaio de implante modificado para avaliar a ZAC. Condição de alto nível de hidrogênio ( $CO_2 + 5\% H_2$ ). ...	184
<b>Figura 4.56:</b> Gráfico de probabilidade normal. Resíduos do $T_f$ no ensaio de implante modificado para avaliar o MS na condição de alto nível de hidrogênio.....	184
<b>Figura 4.57:</b> Gráfico de probabilidade normal. Resíduos do $T_f$ no ensaio de implante modificado para avaliar a ZAC na condição de alto nível de hidrogênio. ....	185

## Listas de Tabelas

<b>Tabela 2.1:</b> Temperatura para obter 90% de dissociação de alguns gases na coluna do arco .....	9
<b>Tabela 2.2:</b> Medidas da composição da atmosfera do arco na soldagem de aços, incluindo alguns valores de hidrogênio difusível.....	12
<b>Tabela 3.1:</b> Composição química e propriedades do metal de base(%).....	47
<b>Tabela 3.2:</b> Composição química dos arames de adição (%), 100% puros como depositados.....	49
<b>Tabela 3.3:</b> Propriedades mecânicas dos arames tubulares, 100 % puros como depositados.....	49
<b>Tabela 3.4:</b> Parâmetros do processo de soldagem FCAW.....	50
<b>Tabela 3.5:</b> Níveis de tensões aplicadas no ensaio de implante na ZAC, quando usado CO <sub>2</sub> como gás de proteção na soldagem.....	61
<b>Tabela 3.6:</b> Níveis de tensões aplicadas no ensaio de implante na ZAC, quando usado CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> como gás de proteção na soldagem.....	62
<b>Tabela 3.7:</b> Níveis de tensões e cargas aplicados no ensaio de implante no MS para cada arame usado na pesquisa.....	63
<b>Tabela 3.8:</b> Valores da média e desvio-padrão dos ensaios preliminares para determinar o tamanho da amostra experimental.....	63
<b>Tabela 3.9:</b> Fontes de ruídos e parâmetros característicos.....	71
<b>Tabela 3.10:</b> Características técnicas da cerâmica Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (99,6%).....	79
<b>Tabela 4.1:</b> Influência do entalhe nas propriedades mecânicas do material base.....	85
<b>Tabela 4.2:</b> Medidas de hidrogênio difusível no processo FCAW com proteção de CO <sub>2</sub> .....	87
<b>Tabela 4.3:</b> Medidas de hidrogênio difusível no processo FCAW com proteção CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> .....	88
<b>Tabela 4.4:</b> Valores médios dos parâmetros mais importantes dos ciclos térmicos na ZAC das juntas soldadas para cada gás de proteção.....	91
<b>Tabela 4.5:</b> Resultados dos T <sub>f</sub> nos ensaios de implante para avaliar a sensibilidade da ZAC.....	100
<b>Tabela 4.6:</b> Valores médios das áreas percentuais de cada modo de fratura, obtidos das superfícies fraturadas dos implantes nos ensaios na ZAC.....	107
<b>Tabela 4.7:</b> Média das somatórias dos parâmetros dos sinais de EA, resultantes dos ensaios de implante em amostras soldadas com CO <sub>2</sub> .....	117
<b>Tabela 4.8:</b> Média das somatórias dos parâmetros dos sinais de EA, resultantes dos ensaios de implante em amostras soldadas com CO <sub>2</sub> + 5 % H <sub>2</sub> .....	117
<b>Tabela 4.9:</b> Resumo da análise de variância da variável tempo de fratura na ZAC. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção CO <sub>2</sub> ).....	122

<b>Tabela 4.10:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável $T_f$ . Ensaio realizado com $CO_2$ como gás de proteção.....	123
<b>Tabela 4.11:</b> Resumo da análise de variância da variável tempo de fratura na ZAC. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2 + 5\% H_2$ ).....	124
<b>Tabela 4.12:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável $T_f$ . Ensaio realizado com $CO_2 + 5\% H_2$ como gás de proteção.....	125
<b>Tabela 4.13:</b> Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por QC. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2$ ).....	125
<b>Tabela 4.14:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável área do modo de fratura QC. Ensaio realizado com $CO_2$ como gás de proteção.....	124
<b>Tabela 4.15:</b> Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por CMV. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2$ ).....	127
<b>Tabela 4.16:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável área do modo de fratura CMV. Ensaio realizado com $CO_2$ como gás de proteção.....	127
<b>Tabela 4.17:</b> Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura IG. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2$ ).....	128
<b>Tabela 4.18:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável área do modo de fratura IG. Ensaio realizado com $CO_2$ como gás de proteção.....	128
<b>Tabela 4.19:</b> Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por QC. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2 + 5\% H_2$ ).....	130
<b>Tabela 4.20:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável área do modo de fratura QC. Ensaio realizado com $CO_2 + 5\% H_2$ como gás de proteção.....	130
<b>Tabela 4.21:</b> Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por CMV. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2 + 5\% H_2$ ).....	131
<b>Tabela 4.22:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável área do modo de fratura CMV. Ensaio realizado com $CO_2 + 5\% H_2$ como gás de proteção.....	131
<b>Tabela 4.23:</b> Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por IG. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2 + 5\% H_2$ ).....	132
<b>Tabela 4.24:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável área do modo de fratura IG. Ensaio realizado com $CO_2 + 5\% H_2$ como gás de proteção.....	132
<b>Tabela 4.25:</b> Resumo da análise de variância da variável número total de eventos de EA. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2$ ).....	134
<b>Tabela 4.26:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável número total de eventos da EA. Ensaio realizado com $CO_2$ como gás de proteção.....	134
<b>Tabela 4.27:</b> Resumo da análise de variância da variável energia total do sinal de EA. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2$ ).....	135
<b>Tabela 4.28:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável energia total. Ensaio realizado com $CO_2$ como gás de proteção.....	135
<b>Tabela 4.29:</b> Resumo da análise de variância da variável amplitude total do sinal de EA. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção $CO_2$ ).....	136
<b>Tabela 4.30:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável amplitude total do sinal de EA. Ensaio realizado com $CO_2$ como gás de proteção.....	136

<b>Tabela 4.31:</b> Resumo da análise de variância da variável número total de eventos do sinal de EA. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> ) .....	138
<b>Tabela 4.32:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável número total de eventos do sinal de EA. Ensaios realizados com CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	138
<b>Tabela 4.33:</b> Resumo da análise de variância da variável energia total do sinal de EA. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> ).....	139
<b>Tabela 4.34:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável energia total do sinal de EA. Ensaios realizados com CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> como gás de proteção.....	139
<b>Tabela 4.35:</b> Resumo da análise de variância da variável amplitude total do sinal de EA. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> ). ....	140
<b>Tabela 4.36:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias da variável amplitude total do sinal de EA. Ensaios realizados com CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> como gás de proteção.....	140
<b>Tabela 4.37:</b> Resultados dos T <sub>f</sub> nos ensaios para avaliação do trincamento assistido pelo hidrogênio no MS da junta soldada. Arame T-120. ....	142
<b>Tabela 4.38:</b> Resultados dos T <sub>f</sub> nos ensaios para avaliação do trincamento assistido pelo hidrogênio no MS da junta soldada. Arame T 75. ....	143
<b>Tabela 4.39:</b> Tensão crítica (σ <sub>c</sub> ) obtida nos ensaios de implante no MS para cada do tipo de arame e gás de proteção. ....	144
<b>Tabela 4.40:</b> Valores médios das áreas percentuais de cada modo de fratura. Ensaios de implante no MS usando CO <sub>2</sub> como gás de proteção e arame T-120. ....	155
<b>Tabela 4.41:</b> Valores médios das áreas percentuais de cada modo de fratura. Ensaios de implante no MS usando CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> como gás de proteção e arame T-120 .....	156
<b>Tabela 4.42:</b> Valores médios das áreas com morfologia características do modo de fratura misto na superfície fraturada nos ensaios de implante no MS .....	157
<b>Tabela 4.43:</b> Áreas percentuais dos modos fratura. Ensaios de implante no MS, usando CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> como gás de proteção e arame T-75. ....	158
<b>Tabela 4.44:</b> Parâmetros do sinal de EA característicos do TAH no MS. Arame T-120 e gás de proteção CO <sub>2</sub> .....	161
<b>Tabela 4.45:</b> Parâmetros do sinal de EA característicos do TAH no MS. Arame T-120 e gás de proteção CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> . ....	162
<b>Tabela 4.46:</b> Parâmetros do sinal de EA obtidos durante a fratura. Ensaios realizados com o arame T 75 a 932 MPa e CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	165
<b>Tabela 4.47:</b> Resumo da análises de variância da variável T <sub>f</sub> no MS. Ensaios realizados com arame T-120 e CO <sub>2</sub> como gás de proteção.....	167
<b>Tabela 4.48:</b> Resumo da análise de variância da variável T <sub>f</sub> no MS. Ensaios realizados com arame T-120 e CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> como gás de proteção.....	167
<b>Tabela 4.49:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias. Resultados do T <sub>f</sub> para as amostras ensaiadas com arame T-120 e CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> , como gás de proteção....	168
<b>Tabela 4.50:</b> Resumo da análise de variância da variável áreas do modo de fratura CMV no MS. Ensaios realizados com arame T-120 e CO <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	169
<b>Tabela 4.51:</b> Resumo da Análise de variância da variável áreas do modo de fratura CMV no MS. Ensaios realizados com arame T-120 e CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> .....	170
<b>Tabela 4.52:</b> Resumo do teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias. Áreas do modo de fratura CMV. Arame T-120 e CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> .....	171

<b>Tabela 4.53:</b> Resumo da análise de variância da variável número de total médio de eventos. Ensaio no MS, arame T-120 e CO <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	172
<b>Tabela 4.54:</b> Resumo da análise de variância da variável energia total média. Ensaio no MS, arame T-120 e CO <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	173
<b>Tabela 4.55:</b> Resumo da análise de variância da variável amplitude total média. Ensaio no MS, arame T-120 e CO <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	173
<b>Tabela 4.56:</b> Resumo da análise de variância da variável número total médio de eventos. Ensaio no MS, arame T-120 e CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	174
<b>Tabela 4.57:</b> Teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias. Número total médio de eventos do sinal de EA (CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> -T120). ....	175
<b>Tabela 4.58:</b> Resumo da análise de variância da variável energia total média. Ensaio no MS, arame T-120 e CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	175
<b>Tabela 4.59:</b> Teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias. Energia total média do sinal de EA (CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> -T120). ....	176
<b>Tabela 4.60:</b> Resumo da análise de variância da variável amplitude total média. Ensaio no MS, arame T-120 e CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> como gás de proteção. ....	177
<b>Tabela 4.61:</b> Teste de <i>Tukey</i> para comparação de médias. Amplitude total média do sinal de EA (CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> -T120). ....	177
<b>Tabela 4.62:</b> Resumo dos parâmetros fundamentais do ensaio proposto para avaliar a suscetibilidade a trincas assistidas pelo hidrogênio no metal de solda. ....	179

## Nomenclatura

### Abreviações

Ae- Amplitude dos Eventos de Emissão Acústica  
 A/D- Analógica/Digital  
 ASTM- *American Society for Testing Materials*  
 AF- Ferrita Acicular  
 ANSI- *American National Standards Institute*  
 ARBL- Alta Resistência e Baixa Liga  
 A<sub>T</sub>- Amplitude Total Média dos Eventos de Emissão Acústica  
 AWS- *American Welding Society*  
 BWRA- *British Welding Research Association*  
 CAD- Cartão Analógico/Digital  
 CCT- *Continuous Cooling Transformation*  
 CE- Carbono Equivalente  
 CGZAC- Região de Crescimento de Grão da Zona Afetada pelo Calor  
 CLR- *Constant Load Rupture*  
 CMV- Coalescência de Microvazios  
 CTS- *Controlled Thermal Severity*  
 DCM- *Dynamic Cracking Monitoring*  
 DMA- *Direct Memory Access*  
 dms- Diferença Mínima Significante  
 EA- Emissão Acústica  
 E<sub>T</sub>- Energia Total Média de Emissão Acústica  
 FCAW- *Flux Cored Arc Welding*  
 FS<sub>A</sub>- Ferrita com segunda Fase Alinhada  
 GATW- *Gas Tungsten Arc Welding*  
 GMAW- *Gas Metal Arc Welding*  
 GL- Graus de Liberdade  
 IC- Insumo de calor  
 I<sub>c</sub>- Intensidade de Corrente  
 IG- Intergranular  
 ICZAC- Região Intercrítica da Zona Afetada Termicamente  
 IIW- *International Institute of Welding*  
 ISO- *International Organization for Standardization*  
 K<sub>p</sub>- Constante de equilíbrio  
 LB-TRC- *Longitudinal Bead-Tensile Cracking*  
 LBC- *Longitudinal Bead Cracking*  
 LE- Limite de Escoamento  
 LF- Linha de Fusão  
 MAC- Martensita/Austenita/Carbetos  
 MEV- Microscopia Eletrônica de Verredura  
 MD- Metal Depositado  
 min- Minutos  
 mm- Milímetros  
 MO- Microscopia Óptica  
 MPa- Mega Pascal  
 MS- Metal de Solda  
 NF- Norma Francesa



PF<sub>G</sub>- Ferrita de Contorno de Grão  
 PF<sub>I</sub>- Ferrita Poligonal Intergranular  
 QC- Quase-clivagem  
 RMS- *Root Mean Square*  
 RRC- *Rigid Restraint Cracking*  
 RRE- Razão de Resistência ao Entalhe  
 SAW- *Submerged Arc Welding*  
 SMEA- Sistema de Medição de Emissão Acústica  
 SSA- Soma dos Quadrados entre Tratamentos  
 SSE- Soma dos Quadrados dentro dos Tratamentos  
 SSE/N-a- Quadrado Médio do Resíduo  
 SST- Soma dos Quadrados Total  
 STD- Sistema Técnicos Digitais  
 TAH- Trincas Assistidas pelo Hidrogênio  
 T<sub>f</sub>- Tempo de Fratura  
 T<sub>p</sub>- Temperatura de Pico  
 TRC- *Tensile Restraint Cracking*  
 UR- Umidade Relativa  
 V<sub>RMS</sub>- Amplitude do Sinal  
 V<sub>s</sub>- Velocidade de Soldagem  
 σ<sub>c</sub>- Tensão Crítica de Fratura  
 ZAC- Zona Afetada pelo Calor  
 ZF- Zona Fundida  
 Δ<sub>T8-5</sub>- Intervalo de Tempo entre 800 e 500 graus Celsius  
 Δ<sub>T3-1</sub>- Intervalo de Tempo entre 300 e 100 graus Celsius  
 °C- Graus Celsius

### Letras Latinas

a- Número de Tratamentos  
 D- Coeficiente de Difusão  
 e- Número de Eventos do Sinal de Emissão Acústica  
 K- Graus Kelvin  
 M- Martensita  
 N- Número Total de Observações  
 n- Repetibilidade  
 P- Pressão Parcial  
 q- Nível de Significância para o teste de *Tukey* (Tabelado)  
 S- Desvio-padrão  
 s- Segundos  
 t- Tempo  
 V- Tensão do Arco de Soldagem

### Letras Gregas

α- Nível de Significância (Precisão Estatística)  
 δ- Comprimento do Intervalo de Confiança  
 μ- Média  
 η- Eficiência

# Capítulo 1

## Introdução e Objetivos

### 1.1- Considerações Gerais

Desde a segunda guerra mundial até a atualidade, inúmeros trabalhos de pesquisa têm sido desenvolvidos com o objetivo de aprofundar as causas do fenômeno de trincamento em juntas soldadas. Granjon (1962) estudou a formação de fases pouco tenazes como a martensita e sua influência no trincamento em soldas, enfatizando a importância da presença de hidrogênio no trincamento a frio na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) de aços soldados.

Savage, Nippes & Szekeres (1976) comprovaram, usando o ensaio Vareststraint, a grande influência que possui o hidrogênio no início e no desenvolvimento das trincas a frio nos aços HY- 80 (*High Yield Strength*), mostrando as consequências da absorção deste gás durante o processo de soldagem.

O Trincamento Assistido por Hidrogênio (TAH) foi a denominação dada por Yurioka & Suzuki (1990) para estes tipos de trincas, mas na literatura encontram-se outros termos, tais como: trincamento a frio, trincas retardadas, trincamento por hidrogênio na ZAC, etc.

Apesar de ser um fenômeno largamente estudado, a formação do trincamento assistido pelo hidrogênio em juntas soldadas continua sendo um tema importante para pesquisadores e usuários, devido às mudanças de comportamento dos fatores e mecanismos que atuam sobre o fenômeno, como consequência do crescente desenvolvimento de novos materiais, novos processos de soldagem e, portanto, novos tipos de consumíveis.

A importância do estudo da soldabilidade dos aços Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) se deve à grande aplicação industrial destes materiais e ao comportamento microestrutural diferente quando submetidos a processo de soldagem, já que ocorrem mudanças

microestruturais no metal de solda e na zona afetada pelo calor, que provocam uma importante diminuição da ductilidade e tenacidade, aumentando a dureza, provocando, em alguns casos, fraturas frágeis e trincamento por hidrogênio.

Estas trincas, na maioria das vezes, se iniciam nas zonas de crescimento de grão ou parcialmente fundida da ZAC e se propagam para o Metal de Solda (MS) ou para o metal de base (Nippes & Xiong; 1988). Por outro lado, estas trincas podem iniciar também no MS da junta soldada, provocadas principalmente por uma temperabilidade igual ou maior desta região, quando comparada com a ZAC. Isso acontece fundamentalmente na soldagem de aços ARBL.

Um aspecto ainda mais importante é o uso crescente na indústria mecânica nacional e internacional, do processo de arame tubular (*Flux Cored Arc Welding-FCAW*), devido à elevada flexibilidade, alta qualidade do metal depositado e produtividade. No entanto, ao se analisar o fenômeno de trincamento assistido por hidrogênio e suas causas, pode-se constatar que o processo de soldagem por arame tubular possui um comportamento diferente quando comparado a outros processos altamente estudados. Esta diferença de comportamento está baseada principalmente nas características construtivas do arame tubular com fluxo interno, o qual pode aumentar ou diminuir a absorção de hidrogênio pela poça fundida.

O desenvolvimento de novos arames tubulares com maiores limites de resistência e tenacidade para a soldagem de aços ARBL, tem despertado interesse nos centros de pesquisa associados à soldagem. Esses melhores valores de propriedades mecânicas obtidos no metal depositado, devem-se, em vários casos, à adição de elementos de liga através do fluxo, fornecendo mudanças microestruturais que resultem nas altas propriedades mecânicas. Isto pode provocar risco de maior suscetibilidade ao trincamento a frio das juntas soldadas. Por isto, estudar a suscetibilidade ao trincamento assistido pelo hidrogênio de aços de alta resistência e baixa liga, quando soldados pelo processo FCAW, e os mecanismos que atuam durante a formação das mesmas, é de grande valia para o desenvolvimento tecnológico atual.

A formação de trincas assistidas pelo hidrogênio no MS tem sido pouco estudada, quando comparada à ZAC, devido a sua menor frequência e às dificuldades que apresentam os diferentes testes para avaliar, com adequada precisão, a influência dos fatores que provocam este fenômeno. Por esta causa, propõe-se nesta pesquisa um novo método de ensaio de implante modificado, visando analisar a suscetibilidade a trinca a frio no MS de juntas soldadas.

O uso da técnica de aquisição de emissão acústica, aplicada a processos de soldagem, tem alcançado, nas últimas décadas, grande utilização como técnica de ensaio não destrutivo. Um sensor acoplado à placa de teste no ensaio de implante, para detectar o instante de formação e propagação das trincas, tem sido usado em outras pesquisas e comprovou-se que pode ser obtida uma melhor análise do fenômeno e, juntamente com as técnicas de microscopia, permitem analisar e caracterizar integralmente os mecanismos de trincamento assistido pelo hidrogênio em juntas soldadas. Esta técnica também foi exaustivamente estudada por Ferraresi (1996), aplicada ao estudo de trincas de reaquecimento em juntas soldadas.

## 1.2- Objetivos

- Estudar a sensibilidade ao trincamento assistido por hidrogênio de um aço ARBL, soldado pelo processo FCAW (*Gas Shielded Arc Welding*).
- Estudar a sensibilidade ao trincamento assistido por hidrogênio no metal de solda obtido com dois arames tubulares.
- Propor um novo método de Teste de Implante Modificado para avaliar a sensibilidade ao trincamento assistido pelo hidrogênio no MS das juntas soldadas.
- Verificar a evolução e morfologia das trincas nas diferentes zonas da junta soldada e relacioná-las com os diferentes fatores que influenciam, segundo a teoria sobre o tema.
- Caracterizar e Quantificar as áreas dos modos ou micromecanismos de fratura obtidos.
- Medir os parâmetros dos sinais de EA (número de eventos, amplitude RMS e energia RMS) e relacioná-los com as áreas pertencentes aos modos de fratura que operam em cada condição experimental.

## Capítulo 2

### Revisão da Literatura

Uma extensa revisão bibliográfica sobre a temática é exigência para se tentar correlacionar os diferentes aspectos que estão diretamente associados à pesquisa: processo de soldagem FCAW, aços ARBL, desenvolvimento microestrutural do MS e da ZAC, micromecanismos de fratura característicos do fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio, características e importância do hidrogênio na soldagem, entre outros.

Para tanto, foi realizada uma atualizada e criteriosa pesquisa bibliográfica baseada, fundamentalmente, nos bancos de dados: COMPENDEX, METADEX e CORRENT CONTENTS, entre os anos de 1990 e 1998. Os duas primeiras constam em CD-ROM na biblioteca da área das Engenharias da UNICAMP e a terceira foi realizada através da *internet*, que também possibilitou pesquisar as bases de publicações de importantes organizações vinculadas à área - *International Institute of Welding (IIW)*, *American Welding Society (AWS)*, entre outras.

Como resultado desta pesquisa bibliográfica foram recuperados mais de 60 artigos importantes para o desenvolvimento da pesquisa, relacionados ao final deste trabalho. Foram ainda utilizados artigos de anos inferiores a 1990, no sentido de compreender e analisar a evolução da temática.

#### 2.1- Trincas Assistidas por Hidrogênio -mecanismos e teorias

Apesar do fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio ter sido grandemente estudado por vários pesquisadores, não existe um único modelo teórico para explicar o fenômeno que seja consensual. Existem poucos trabalhos, desenvolvidos por metalurgistas

físicos, em relação a este fenômeno, nos quais tenha-se aplicado as teorias propostas a casos práticos em processos de soldagem.

As principais teorias que tentam explicar o fenômeno são:

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

- **Teoria da absorção** de Petch e Stable - propõe que o hidrogênio diminua a energia livre de superfície, de forma que as trincas podem crescer através de pequenas tensões aplicadas. Os limites desta teoria começam a aparecer quando se observam as superfícies de fraturas de trincas assistidas por hidrogênio, nas quais aparecem deformações plásticas aparentes, impossíveis de terem sido provocadas, pois seria necessária maior energia de deformação (Yurioka & Suzuki, 1990).

- **Teoria de Troiano** - o hidrogênio interage com o acúmulo de discordâncias em áreas de tensão triaxiais, diminuindo a força coesiva. É sugerido que esta interação se deve aos elétrons de valência do átomo de hidrogênio que entram na camada "d" dos átomos de ferro, modificando as forças repulsivas, as quais determinam o espaçamento interatômico nos metais de transição, causando conseqüentemente as trincas.

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

No desenvolvimento dos modelos analisados anteriormente, os corpos de provas foram carregados com hidrogênio para estudar seu efeito na fratura. No entanto, está comprovado que o hidrogênio introduzido desta forma não tem o mesmo comportamento que em processos reais de soldagem.

Segundo Di-Jing, Hong & Jianming (1994), o trincamento por hidrogênio acontece entre os  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  e os  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , por isto é frequentemente conhecido como trincamento a frio e depende basicamente de três fatores interrelacionados:

- quantidade de hidrogênio difusível na solda;
- nível de tensão no material após o processo de soldagem;
- microestrutura suscetível.

## 2.2- Importância do Hidrogênio no Fenômeno de Trincamento

Com o objetivo de discutir a influência do hidrogênio nas propriedades dos metais e suas ligas será feita uma análise simples das características deste elemento.

O átomo de hidrogênio consiste de um único próton e um único elétron. É o único elemento da primeira série da tabela periódica e pode comportar-se tanto como metal como não metal. Forma compostos com átomos de todos os elementos da tabela periódica, como hidretos salinos, metálicos e covalentes; já que possui um único elétron de valência e pode-se ionizar na forma  $\text{H}^+$  ou aceitar um elétron e completar o sub-nível 1-s (Vieira, 1990).

Sob condições normais, o estado mais comum do hidrogênio gasoso é o molecular. A molécula do hidrogênio sofre dissociação quando lhe é fornecida uma grande quantidade de calor (reação endotérmica). A constante de equilíbrio  $K_p$ , da reação  $\text{H}_2 \leftrightarrow 2\text{H}$ , é obtida como se mostra na equação 2.1:

$$K_p = \frac{P^2_{\text{H}}}{P_{\text{H}_2}} \quad (2.1)$$

Onde:  $P^2_{\text{H}}$ - pressão parcial do hidrogênio atômico

$P_{\text{H}_2}$ - pressão parcial do hidrogênio molecular.

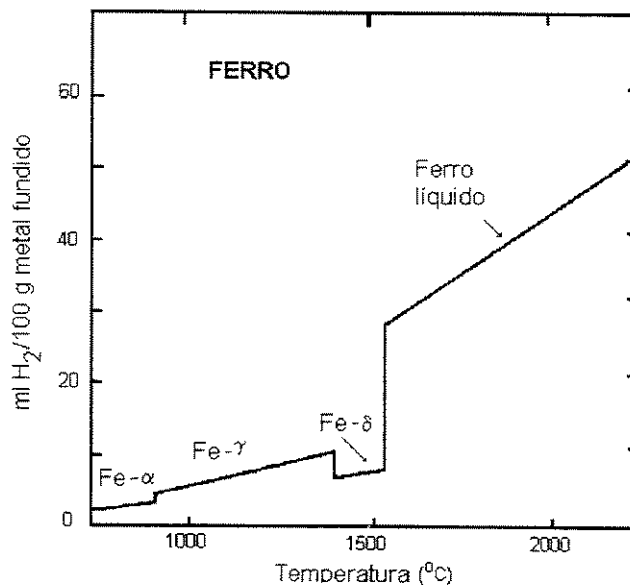
### 2.2.1- Solubilidade do Hidrogênio no Ferro e nas Ligas Ferrosas

Existe uma vasta bibliografia que trata sobre a solubilidade do hidrogênio em metais e isto se deve, como já foi colocado, à enorme interação deste com outros elementos. Segundo Grong (1994), a solubilidade do hidrogênio no ferro à temperatura ambiente é muito pequena, mas cresce com o aumento da temperatura. A  $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ , quando ocorre a transformação de ferro

cúbico de corpo centrado (ferro  $\alpha$ ) em cúbico de face centrada (ferro  $\gamma$ ), a solubilidade registra um importante aumento. Posteriormente, há um aumento gradual até a transformação  $\gamma - \delta$  ser alcançada. Neste ponto acontece um decréscimo na solubilidade e entre esta última transformação e o ponto de fusão existe um aumento gradual, até alcançar um aumento brusco no estado líquido. A curva de solubilidade do hidrogênio no ferro puro é mostrado na FIG. 2.1.

A curva de solubilidade dá uma idéia da 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 que na austenita ao nível da temperatura de transformação.

Esta combinação inversa de solubilidade com coeficiente de difusão, durante a transformação de fase, desempenha um papel fundamental na migração de hidrogênio para a zona afetada pelo calor em juntas soldadas (Granjon, 1971).



**Figura 2.1:** Solubilidade do hidrogênio no ferro  
 FONTE: Grong (1994)

## 2.2.2- O Hidrogênio nos Processos de Soldagem

Nos processos de soldagem, a composição do metal de solda depende das reações químicas que ocorrem na poça fundida à elevadas temperaturas e é influenciada pelas



características dos metais de adição (combinação do arame, fluxo, e/ou gases de proteção), pela composição química do metal base e pelas condições operacionais do processo aplicado.

Em contraste com os processos convencionais de fundição e refino de grão, onde as reações ocorrem em condições aproximadamente isotérmicas, nos processos de soldagem as interações químicas entre a poça fundida e as proximidades (metal base, atmosfera e escória) acontecem em segundos e em pequenos volumes, com gradientes de temperaturas da ordem de 1000 °C/mm e, por consequência, taxas de resfriamentos de 1000 °C/s. Por causa deste complexo e não isotérmico ciclo térmico resulta difícil de analisar e entender as reações que acontecem durante todas as etapas do processo de soldagem.

Segundo Grong (1994), experiências têm mostrado que é possível fazer uma análise análoga aos processos de fundição convencionais, aplicando aos processos de soldagem um simples modelo de reação em duas etapas:

- Etapa de altas temperaturas, onde as reações aproximam-se de um estado de pseudo-equilíbrio local;
- Etapa de resfriamento, onde as concentrações estabelecidas durante a etapa inicial tendem a reajustar-se por rejeição dos elementos dissolvidos desde o líquido.

A etapa de altas temperaturas compreende as reações entre o gás e o metal na ponta do arame (cátodo) ou na coluna de plasma e entre a escória e o metal na região mais quente da poça fundida e está caracterizada pela dissociação de gases nas altas temperaturas do cátodo e da coluna e grande absorção de elementos no metal líquido. Durante a etapa seguinte de resfriamento acontece uma supersaturação devido à diminuição da solubilidade; portanto o sistema responde com rejeição dos elementos dissolvidos no líquido, provocando reações gás-metal ou precipitação de novas fases.

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

### 2.2.3- Dissociação de Gases na Coluna do Arco

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

Gedeon & Eagar (1990) calcularam o grau de dissociação do hidrogênio em função da temperatura e pressão, para pressão total de 1 atmosfera em presença de argônio, hidrogênio diatômico e monoatômico. O resultado é mostrado na FIG. 2.2, onde pode ser observado que pequenas mudanças na pressão do hidrogênio diatômico representam grandes variações na porcentagem de gás dissociado. Observa-se na mesma figura que, assumindo uma temperatura de dissociação de 3000 K, quando existe uma diminuição na pressão de hidrogênio, aumenta a quantidade de hidrogênio dissociado.

**Tabela 2.1:** Temperatura para obter 90% de dissociação de alguns gases na coluna do arco

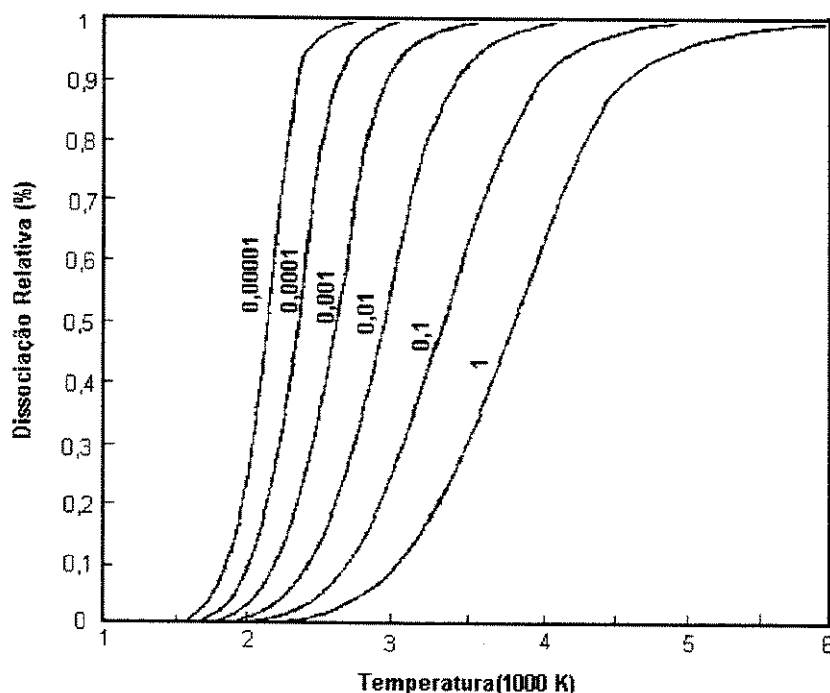
Gás	Temperatura de Dissociação (K)
CO <sub>2</sub>	3800
H <sub>2</sub>	4575
O <sub>2</sub>	5100
N <sub>2</sub>	8300

FONTE: Grong (1994).

Porém, na medida que exista maior quantidade de hidrogênio dissociado nas altas temperaturas do arco plasma, pode existir maior quantidade de hidrogênio disponível para ser absorvido pela poça fundida e com isto aumentar a suscetibilidade ao trincamento da junta soldada.

### 2.2.4- Absorção de Hidrogênio pela Poça de Metal Fundido

O hidrogênio pode ser introduzido na poça fundida da junta soldada através de um grande número de fontes.



**Figura 2.2:** Porcentagem de hidrogênio dissociado em função da pressão parcial e da temperatura

FONTE : Gedeon & Eagar (1990).

Este está presente em um baixo nível em todos os aços em forma atômica em solução sólida ou em forma molecular em locais apropriados dentro do aço, como inclusões e cavidades. Isto é válido também para os materiais usados como consumíveis em soldagem (Mckeown, 1985).

A superfície dos metais a serem soldados é também uma importante fonte de materiais hidrogenados - umidade, graxas, pinturas, entre outros. Também foi demonstrado por Dickehut & Hotz, (1991) que a umidade absoluta atmosférica (pressão parcial do vapor de água) possui uma importante influência no valor do hidrogênio difusível em soldas com eletrodos básicos.

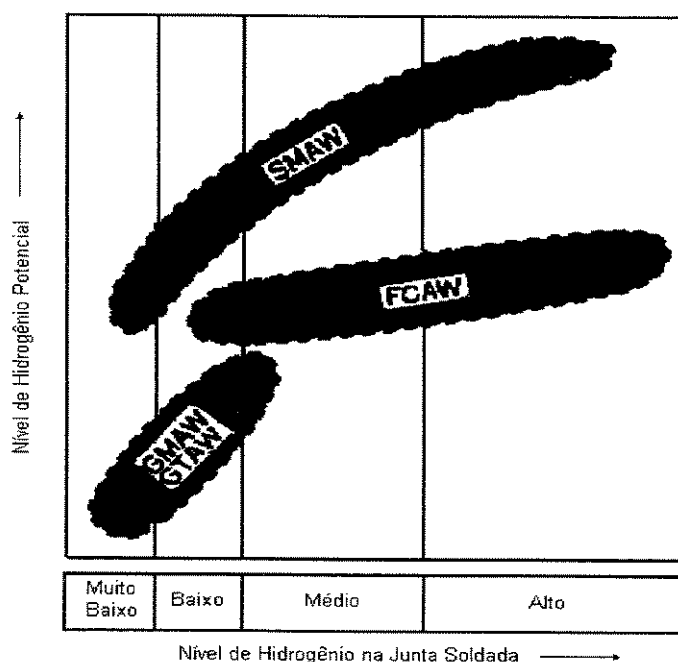
Umidade e grupos de matérias hidroxílicas podem ser encontradas nos materiais usados para a fabricação dos revestimentos e fluxos de soldagem, como por exemplo:

- Umidade presente como moléculas de água absorvidas pela maioria dos materiais em forma de pó quando expostos à umidade do ar;
- Umidade absorvida do ar, principalmente pelas malhas secas de silicato e por residuais de óxidos alcalinos que ajudam o processo de extrusão dos revestimentos após a secagem;

- Umidade retida pelo aglutinante de silicato durante a secagem inicial. O silicato, devido a seu caráter vítreo, não se comporta como outros sais inorgânicos, as quais cedem toda a água quando aquecidas acima dos 100 °C;
- Água de cristalização e umidade absorvida por argilas coloidais, presentes em vários dos minerais usados na fabricação dos consumíveis de soldagem. Exemplo: feldespato, micas, bentonita, etc;
- Grupos de estrutura hidroxílica, presentes em algumas substâncias orgânicas como a celulose.

Ocasionalmente, umidade pode ser introduzida através do gás de proteção em processos GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) e GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*).

Evidentemente, a concentração de hidrogênio difusível pode ser fortemente afetada pelo processo de soldagem. Como pode-se ver na FIG. 2.3, segundo Grong (1994), os menores conteúdos de hidrogênio difusível são obtidos quando usados eletrodos básicos de baixa umidade, os processos GMAW e GTAW.



**Figura 2.3:** Esquema representativo da influência do processo de soldagem, no nível de hidrogênio aportado

FONTE: Grong (1994).

Os processo SAW (*Submerged Arc Welding*) e FCAW podem oferecer tanto alto como baixos teores de hidrogênio, dependendo da qualidade do fluxo e das condições operacionais aplicadas. Os mais altos níveis de hidrogênio são associados normalmente com eletrodos de tipo celulósicos, ácidos e rutilicos e isto se deve à grande quantidade de asbesto, argilas e rutilo, presentes no revestimento.

A TAB. 2.2 mostra um resumo, segundo Grong (1994), da composição da atmosfera do arco em processos GMAW e SMAW, relacionando-a também com alguns valores típicos de níveis hidrogênio para cada processo. É importante salientar que para o processo GMAW, com CO<sub>2</sub> como gás de proteção, a composição da atmosfera pode variar dependendo dos parâmetros operacionais.

**Tabela 2.2:** Medidas da composição da atmosfera do arco na soldagem de aços, incluindo alguns valores de hidrogênio difusível

Processo	Fonte de hidrogênio primaria	Composição da atmosfera do arco (Vol%)			Hidrogênio Difusível (ppm)	
		CO <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub> +H <sub>2</sub> O	Faixa	Media
GMAW (CO <sub>2</sub> )	Umidade através do gás de proteção	98-80	2-20	<0,02	1-5	3
SMAW (ácido)	Umidade através do revestimento	~4	~34	~62	10-30	25
SMAW (rutilo)	Umidade através do revestimento	~4	~42	~54	10-30	25
SMAW (básico)	Umidade através do revestimento	~19	~77	~4	2-10	3-5
FCAW (rutilo)	Umidade através do fluxo				10-20	
FCAW (básico)	Umidade através do fluxo				2-5	
SAW (básico)	Umidade através do fluxo				2-10	

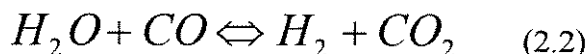
FONTE: Grong (1994)

Coe (1986) introduziu o parâmetro de hidrogênio potencial que pode, através de ensaios de laboratório, caracterizar qualquer consumível de soldagem. Este significa o total de hidrogênio presente nos consumíveis que pode potencialmente penetrar na poça fundida da junta soldada.

O uso deste conceito deixa claro que nem todo o hidrogênio presente nos materiais de soldagem se difunde para o interior da junta soldada, mas que quanto maior o nível de hidrogênio potencial, maior será o hidrogênio difundido no material.

Existem outros fatores que têm influência na absorção do hidrogênio potencial na poça fundida. Segundo Coe (1986), o  $CO_2$  presente nos carbonatos dos revestimentos e fluxos dos consumíveis diminuem a absorção de hidrogênio.

Neste sentido, Mckeown (1985) faz uma análise para eletrodos básicos, baseada na reação publicada por Mallet em 1947 e que se mostra na equação 2.2.



É sugerido pelo autor que a reação está aproximadamente em equilíbrio, o que permite deduzir um fator (F) e estimar o efeito da umidade dos consumíveis na atmosfera do arco. Este fator F pode ser estimado segundo a equação 2.3, onde  $P$  são as pressões parciais dos componentes.

$$F = 1 - (P_{H_2} \times P_{H_2O}) \left[ \frac{1}{P_{H_2O}} + \frac{1}{P_{H_2}} + \frac{1}{P_{CO}} + \frac{1}{P_{CO_2}} \right] \quad (2.3)$$

Da análise da equação 2.2 pode-se concluir que para alta relação  $CO/CO_2$  em eletrodos básicos, a adição de mais umidade incrementa a pressão parcial do hidrogênio e portanto aumenta a quantidade de hidrogênio difundido. Por outro lado, quando a relação  $CO/CO_2$  diminui, aumentando a umidade, decresce a pressão parcial do hidrogênio e, por consequência, sua absorção na poça.

A reação água - gás mostrada também confirma que, aumentando a pressão parcial do dióxido de carbono, decresce a pressão parcial do hidrogênio para manter o equilíbrio.

Mckeown (1985) também analisa a importância do fluoreto de cálcio, presente como elemento formador de escória, considerando que após a dissociação pode reagir com o hidrogênio dissociado nas altas temperaturas do arco e diminuir, desta forma, a quantidade que penetra na poça. Ele cita em seu trabalho que elementos dissociados a partir de compostos como cálcio e silício são fortes desoxidantes, liberando hidrogênio no arco.

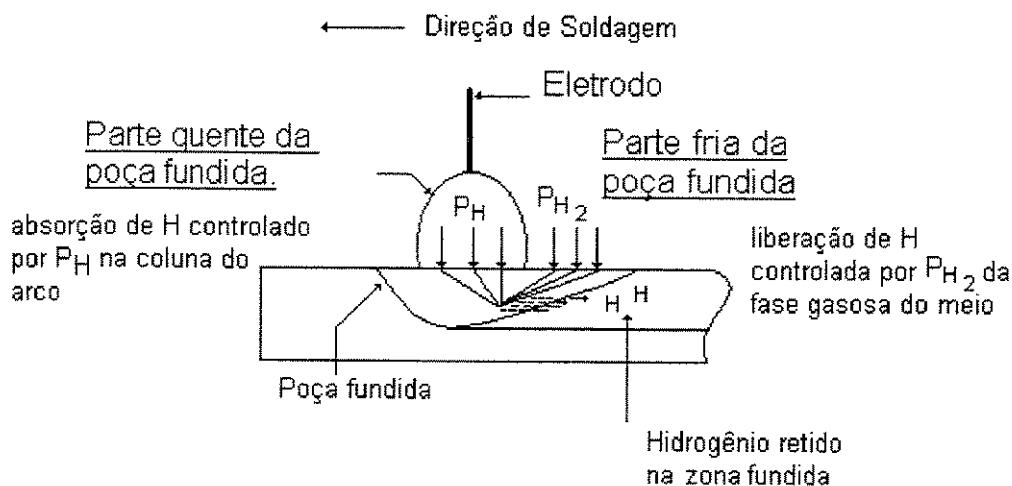
Terashima & Tsuboi (1982) apresentam resultados parecidos, significando que a adição de carbonatos no fluxo ou revestimento diminui a pressão parcial do hidrogênio na atmosfera do arco, que o incremento da basicidade da escória aumenta a difusão do hidrogênio do metal

fundido para a escória e a adição de fluoretos diminui a difusão de hidrogênio na poça fundida e aumenta a transferência de hidrogênio para a escória.

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

Grong (1994) propõe um modelo simples para analisar a absorção e difusão de hidrogênio no arco de soldagem. Este modelo pode ser observado graficamente na FIG. 2.4 e baseia-se em duas partes:

- Uma zona de entrada de altas temperaturas, caracterizada pela absorção de hidrogênio atômico da atmosfera do arco;
- Uma zona de liberação de hidrogênio, de menor temperatura, onde a resistência à evolução do hidrogênio é suficientemente pequena para manter o total equilíbrio químico entre o metal líquido e a fase gasosa do ambiente;



**Figura 2.4:** Modelo ideal de reação para absorção e liberação de hidrogênio em soldagem  
FONTE: Grong (1994).

Segundo Grong (1994), nas condições já vistas na FIG. 2.4, o conteúdo de hidrogênio residual na junta pode ser proporcional à raiz quadrada da pressão parcial inicial do hidrogênio diatômico no gás de proteção, concordando com a lei de Sievert's.

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

### 2.2.5- Fatores que Afetam a Difusividade do Hidrogênio em Aços

Devido à sua alta difusividade em aços, é realmente difícil localizar o hidrogênio experimentalmente, porém, tem-se usado soluções analíticas e numéricas com bons resultados para determinar sua distribuição nas regiões suscetíveis à trinca a frio em juntas soldadas de aços.

As soluções numéricas através do método de elementos finitos são as mais usadas. No entanto, o coeficiente de difusão de hidrogênio ( $D$ ) é o fator mais crítico de controle, já que, além da temperatura, depende de vários fatores internos do material, do estado da superfície e, no caso, do processo de soldagem.

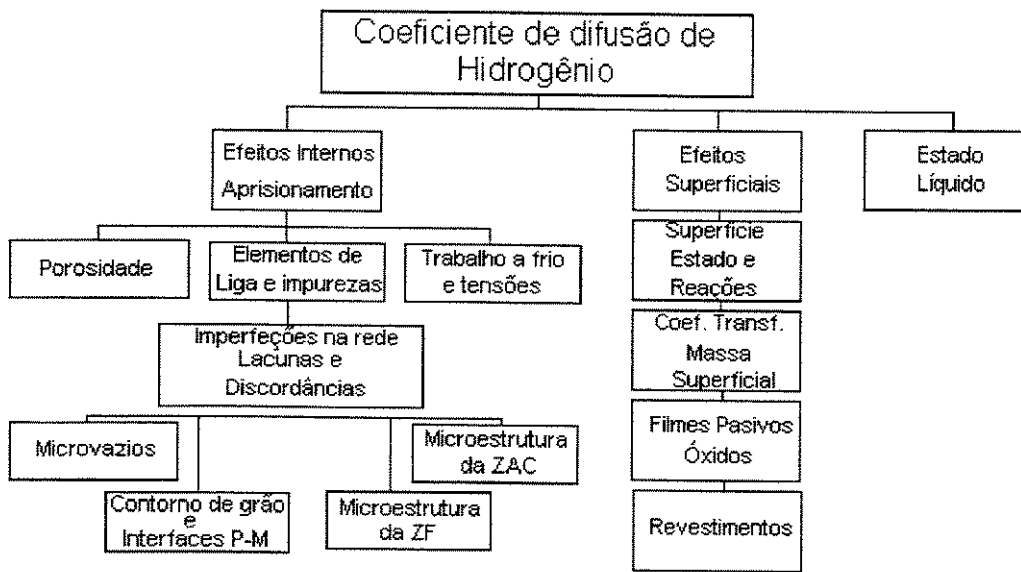
Desde que foram publicadas as primeiras equações contínuas e dependentes da temperatura, para a determinação do coeficiente de difusão ( $D$ ) do hidrogênio em ferro puro  $\alpha$  e  $\gamma$  (equações 2.4 e 2.5), várias pesquisas têm sido desenvolvidas para determinar este coeficiente em aços, mas estas abrangem uma faixa estreita de temperatura ( $T$ ) ou referenciam somente alguns efeitos especiais (Boellinghaus et al 1995). Coe (1973) foi o primeiro a publicar uma ampla análise sobre a influência da maioria dos fatores em  $D$ .

$$D = 0,076e^{-1150/T} \text{ (mm}^2\text{/s) para ferro } \alpha \quad (2.4)$$

$$D = 1,5e^{-6000/T} \text{ (mm}^2\text{/s) para ferro } \gamma \quad (2.5)$$

Uma avaliação dos fatores que afetam  $D$  e a distribuição de hidrogênio em soldas nas temperaturas inferiores à de solidificação, em aços estruturais de baixo carbono, é realizada por Boellinghaus et al (1995). Na FIG 2.5 são mostrados os fatores mais importantes que determinam o comportamento do  $D$  nas juntas soldadas destes materiais.





**Figura 2.5:** Fatores mais importantes que influenciam na difusividade do hidrogênio em aços de baixo carbono

FONTE: Boellinghaus et al (1995)

A seguir serão explicados os fatores que influenciam de forma mais importante a difusão de hidrogênio em juntas soldadas de aços.

#### Efeitos internos (Aprisionamento)

As pesquisas sobre o fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio em juntas soldadas, contribuíram para um melhor entendimento das causas da rápida diminuição da difusão de hidrogênio a temperaturas inferiores a 250 °C, assumindo-se, de forma geral, que o efeito do parâmetro interno da rede cristalina é o responsável por este comportamento, ou seja, existe uma quantidade de hidrogênio que fica retida em alguns locais nos interstícios da rede cristalina do ferro, por exemplo nas discordâncias ou acúmulo destas causado por deformação a frio.

#### Efeito da porosidade

Diferentes pesquisadores têm apontado a influência da porosidade sobre o coeficiente de difusão de hidrogênio. Ellerbrock, Vibrans & Stüve (1972) apontam que, em certa medida, uma porcentagem da porosidade presente em corpos de prova de aços é responsável pela diminuição da difusão de hidrogênio em aços a temperaturas inferiores a 400 °C.

Admite-se que o conteúdo total de hidrogênio em um corpo de prova de aço pode estar parcialmente dissolvido na rede cristalina do material e parcialmente retido nos poros uniformemente distribuídos no interior do aço.

#### Elementos de liga e impurezas

Boellinghaus et al (1995), usando como referência um aço para uso em plataformas marítimas (*statoil* grau I), concluem que elementos de liga - manganês, silício, cromo, níquel e carbono - não contribuem de forma direta para a difusividade do hidrogênio em aços estruturais. Portanto, o coeficiente de difusão de hidrogênio determinado para ferro puro pode ser considerado como boa aproximação para os aços de baixa liga.

Por outro lado, o carbono é comumente citado como um elemento que diminui fortemente a difusividade do hidrogênio em aços, mas está comprovado, em vários trabalhos, que esta influência só é importante quando o nível deste elemento está acima de 0,4%, já que aumenta consideravelmente o conteúdo da martensita na matriz metálica do aço. Essa questão será explicada posteriormente.

O efeito de outros elementos substitucionais e intersticiais na difusão de hidrogênio na rede do ferro tem sido pouco citado em publicações científicas. Existem alguns trabalhos que reconhecem a influência do silício na diminuição da difusão de hidrogênio em aços. Neste particular, Boellinghaus et al (1995) determinaram que 1,06% em peso de silício em aços provoca diminuição de D em 10 vezes, à temperatura ambiente.

Brass, Chene & Pivin (1989) encontraram que 1 % em peso de nitrogênio pode diminuir D em 10 vezes, pelo acúmulo do átomo de hidrogênio nos interstícios da rede nos átomos de nitrogênio.

Alguns trabalhos mostram que níveis de tungstênio acima de 0,52% provocam uma diminuição marcante de D. De forma geral, Shirley & Hall (1983) concluíram que a retenção de hidrogênio por átomos intersticiais e substitucionais pode ser influenciada por elementos que estão a esquerda do ferro na tabela periódica.

#### Deformação a frio e tensão aplicada

Está claro que o trabalho a frio do material e a deformação plástica geralmente diminuem o coeficiente de difusão de hidrogênio (Yurioka & Suzuki, 1990), mas não há consenso, na literatura especializada, se tensões de tração aceleram ou retardam a difusividade do hidrogênio em aços.

Boellinghaus et al (1995) explicam que não existe clareza a respeito, mas que tensões de tração aceleram a difusão de hidrogênio devido ao transporte de hidrogênio por movimento das discordâncias, até um ponto onde a deformação plástica é extensiva e retarda a difusão.

#### Imperfeições na rede cristalina

Como é conhecido, existe tendência dos átomos intersticiais de acumularem-se nas imperfeições da rede como causa da deformação plástica, sendo isto considerado por diversos autores como uma causa óbvia da rápida diminuição da difusividade do hidrogênio a baixas temperaturas.

Nesta revisão de literatura encontrou-se contradição entre as teorias que tratam sobre a interação do hidrogênio com as discordâncias. Por um lado existem autores que tratam esta interação como reversível. No entanto, as discordâncias atuam como irreversíveis, portanto, o hidrogênio pode ser retido por discordâncias estacionárias. Por outro lado, tem sido observada interação do hidrogênio com discordâncias móveis, o que é impossível de explicar sem entrar na teoria da fragilização por hidrogênio (Toribio & Kharin, 1997).

Isto foi comprovado por diferentes autores, que têm detectado a existência de uma ativa interação com as discordâncias, aumentando seus movimentos e gerando novas.

Na soldagem de aços isto pode significar que, além do hidrogênio difundir-se para a zona afetada pelo calor, também pode ser transportado pelas discordâncias para a região da junta suscetível ao trincamento, devido à deformação plástica causada por tensões residuais ou externas (Boellinghaus et al, 1995).

#### Efeito da microestrutura na difusividade do hidrogênio

A microestrutura atua de diferentes formas na difusão de hidrogênio em aços, mas é necessário realizar a análise neste trabalho objetivando os locais de retenção do hidrogênio, o que deve ser válido para qualquer aço baixa liga submetido a processos de soldagem.

Está comprovado que a formação de defeitos microestruturais - microvazios - que podem se formar em inclusões não metálicas presentes no material, alteram o coeficiente de difusão de hidrogênio em baixas temperaturas, servindo como locais de retenção.

Algumas teorias apontam que inclusões de sulfeto de manganês diminuem a difusividade do hidrogênio em aços. Neste aspecto as inclusões de óxido de silício e alumínio têm uma influência maior. No entanto, as teorias não explicam a afinidade pelo hidrogênio em nenhum caso, servindo apenas como locais de aprisionamento do hidrogênio.

Por outro lado, existem teorias que explicam que a difusão de hidrogênio não é unicamente provocada pelo preenchimento das descontinuidades na rede cristalina nas inclusões de sulfeto de manganês, mas também por reações químicas entre o hidrogênio atômico e as inclusões instáveis (Boellinghaus et al, 1995).

Não fica claro na bibliografia consultada a influência dos contornos de grãos na difusão do hidrogênio. Em alguns casos se explica que normalmente estes representam trajetórias que aceleram a difusão. Em outros, como Chew & Flabing (1972), cita-se que não foram encontradas diferenças na difusão do hidrogênio em aços de grão fino e grãos grosseiros. Contrariamente, outros trabalhos propõem que os contornos de grão seriam locais de retenção do hidrogênio.

Quando se explica a relação entre as fases microestruturais e a difusividade do hidrogênio existe mais consenso, chegando-se a entender que as interfaces cementita-ferrita e ferrita-perlita atuam como sítios de retenção do hidrogênio em aços ao carbono.

Também está demonstrado por pesquisadores (Lee & Lee, 1987) que em aços microligados ao vanádio, titânio e nióbio existe uma forte diminuição da difusão do hidrogênio devido à formação de carbonetos destes elementos, pois a formação de interfaces partículas-matriz atuam como locais de retenção do hidrogênio.

Boellinghaus et al (1995) explicam que a martensita obtida a partir de processos convencionais de têmpera diminui a difusão do hidrogênio. No entanto, na martensita obtida por têmpera e revenimento se observa maior difusividade à medida que aumenta a temperatura de revenido.

Nos processos de soldagem existe uma importante influência do tipo de martensita formada na ZAC na difusão do hidrogênio. A mais importante é a existência de um repentino incremento na difusividade do hidrogênio se existe transformação martensítica na ZAC, mostrado por Chan, Lee & Yang (1991). Eles observaram também que a presença de austenita retida na microestrutura da martensita aumenta os sítios de retenção do hidrogênio nas interfaces e, portanto, decresce a difusividade do hidrogênio.

Também está comprovado que a difusividade do hidrogênio na ZAC é 10 vezes menor do que no metal de solda e do que no metal base da junta soldada.

As características do material de adição têm uma significativa influência na quantidade de hidrogênio que difunde do MS para a ZAC. Têm-se detectado valores de difusividade do hidrogênio maiores quando são usados fluxos ou revestimentos básicos nos eletrodos, ao invés de revestimentos rutilicos ou ácidos, devido à maior quantidade de inclusões de escória não

metálicas e oxigênio presentes nos revestimentos rútilicos e ácidos, o que significa locais de retenção do hidrogênio. Yurioka & Suzuki (1990) explicam que com eletrodos rútilicos formam-se carbo nitretos de titânio (TiC(N)), fortes locais de retenção do hidrogênio devido à sua alta energia de ligação.

Em soldagem multipasses, normalmente pode acontecer que os passes posteriores removam uma quantidade de hidrogênio importante, mas o metal líquido da nova zona fundida possui muito hidrogênio, que pode ser retido nas bordas da área entre passes (Hart & Evans, 1997).

### Efeitos Superficiais

Um grande grupo de pesquisadores têm dado um significado importante aos efeitos superficiais na diminuição da liberação de hidrogênio a temperaturas inferiores a 250 °C.

Considerando os efeitos superficiais, cinco fatores podem ser tomados para analisar os problemas da difusão de hidrogênio em soldas:

- Dissociação de moléculas em hidrogênio monoatômico ou íons na superfície;
- Solução de átomos ou íons para o interior do metal através da camada superficial;
- Difusão de íons através do metal;
- Transferência dos íons ou átomos para a superfície;
- Recombinação de átomos ou íons em hidrogênio molecular e transferência para o meio ambiente.

Em processos de soldagem reais as duas primeiras etapas podem ser desprezadas, já que hidrogênio é introduzido no material da poça fundida através do arco.

Existe uma influência comprovada do estado superficial na difusividade do hidrogênio baseada na energia de ativação para diferentes estados superficiais. Constatou-se que, para superfícies polidas com menor energia de ativação, a difusividade do hidrogênio diminui em relação a superfícies rugosas.

A difusão de hidrogênio pode ser retardada pela influência de filmes de óxidos passivos presentes na superfície de aços; este efeito é pouco influente em aços de baixo carbono de grão fino.

Os recobrimentos eletrolíticos à base de níquel, cromo, cádmio e titânio reduzem a difusão de hidrogênio, dependendo da espessura da camada depositada. Tais recobrimentos podem ser usados para prevenir a absorção de hidrogênio em amostras ou peças com regiões suscetíveis ao trincamento ou para prevenir a evolução do hidrogênio em amostras usadas para ensaios experimentais.

### **2.2.6- Análise da Difusão do Hidrogênio em Juntas Soldadas**

A mecânica de fratura estabelece claramente que, em determinadas condições, quando o fator de intensidade de tensão alcança um nível crítico, uma trinca frágil se forma e se propaga rapidamente. Em juntas soldadas, foi comprovado por Vasedevan, Stout & Pense (1981), através da técnica de emissão acústica, que no fenômeno de trincamento a frio as trincas formadas se propagam de forma descontínua, sendo necessário alcançar, além da tensão crítica, um valor crítico do teor de hidrogênio na ponta da trinca para que esta se propague, o que é caracterizado por um tempo de incubação de hidrogênio (difusão de hidrogênio das regiões vizinhas).

Segundo Yurioka & Suzuki (1990), quando existem condições de tensões triaxiais na ponta da trinca, e esta é de natureza trativa, a rede cristalina se expande, aumentando o parâmetro de rede e facilitando a difusão de hidrogênio para esta região.

Ao explicar o fenômeno de trincamento a frio, há uma relação confirmada entre a tensão crítica da junta e o nível de hidrogênio. Na medida que um deles aumenta o outro pode ser menor para chegar ao trincamento na região mais suscetível, microestruturalmente, da junta soldada, o que tem sido comprovado em várias pesquisas, através de testes de restrições internas e externas (Ensaio de implante, entre outros).

### **2.2.7- Métodos de Medida de Hidrogênio Difusível em Soldas**

Os métodos de medida de hidrogênio difusível em juntas soldadas permitem avaliar consumíveis ou processos de soldagem, determinando quanto hidrogênio pode difundir através da poça de fusão e facilitando a identificação de fontes potenciais de hidrogênio e a classificação dos diferentes materiais de soldagem. Estes métodos fornecem os valores iniciais

para cálculos das temperaturas de pré-aquecimento e de tratamento térmico para remover hidrogênio após soldagem.

Um consumível de soldagem também pode ser classificado através da medida da quantidade de hidrogênio potencial contida no revestimento ou fluxo. Entretanto, a medida do hidrogênio difusível é mais interessante quando se analisa o fenômeno de trincamento assistido por hidrogênio já que, como foi dito anteriormente, existe uma parte do hidrogênio potencial que não é difundido para o metal fundido, devido à reações químicas provocadas por elementos presentes nos consumíveis.

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

Segundo Ball et al (1981), os métodos de medida de hidrogênio mais comuns usados e recomendados pelas diferentes normas internacionais são:

- Método da glicerina, desenvolvido no Japão e padronizado segundo as normas JIS Z 313-1975 e ASTM A316-48T;
- Método de mercúrio, do Instituto Britânico de Soldagem (BWRA), adotado pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) e normalizado segundo a ISO 3690;
- Método da cromatografia gasosa, desenvolvido pelo Instituto de Soldagem Elétrica E.O. PATON.

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

Kotecki & La Fave (1985) recomendaram o uso dos métodos de cromatografia gasosa e do mercúrio, devido a uma maior repetibilidade dos resultados dos ensaios realizados em diferentes laboratórios usando as mesmas condições experimentais. Também foi demonstrada por eles a inviabilidade do método da glicerina para a determinação de baixos níveis de hidrogênio.

Segundo Kotecki (1992), em seu trabalho sobre reconsiderações nos procedimentos de medição de hidrogênio em juntas soldadas de aços de baixa liga, os consumíveis para soldagem

podem ser classificados, quando testados de acordo com a norma ANSI/AWS A4.3, com as seguintes designações, dependendo dos valores de hidrogênio difusível,

- H16- Para consumíveis que produzem não mais de 16 ml/100 g;
- H8- Para consumíveis que produzem não mais de 8 ml/100 g;
- H4- Para consumíveis que produzem não mais de 4 ml/100 g.

Este sistema é válido para eletrodos revestidos de médio carbono e baixa liga (ANSI/AWS A5.1 e A5.5), arames e fluxos para solda por arco submerso de aços de médio carbono e baixa liga (ANSI/AWS A5.17 e A5.23), arames para soldagem com gases protetores de aços médio carbono e baixa liga (ANSI/AWS A5.18 e A5.28) e arames tubulares para aços de médio carbono e baixa liga (ANSI/AWS A5.20 e A5.29).

### **2.3- Importância das Tensões no Fenômeno de Trinca Assistido pelo Hidrogênio (TAH)**

A tensão é um dos fatores que influenciam a ocorrência de trincas assistidas pelo hidrogênio e suas causas em juntas soldadas são as seguintes:

- Transformações de fases;
- Contração térmica;
- Restrição mecânica.

As transformações de fases provocam dilatação e o grau desta dilatação depende do pico de temperatura atingido durante o processo de soldagem e do tamanho de grão inicial na região. A dilatação maior é obtida na transformação austenita-martensita e corresponde a 4% em volume, o que significa 1,4 % de deformação linear, causando grande variação na tensão residual.

A contração térmica se deve à solidificação e à contração do metal já solidificado e ocorre tanto na direção longitudinal como transversal, causando deformação da junta.

Segundo Lancaster (1987), a tensão ou deformação desenvolvida na junta pode resultar de uma auto-restrição, restrição externa ou ainda uma combinação delas. A auto-restrição é causada pela contração local da solda relacionada com a sua vizinhança imediata e pela deformação local gerada pela transformação de fases. Já a restrição externa se deve à



estrutura, que pode ser inflexível ou não de acordo com o projeto. A restrição interna pode resultar numa tensão próxima ao limite de escoamento do metal de solda. Com a aplicação de uma tensão externa e um nível de hidrogênio crítico, o fenômeno de trincamento acontece muito mais facilmente.

#### 2.4- Tipos de Trincas Assistidas pelo Hidrogênio

As trincas assistidas pelo hidrogênio em juntas soldadas podem ser classificadas dependendo de diferentes fatores:

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

#### 2.5- Morfologias das Trincas ou Modos de Fraturas

Como já foi citado no item 2.1, onde se resume a teoria de Beachem, no trincamento assistido pelo hidrogênio podem existir os seguintes modos de fratura: intergranular (IG), quase-clivagem (QC) e coalescência de microvazios ou fratura alveolar (*dimples* - CMV).

Segundo Yurioka & Suzuki (1990), o modo de fratura por QC é característico da fragilidade por hidrogênio, sendo observado que a orientação cristalográfica da fratura

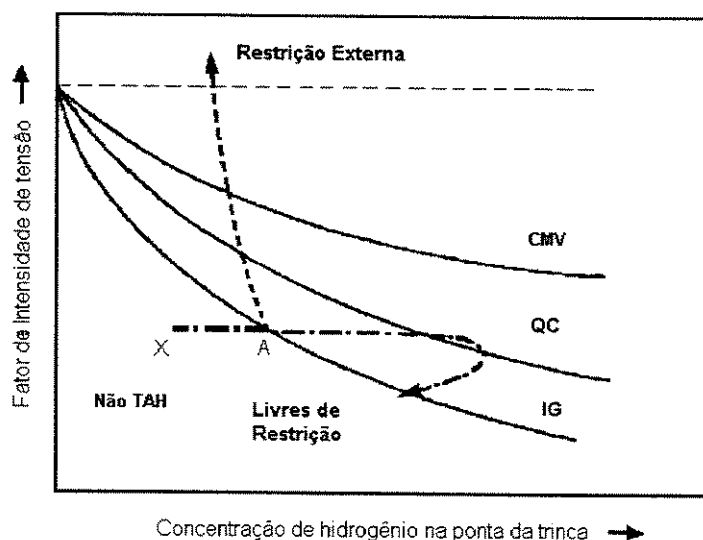
fragilizada pelo hidrogênio é no plano  $\{110\}$ , similar à fratura frágil ou por clivagem. A fratura por QC apresenta facetas que têm ao redor *dimples*, mostrando a existência de deformação plástica na propagação da trinca.

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

A fratura IG ocorre em alguns casos específicos, quando a força de coesão intergranular diminui ou quando o material é solicitado de forma a se propiciar ocorrência de fluência. O primeiro caso, como citam Fernadini (1997) e Briant & Banerj (1978), em geral pode ser resultado da ação de uma atmosfera reativa, da presença de constituintes de baixo ponto de fusão como chumbo, estanho, cádmio, etc., ou, altos teores de elementos como hidrogênio, enxofre e fósforo nos contornos de grão.

Beachem (1972) mostrou na FIG. 2.6 a relação entre o fator de intensidade de tensão, o nível de hidrogênio difusível e o modo de fratura induzida pelo hidrogênio. Como pode ser observado, o modo de fratura IG predomina para baixos valores de intensidade de tensão, já que este modo é o mais energeticamente favorável e envolve menos quantidade de deformação plástica. Para maiores intensidades de tensão, os modos de fratura que predominam são QC e CMV, muito mais rápidos que a fratura IG.

Vasudevan, Stout & Pense (1981) observaram que, durante o ensaio de implante, o modo de fratura mudava de IG, passando para QC e logo CMV. Os resultados desta pesquisa foram analisados por Yurioka & Suzuki (1990) e representados no diagrama de Beachem (FIG. 2.6). O ponto marcado com a letra X pode ser interpretado como a combinação do fator de intensidade de tensão com o nível de hidrogênio difusível logo após a soldagem, à medida que o tempo passa, o hidrogênio se acumula na ponta do entalhe. Quando o nível de hidrogênio alcança o ponto A (nível crítico) uma trinca é iniciada. Em juntas soldadas sem restrição, quando a trinca cresce, as tensões residuais sofrem um relaxamento e o fator de intensidade de tensão decresce, portanto, eventualmente a trinca para. Em ensaios de restrição externa (a exemplo do ensaio de implante), o fator de intensidade de tensão continua crescendo e a trinca cresce com maior aceleração.

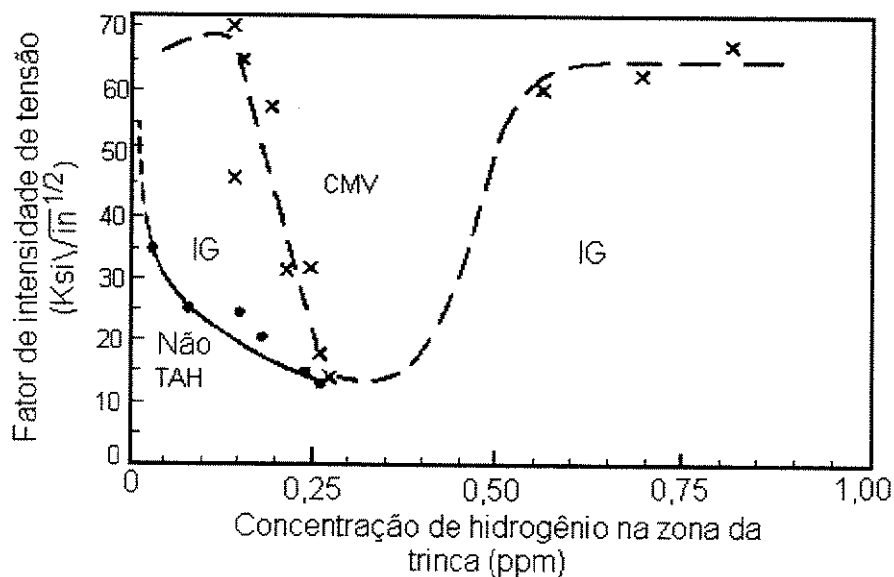


**Figura 2.6:** Diagrama de Beachem. Relação entre fator de intensidade de tensão, quantidade de hidrogênio na ponta da trinca e modos de fraturas. As linhas descontínuas mostram resultados de ensaio de restrição externa e sem restrição

FONTE: Yurioka & Suzuki (1990)

Gedeon & Eagar (1990) concordaram com a diminuição no modo de fratura IG, na medida que aumenta o fator de intensidade de tensão, predominando os modos QC e CMV. Estes autores também encontraram que, para maiores níveis de hidrogênio difusível, do que os usados por Beachem (1972), o modo IG ainda predominava em altos valores do fator de intensidade de tensão, como pode ser observado na gráfico da FIG. 2.7, obtido com os resultados experimentais do trabalho.

Segundo Vuik (1993), existe influência do conteúdo de oxigênio presente no MS na ocorrência do modo de fratura IG nesta região. O modo de fratura muda com o conteúdo de oxigênio e o nível de tensão, a porcentagem de fratura IG aumenta na medida que aumenta o nível de oxigênio e diminui a tensão. Fica claro que, como consequência do aumento no teor de oxigênio, a microestrutura do MS muda de lamelas de martensita (15 a 30 ppm) para uma microestrutura de ferrita acicular (210 ppm), a qual tem marcada influência nos modos de fraturas.



**Figura 2.7:** Relação entre o fator de intensidade de tensão, hidrogênio difusível na zona da trinca e modo de fratura

FONTE: Gedeon & Eagar (1990).

Savage, Nippes & Homma (1976) acharam modos de fratura transgranular no MS de juntas de aço HY-130. As trincas se iniciavam e se desenvolviam nas bordas das células de solidificação quando orientadas normalmente à deformação no teste e quando as células se orientavam angularmente, em relação à deformação, foram observados modos de fraturas mistos ao longo e através das células.

Pode-se concluir que a cinética e morfologia de crescimento das TAH são sensivelmente influenciadas pelas características microestruturais e outros fatores como nível de hidrogênio, taxa de deformação, temperatura e intensidade de tensões.

## 2.6- Relação entre os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga e os Processos de Soldagem

Desde 1946, a família de aços de alta resistência com tensão de escoamento de 560 MPa (80 Ksi), 700 MPa (100 Ksi) e 910 MPa (130 Ksi) tem sido empregada com sucesso na fabricação de estruturas navais e tubulações, entre outras, devido à boa combinação de alta tensão de escoamento e aceitável resistência à fratura frágil.

Nos anos 60, iniciaram-se as pesquisas sobre os aços ARBL, por serem mais baratos, apresentarem melhor soldabilidade aparente e as mesmas qualidades mecânicas que os aços HY.

Os altos níveis de resistência dos aços ARBL são o resultado da adição de pequenas porcentagens de microligantes e processamentos termomecânicos (Liu & Bracarense, 1994). Os mais comuns são os aços tipos carbono - manganês de baixa liga com pequenas porcentagens de nióbio ou vanádio para aumentar a resistência através do refinamento de grão e endurecimento por precipitação. Também têm sido desenvolvidos aços com adições de titânio e boro que, juntamente com tratamentos termomecânicos, provocam grãos equiaxiais finos com alta tensão de escoamento e baixo teor de carbono.

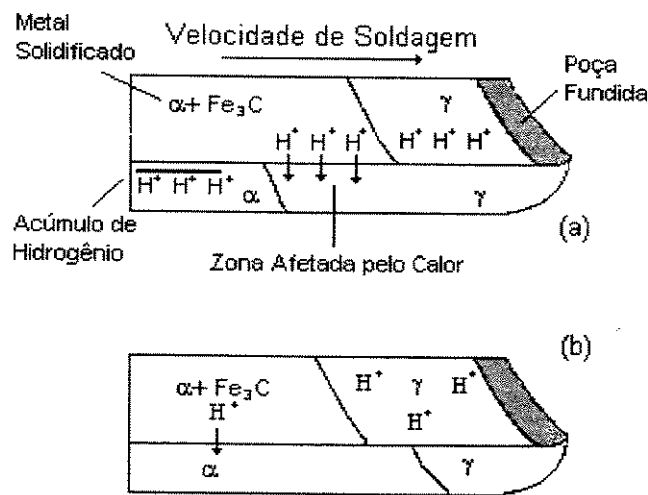
Tenta-se melhorar a soldabilidade dos aços ARBL com a diminuição do teor de carbono no aço e suas impurezas, substituindo esta diminuição do carbono por pequenas porcentagens de elementos de liga formadores de precipitados, como já foi explicado. Por causa deste mecanismo de endurecimento, alguns pesquisadores reportam um aumento do risco ao trincamento por hidrogênio destes materiais.

Realmente os aços ARBL-80, 100 e 130 apresentam alteração microestrutural na ZAC do metal de base durante o ciclo térmico imposto durante a soldagem. Algumas pesquisas têm sido realizadas variando a concentração dos elementos microligantes tanto no metal de adição como no metal de base e o insumo de calor aportado para diferentes processos, concluindo que existem transformações microestruturais importantes no MS e na ZAC destes materiais. Nos aços ARBL pode-se obter, para elevadas taxas de resfriamentos, até 98% de martensita de baixo carbono com diferentes morfologias, as quais dependem da composição química do aço e apresentam menor ou maior resistência ao trincamento.

A microestrutura destes aços pode variar desde 100% de ferrita acicular, no caso de aços com resistência abaixo de 700 MPa, até uma microestrutura bainítica-martensítica, para aços com resistência igual ou superior a 700 MPa. Durante a soldagem ocorrem transformações microestruturais importantes tanto no MS, como na ZAC, que resultam na obtenção de microestruturas de bainita e martensita com ferrita de contornos de grão.

Nos aços de construção de alta liga, o fenômeno de TAH é principalmente localizado na zona afetada pelo calor da junta soldada. Nos últimos anos, com o desenvolvimento dos aços ARBL, as trincas a frio têm-se localizado com maior frequência no metal de solda (Vuik, 1993).

Isto está baseado, entre outros fatores, segundo Svensson (1994), na maior temperatura de transformação destes aços, devido ao menor teor de carbono e elementos de liga em geral presente nos aços ARBL; como conseqüência, a transformação austenita - ferrita da ZAC ocorre antes da total transformação do MS. Como pode ser observado no esquema da FIG. 2.8, quando o MS se transforma em ferrita a força motriz para a difusão de hidrogênio do MS para ZAC é relativamente pequena e os átomos de hidrogênio são retidos no MS, provocando a ocorrência do fenômeno de TAH.



**Figura 2.8:** Fluxo de átomos de hidrogênio do MS para a ZAC devido a diferenças na concentração e solubilidade. (a) Aços ao carbono convencionais, nos quais a transformação austenita - ferrita acontece a menores temperaturas na ZAC que no MS (b) Aços ARBL, nos quais a temperatura de transformação austenita - ferrita é maior na ZAC que no MS

FONTE: Svensson (1994)

## 2.7- Efeito dos Fenômenos Metalúrgicos da Soldagem dos Aços ARBL nas Trincas Assistidas pelo Hidrogênio

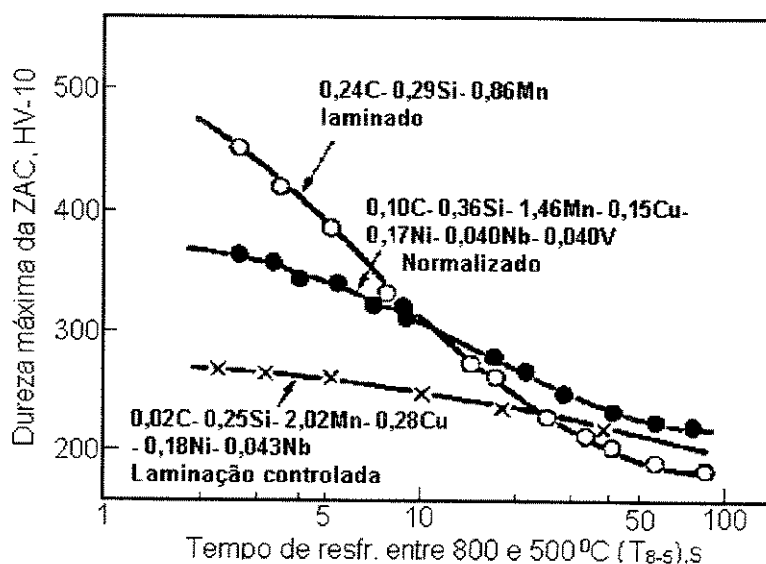
A microestrutura da ZAC e do MS influenciam significativamente nas trincas causadas pelo hidrogênio. Microestruturas martensíticas, bainíticas e ferrita de contorno de grão são mais sensíveis a este fenômeno. Fatores metalúrgicos que determinam a microestrutura da ZAC e do MS em processos de soldagem serão analisados juntamente com outros elementos - dureza da região, composição química e impurezas e elementos microligantes.

### 2.7.1- Influência da Dureza na Zona Afetada pelo Calor no Trincamento Assistido pelo Hidrogênio

A microestrutura endurecida da ZAC em juntas soldadas favorece o TAH. Yurioka & Suzuki (1990) explicam que a dureza da ZAC tem sido usada como um índice imperfeito para analisar a suscetibilidade ao trincamento a frio de juntas soldadas.

Existem alguns valores críticos de dureza, citados na literatura, para evitar o trincamento por hidrogênio e estes se encontram geralmente entre os 248 HV e 350 HV. Esta dureza da ZAC está diretamente relacionada com o tempo de resfriamento da junta soldada e também com o tipo de material e o histórico dos processos de fabricação do aço base da junta.

A FIG. 2.9 mostra mudanças na dureza máxima da ZAC de aços com limite de escoamento de  $360 \text{ MN/m}^2$  produzidos por diferentes processos, dependendo do tempo de resfriamento entre os  $800$  e os  $500$  °C. Observa-se que, no material tratado por laminação e com maior teor de carbono, existe uma grande variabilidade na dureza máxima da ZAC, dependendo do tempo de resfriamento entre  $800$  e  $500$  °C. Para os menores tempos de resfriamento existe uma transformação total em martensita e maior dureza, para os maiores tempos de resfriamento a microestrutura é geralmente bainítica. As diferenças entre os valores de dureza máxima para cada material se deve ao teor de carbono da martensita transformada.

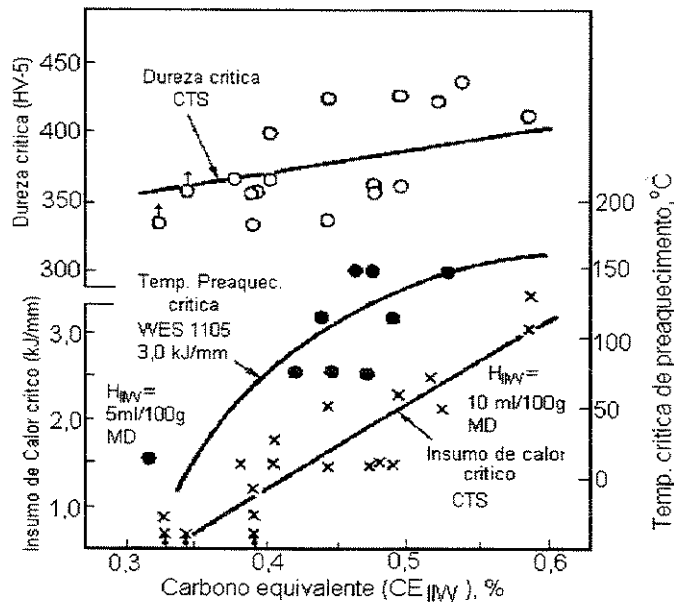


**Figura 2.9:** Mudanças na dureza da ZAC de aços com limite de escoamento de  $360 \text{ MN/m}^2$ , desenvolvidos por diferentes processos: laminado, normalizado e laminação controlada

FONTE: Yurioka & Suzuki (1990)

Existem várias fórmulas na literatura que servem para estimar a dureza da ZAC e todas estão relacionadas com o cálculo do carbono equivalente, um índice que pode servir para descrever o efeito da composição na ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio, que será analisado posteriormente.

Experiências recentes têm mostrado que na soldagem dos aços modernos (ARBL) existe tendência ao trincamento a frio para aços com menores valores de dureza, à medida que o teor de carbono e o carbono equivalente diminuem. Este fenômeno pode ser observado na FIG. 2.10, onde os valores críticos do insumo de calor, temperatura de pré-aquecimento e dureza, para os quais não acontece trincas induzidas pelo hidrogênio, foram plotados em função dos valores de carbono equivalente de diferentes aços. Estes resultados foram obtidos em ensaios CTS (*Controlled Thermal Severity*).



**Figura 2.10:** Influência do carbono equivalente, de diferentes aços, na dureza da ZAC. Pré-aquecimento e insumo de calor crítico

FONTE: Yurioka & Suzuki (1990)

### 2.7.2- Composição Química. Relação com o Trincamento Assistido pelo Hidrogênio na ZAC

Em condições de soldagem constantes (tipo de processo, eletrodo, insumo de calor, etc.) e diferentes composições químicas do metal de base, observa-se maior ou menor suscetibilidade de ocorrências das trincas induzidas pelo hidrogênio.



O efeito da composição química dos aços na soldabilidade tem sido avaliado através do conceito de carbono equivalente (CE), relacionando composição química, dureza e resultados de ensaio de trincamento. No entanto, deve ficar claro que o termo soldabilidade é muito complexo e, no caso particular da análise de trincamento a frio na ZAC, onde a composição química do material e, portanto, a temperabilidade na região possuem grande importância, o conceito de CE pode ser usado com boa aceitação para estimar a soldabilidade.

A maior tendência entre os pesquisadores está em colocar o carbono como elemento responsável pelo aumento de dureza, perda de ductilidade e aumento da temperabilidade da ZAC em juntas soldadas, porém, à medida que aumenta sua concentração no material, aumenta o risco de trincamento nesta região. Isto está diretamente associado com a formação de microestruturas martensíticas e sua suscetibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio.

A transformação austenita - martensita na ZAC é afetada pela composição química do material e pelas condições de resfriamento impostas à junta, o que pode provocar a formação de diferentes volumes de bainitas e ferritas de diferentes tipos ou de martensita, contendo ou não grãos internamente geminados (*Twinned*), sendo esta última muito mais sensível à formação e desenvolvimento de trincas.

Segundo Boniszewski & Watkinson (1973), durante a transformação austenita - martensita na ZAC de juntas soldadas de aços transformáveis podem existir dois tipos de martensita: uma de alto carbono (conhecida como maclada) e a martensita de baixo carbono (conhecida como martensita em ripas). É consenso de alguns autores que a martensita de alto carbono é mais suscetível à fragilização pelo hidrogênio devido a sua maior dureza e as tensões internas provocadas na transformação.

Por outro lado, microestruturas baseadas na martensita de baixo carbono, característica nos aços ARBL, podem apresentar uma maior tendência ao trincamento por hidrogênio devido à presença de traços de martensita de alto carbono provocadas pelo aumento do teor de carbono ou por elevadas taxas de resfriamento (Boniszewski & Watkinson, 1973).

Liu & Bracarense (1994), usando um simulador termomecânico Gleeble 1500 em experimentos realizados com diferentes insumos de calor sobre corpos de provas de aço ARBL-80, obtiveram microestruturas compostas predominantemente por martensitas de baixo carbono para 1 kJ/mm e uma microestrutura composta de bainita grossa e ferrita de contorno de grão, provocando grande perda da tenacidade e baixa resistência à fratura por clivagem, para 4 kJ/mm.

### 2.7.3- Efeito dos Microligantes e Impurezas do Material

O efeito dos microligantes no trincamento assistido pelo hidrogênio é normalmente discutido devido à sua influência na temperabilidade e tenacidade da ZAC. Wang, North & Leewis (1990) apontam que o efeito de qualquer adição de microligantes na tenacidade da ZAC depende fundamentalmente do tipo de precipitado presente no aço antes da soldagem.

O boro, como elemento microligante presente em muitos aços de baixa liga, possui, segundo Yurioka & Suzuki (1990), um marcado efeito na temperabilidade da ZAC, já que este elemento retarda a nucleação da ferrita de contorno de grão da austenita e favorece a formação da fase martensítica.

Bang & Ahn (1997), estudando a soldabilidade de um aço temperado e revenido de baixo carbono microligado ao titânio e boro, observaram que o boro pode aumentar a temperabilidade da ZAC, mas esse aumento depende da concentração de boro e nitrogênio no aço, já que o boro pode formar nitretos durante o ciclo térmico imposto na soldagem, não retardando a nucleação da ferrita de contorno de grão e, dessa forma, a tenacidade da ZAC é mantida.

O alumínio, usado como desoxidante e refinador de grãos em aços, é um elemento que não possui um comportamento totalmente comprovado na temperabilidade. Existem autores que o declaram como neutro neste sentido e outros que tem comprovado um aumento na tendência ao trincamento, na medida que é aumentada a concentração deste elemento no material em aços de médio teor de carbono.

Está reportado na literatura que os elementos químicos nióbio e vanádio, presentes nos aços ARBL em baixas concentrações ( $< 0,05\%$ ), não afetam a temperabilidade, mas podem aumentar a dureza e diminuir a tenacidade da ZAC mediante a reprecipitação de carbonetos ou carbonitretos, quando altos valores de energia é aportada na soldagem ou longos tempos de resfriamentos são aplicados (Wang et al, 1990).

Suzuki, Weatherly & Hoghton (1987) observaram que em aços microligados ao nióbio e titânio foram dissolvidos os precipitados de nióbio e reprecipitados os de titânio durante o ciclo térmico de soldagem. Esta reprecipitação explica a formação de grãos finos na ZAC de aços contendo estes elementos. O titânio pode formar TiN que, ao atuar como sítios de nucleação de ferrita intergranular na ZAC, aumentam a temperatura de transformação na região. Também pode ser formado TiC na ZAC, dependendo da estequiometria para a

formação dos TiN e do ciclo térmico imposto na soldagem, o que aumentaria a dureza da zona.

Rak, Gliha & Koçak (1997) explicam que a presença dos elementos alumínio e nióbio, como microligantes em aços baixa liga, pode apresentar um efeito positivo, evitando o crescimento de grão da austenita na ZAC, mas este efeito é limitado a temperaturas inferiores a 1100 °C, já que a maioria dos nitretos de alumínio e carbo-nitretos de nióbio se dissolvem na matriz nesta temperatura e, portanto, ocorre nesta região um aumento na sensibilidade à fratura por clivagem, devido à influência do nitrogênio que fica livre na matriz pela decomposição.

O titânio, segundo Rak, Gliha & Koçak (1997), forma nitretos e óxidos estáveis a maior temperatura (1350 °C), mas o efeito esperado pode ser complicado se outros elementos (vanádio, nióbio, alumínio, etc.) estão presentes, como acontece na maioria dos aços ARBL. Devido às interações entre os elementos já citados, formam-se carbo-nitretos complexos com menor temperatura de dissolução e reduz-se o efeito de refinamento de grão.

Está claro que estes materiais podem estar submetidos a modificações microestruturais importantes nas regiões da ZAC onde se alcançam valores de temperaturas (Zona de Crescimento de Grão - CGZAC) que provocam a dissolução dos precipitados. Em alguns casos, como resultado das altas taxas de resfriamento, não existe tempo suficiente para a reprecipitação e, conseqüentemente, para causar o efeito desejado nas propriedades mecânicas. Estes elementos químicos ficam em solução na matriz, causando mudanças microestruturais, tanto na morfologia como nas quantidades, podendo aparecer fases frágeis indesejáveis após a soldagem.

Também foi reportado por Kim et al (1991), a formação de ilhas de martensita e austenita retida de alta dureza na Zona Intercrítica da ZAC (ICZAC - 727°C a 850°C) em soldagem multipasses de aços ARBL, causada pela presença de elementos químicos como vanádio e silício. Estes elementos podem ser encontrados originalmente em solução sólida na ferrita e durante o aquecimento na faixa de temperatura, já citada, provocam o endurecimento da austenita que fica retida.

É interessante entender que a tenacidade da ZAC nestes materiais depende de uma relação bastante complexa entre microestrutura, tamanho de grão, dissolução e reprecipitação de partículas (carbonitretos e nitretos) e a composição química. Isto significa que o efeito de qualquer microligante (nióbio, titânio, vanádio, etc.) na tenacidade da ZAC depende fundamentalmente do insumo de calor usado no processo (no ciclo térmico de soldagem

ocorre a dissolução, reprecipitação e posterior endurecimento) e da influência deste elemento dissolvido nas transformações de fases que ocorrem no resfriamento após a soldagem.

A esse respeito, Wang et al (1990) apontaram uma diminuição na tenacidade da ZAC em aços ARBL com vanádio e titânio quando o insumo de calor da soldagem aumentava de 3 para 6 kJ/mm, devido à substituição da ferrita acicular por ferrita equiaxial de maior tamanho.

Nos últimos anos tem sido feito um grande esforço, por parte dos fabricantes de aços, para produzir materiais cada vez mais limpos, sem inclusões não metálicas de sulfetos e óxidos, objetivando melhorar algumas propriedades mecânicas e eliminar defeitos importantes após soldagem. No entanto, esta situação tem provocado o aumento do risco da formação de trincas assistidas pelo hidrogênio na ZAC. As causas deste problema, segundo Yurioka & Suzuki (1990), podem ser agrupadas em três grandes fatores:

- A redução das inclusões de sulfetos resulta em diminuição dos sítios de nucleação da ferrita intragranular, provocando um aumento da temperabilidade;
- Com a diminuição das inclusões de sulfetos, são reduzidos os locais de retenção de hidrogênio, e existe mais hidrogênio difusível disponível para provocar o início e propagação das trincas;
- A redução de enxofre no material tem provocado um aumento na quantidade de hidrogênio absorvido pela poça de fusão e, portanto, maior quantidade de hidrogênio difusível.

#### **2.7.4- Influência do Tamanho de Grão**

Está comprovado que o tamanho de grão da austenita prévia influencia na fragilização pelo hidrogênio (Vasudevan, Stout & Pense, 1981). A trinca a frio inicia-se na região de crescimento de grão da ZAC, já que nesta região existe uma diminuição da temperatura de transformação, podendo formar-se microestruturas de martensita ou bainita. Também uma austenita prévia com tamanho de grão grande provoca maior segregação nos contornos dos grãos e maior fragilidade no local.

Lessar & Gerberich (1976) comprovaram que o tamanho de grão inicial da austenita provoca mudanças no modo de fratura e no crescimento das trincas a frio, explicando que, para maiores tamanhos dos grãos de austenita, ocorre uma fratura menos dúctil e as trincas crescem mais lentamente.

### 2.7.5- Trincamento Assistido pelo Hidrogênio no MS dos Aços ARBL

Como já foi colocado anteriormente, com o desenvolvimento dos novos aços ARBL de alta resistência, o fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio tem acontecido com maior frequência no MS das juntas soldadas (Vuik, 1993). Assim, é importante analisar os fatores característicos desta região que podem influenciar no trincamento.

#### Composição e microestrutura

Na decomposição da austenita, a primeira fase a se formar é a ferrita de contorno de grão, e por ser frágil e estar associada aos contornos dos grãos, o trincamento a frio no MS, segundo Vuik (1993), está relacionado com esta fase formada.

A ferrita acicular forma-se normalmente mais tarde nas regiões intragranulares, apresentando uma microestrutura de granulação mais fina e entrelaçada, que resulta em melhores propriedades mecânicas (tenacidade) que a ferrita de contorno de grão.

Diminuindo o insumo de calor na soldagem ou aumentando a taxa de resfriamento, é possível controlar a ferrita de contorno de grão. Entretanto, este método pode ter como consequência a formação das fases como martensita e bainita, que diminuem a tenacidade do MS e, portanto, aumentam a sensibilidade ao trincamento assistido pelo hidrogênio (Liu & Bracarense, 1992). Uma outra forma de controlar a formação de ferrita de contorno de grão é conseguida pela adição de elementos microligantes, contexto em que o boro tem executado um papel muito importante.

Ventrella, Alcântara & Evans (1996) explicam que a melhor combinação de resistência e tenacidade é obtida quando está presente no metal de solda uma microestrutura de ferrita acicular fina, aumentando a resistência a fratura por clivagem. Portanto, qualquer fator que provoque um aumento na quantidade de ferrita acicular é benéfico para as propriedades do MS.

Segundo Liu & Bracarense (1992), existem vários mecanismos propostos para explicar a nucleação de ferrita acicular, sendo os mais importantes:

- Nucleação heterogênea nas inclusões intragranulares causadas por superresfriamento, devida ao aumento do tamanho de grão austenítico;
- Baixo ângulo de orientação (*mismatch*) entre algumas partículas de óxidos e a matriz ferrítica. Inclusões de óxidos de titânio são sítios potentes para nucleação da

ferrita acicular devido ao baixo ângulo de orientação entre a rede cristalina dos precipitados de TiO e da ferrita (aproximadamente 3%);

- Nucleação de ferrita em locais de alta energia de deformação devida à diferença nos coeficientes de contração térmica entre as inclusões e a matriz austenítica.

Como já foi visto, o titânio em pequenas porcentagens tem um marcante efeito na microestrutura do metal de solda, podendo formar óxidos, nitretos ou carbonitretos e favorecer a formação da ferrita acicular.

O nióbio, muito usado para diminuir o tamanho de grão ferrítico em aços baixa liga, possui um efeito prejudicial no MS de juntas destes materiais, já que aumenta a dureza e a resistência da zona e diminui a tenacidade, devendo ser mantido nos menores níveis possíveis.

Ventrela, Alcântara & Evans (1996) explicam que deve ser considerado de grande importância a interação entre os elementos que podem formar sistemas e atuar sobre a microestrutura de forma diferente do que quando estão independentes. Como exemplo, analisam os sistemas Ti-B e Ti-Al. No primeiro sistema - Ti-B - o boro presente muda a quantidade de titânio necessária para obter uma boa tenacidade no metal de solda. No caso do sistema Ti-Al deve-se atentar para a maior afinidade do alumínio pelo oxigênio que o titânio, para não diminuir a formação de TiO e, desta forma, afetar a ação benéfica do titânio.

Tem sido observado que, geralmente a sensibilidade ao trincamento aumenta quando aumenta a resistência mecânica do MS. Porém, existe grande tendência em relacionar a dureza do MS com a suscetibilidade a trincamento a frio. Hart & Watkinson (1975), usando o ensaio de implante para avaliar o MS, determinaram para um dado nível de hidrogênio difusível uma relação linear entre a dureza do MS e a sensibilidade ao trincamento, dada pela tensão de ruptura no ensaio de implante. Alcântara & Rogerson (1984) determinaram um valor de dureza crítica de 300 HV5 para prevenir o trincamento assistido pelo hidrogênio no MS, quando usados eletrodos E10018 e E13018 para níveis de hidrogênio menor que 5 ml/100g do metal depositado.

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

## 2.8- Testes para Avaliação de Trincas Assistidas pelo Hidrogênio

Os testes desenvolvidos para avaliar a sensibilidade a trincamento a frio de juntas soldadas são classificados geralmente, como diretos e indiretos. Dentre os diretos destacam-se pela grande aplicação os testes: **CTS** (*Controlled Thermal Severity*), **Tekken** (*Y-Groove restraint test*), o teste de restrição **LEHIGH** e o teste **G-BOP**. Estes permitem uma rápida avaliação da junta total (MS e ZAC) pela contagem da quantidade de trincas para cada corpo de prova, mas dependem do nível de restrição imposto e da forma do chanfro e do cordão de solda. Isto dificulta a avaliação da influência dos fatores separadamente (Sawhill, Dix & Savage, 1974).

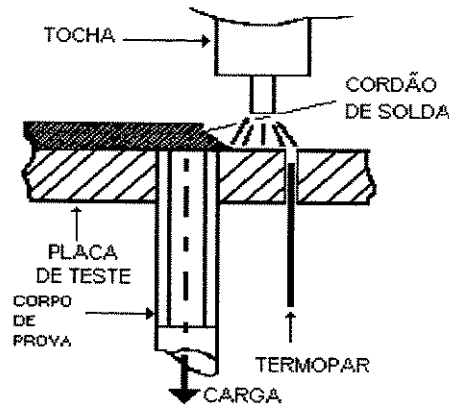
Entre os indiretos se destacam os testes de restrição externa: **CLR** (*Constant Load Rupture*), **TRC** (*Tensile Restraint Cracking*), **RRC** (*Rigid Restraint Cracking*) e **ASC** (*Augmented Strain Cracking*). Os testes indiretos, de forma geral, se caracterizam por serem realizados em corpos de provas entalhados sob carga ou deformação constante (Vuik, 1993).

Desenvolvido por Granjon em 1969, o **teste de implante** é um ensaio de restrição externa que combina certas características de ambos métodos, possuindo as seguintes características (Martins & Trevisan, 1996):

1. O ensaio é representativo usando poucos corpos de prova e de simples elaboração;
2. Vários valores da tensão residual podem ser simulados pela aplicação de carga artificial, independente do processo de soldagem usado;
3. A zona afetada termicamente é obtida em condição de soldagem real;
4. É possível analisar independentemente os fatores como tensão aplicada, insumo calor e nível de hidrogênio.

Na FIG 2.12 mostra-se um esquema representativo deste tipo de teste. Note-se que o corpo de prova (metal a ser testado) é implantado na placa de teste em um furo previamente elaborado.

A maioria dos testes de restrição externa foram desenvolvidos para que o trincamento assistido pelo hidrogênio aconteça na zona afetada pelo calor. Unicamente os testes **LB-TRC** (*Longitudinal Bead-Tensile Cracking*) e o **LBC** (*Longitudinal Bend Cracking*) foram especialmente desenvolvidos para avaliar o fenômeno de trincamento a frio no metal de solda (Viuk, 1993).



**Figura 2.11:** Esquema representativo do teste de implante modificado

Em todos os testes indiretos é determinado o nível máximo de tensão que pode ser aplicada sem acontecer o trincamento do corpo de prova, chamada como tensão crítica, a qual caracteriza a suscetibilidade ao TAH, da região avaliada.

O ensaio de implante, como a maioria dos tipos de ensaio de restrição externa, é utilizado para avaliar somente a sensibilidade ao trincamento da região afetada pelo calor da junta soldada, obtida de forma real no implante do aço a ser estudado inserido na placa de teste. Seria muito interessante, pela versatilidade e possibilidades já analisadas acima, a modificação deste teste para estudar a sensibilidade ao trincamento assistido pelo hidrogênio do cordão de solda.

Num trabalho publicado por Hart & Watkinson (1975) foi usado o teste de implante para avaliar a resistência ao trincamento assistido pelo hidrogênio do metal de solda de juntas soldadas de aços ao cromo - molibdênio, mas este tipo de teste foi realizado em duas etapas. Primeiramente, era depositado o material de adição a ser avaliado num chanfro feito num material de espessura de 51 mm. A seguir, este metal de solda era extraída mecanicamente, e a partir dela, era usinada a cabeça do implante, posteriormente soldado por atrito num material de resistência mecânica similar e finalmente usinado. A segunda etapa do teste consistia na realização do teste de implante para o estudo do fenômeno na ZAC, usando como implante o corpo de prova obtido do material do metal de solda.

Apesar dos interessantes resultados experimentais, apresentados no trabalho anterior, é questionável o fato de que o implante obtido do material do metal de solda está submetido a um tratamento térmico variável na ZAC durante o ensaio de implante convencional,



provocando mudanças microestruturais que podem alterar o comportamento real do metal de solda ao se analisar o fenômeno de TAH. Também deve ter-se em mente a alta complexidade no procedimento experimental do teste proposto.

## **2.9- O Processo de Soldagem por Arame Tubular (FCAW -*Flux Cored Arc Welding*)**

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

A soldagem FCAW é considerada como um processo de baixo hidrogênio por vários pesquisadores, em particular, quando é usado fluxo básico e proteção de Ar + CO<sub>2</sub>. (Welding Handbook, 1991). No entanto, uma certa quantidade de hidrogênio difusível estará presente na solda após realizada a operação, provocada, entre outras, por fontes como: umidade e compostos hidrogenados presentes no fluxo, presença na superfície do arame de resíduos de lubrificantes, condições atmosféricas durante a soldagem, teor de umidade do gás de proteção.

Resultados de pesquisas recentes têm mostrado que, para este processo, a quantidade de hidrogênio difusível pode estar entre 0,99 e 7,26 ml/100g no metal depositado (Lathabai & Stout, 1983). Por outro lado, Grong (1994) publica valores de hidrogênio difusível, dependendo do tipo de fluxo interno na faixa de 11 a 22 ml/100g para fluxos rutilicos e de 2,2 a 5,5 ml/100 g para eletrodos básicos.

Nippes & Xiong (1988), ao pesquisar trincas assistidas pelo hidrogênio em aços HY-80 soldados pelo processo FCAW, encontraram valores na faixa de 1,8 a 2,1 ppm para eletrodos do tipo E91T1-K2 e E90T5-K2 (AWS A5.29).

Valores de hidrogênio difusível dentro desta faixa podem ser críticos quando a microestrutura da junta na ZAC ou no MS é suscetível ao fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio, como pode acontecer nos aços ARBL soldados e também em presença de tensões internas ou externas na junta.

Um aspecto a ter-se presente neste processo é a influência dos parâmetros de soldagem no nível de hidrogênio difusível. De forma geral, segundo Domingues & Ros (1996), a corrente de soldagem e a Distância Bico de Contato - Peça (DBCP) influenciam de forma

importante, ou seja, na medida que aumenta a corrente aumenta o hidrogênio difusível; já para a DBCP, quando este aumenta, diminui o teor de hidrogênio na junta.

Kiefer (1996) estudou a influência da umidade do gás de proteção e os parâmetros de soldagem no processo FCAW e concluiu que a umidade presente no gás de proteção pode provocar um aumento de 5 ml/100 g de hidrogênio difusível. Além disso, os parâmetros de soldagem, intensidade de corrente e tensão do arco aumentam o nível de hidrogênio. O autor confirma a hipótese de Domingues & Ros (1996) quando refere-se à influência do DBCP no valor do hidrogênio difusível.

## **2.10- Fundamentos da Emissão Acústica (EA)**

A técnica de emissão acústica vem sendo estudada nas últimas três décadas e é utilizada principalmente no monitoramento de estruturas mecânicas, em ensaios não destrutivos (NDT), fundamentalmente direcionada ao fenômeno de crescimento de trincas.

Várias pesquisas têm sido realizadas para detectar a formação e crescimento da trinca durante ou após a soldagem, ou mesmo em serviço (Hippesley, Buttle & Scruby, 1988; Bucgmayr, Cerjak & Galan, 1987 e Fang, Asibu & Barber, 1995).

Liu & Asibu (1990) usaram esta técnica para detectar a formação da martensita, nucleação, crescimento dos grãos de fases metálicas e transformações de fases. Outra área em que vem ocorrendo uma grande utilização desta técnica é no monitoramento das operações de usinagem dos metais (Liu, 1991; Pigari, 1995).

Bergner (1996) usou a técnica de emissão acústica para identificar e caracterizar fraturas de materiais frágeis como cristais simples de silício e cerâmica de grãos finos, que geram, durante a fratura sinais de emissão acústica da ordem de mais 100 MHz de frequência.

Segundo Liu (1991) e outros autores, a técnica de monitoramento via EA apresenta um grande potencial de aplicação no campo industrial devido às várias vantagens - baixo custo, alta sensibilidade, flexibilidade de montagem, robustez, pequeno tamanho do sensor, simples instalação e processamento de sinal.

Wadley, Scruby & Speake (1980) definem EA como a onda elástica gerada dentro de um sólido, como consequência do processo de deformação e fratura e também para a técnica empregada em sua medida. Beattie (1983) a define como ondas acústicas geradas por um material quando este está sujeito a estímulos exteriores. Liu (1991) refere-se à EA como ondas

de tensões elásticas geradas pela rápida liberação de energia de deslocamento proveniente de fontes localizadas dentro do material.

No fenômeno de crescimento de trincas é necessário ter energia suficiente para a formação de uma nova superfície. Esta energia requerida pode ser obtida de fontes externas, parte é absorvida como energia associada com a criação de novas superfícies e parte como energia cinética usada na movimentação de separação do material (trinca). Uma porção desta energia cinética é transmitida dentro do material na forma de ondas elásticas, detectadas como ondas de EA (Liu, 1991).

A onda de EA propaga-se nos materiais com a mesma velocidade de uma onda acústica (velocidade do som), daí o nome EA. Tais ondas não são audíveis pois sua faixa de frequência, varia de 50 a 200 MHz em materiais altamente frágeis como vidros e cerâmicas.

O efeito da propagação destas ondas, como o deslocamento da superfície do corpo, pode ser avaliado por sensores adequados (sensores de EA).

### **2.10.1- Sensor de Emissão Acústica**

O sensor de EA é um dispositivo (*transducer*) que gera um sinal elétrico quando estimulado por vibração da superfície produzida pela fonte de EA. Um sensor ideal deve produzir uma curva tensão - tempo idêntica à curva amplitude - tempo da onda no ponto onde o sensor está localizado.

A construção dos sensores de EA pode ser baseada em vários princípios físicos, mas a grande maioria funciona pelo princípio da piezoelectricidade, propriedade apresentada por alguns tipos de cristais que, ao serem atingidos por estímulos que provoquem um grau de deformação, são capazes de se polarizarem, gerando uma diferença de potencial capaz de produzir um sinal elétrico.

Os cristais piezoelétricos mais usados são o quartzo, sal rochelle e o dihidrogenofosfato de amônia. Segundo Beattie (1983), a grande maioria dos sensores é fabricada de cerâmicas ferroelétrica, com característica de se polarizar, sem necessidade de receber a influência de deformação alguma.

A sensibilidade do sensor é governada pela sensibilidade intrínseca do material piezoelétrico, das dimensões do elemento piezoelétrico, além do formato e tipo de material

usado em cada caso. Um típico sensor de EA é composto basicamente de um disco de um transdutor piezoelétrico (cristal) colocado em uma base de epoxi (placa de contato).

### 2.10.2- Análise do Sinal de Emissão Acústica

As características do sinal de EA gerado pelo sensor dependem do mecanismo que a gerou, do material através do qual ela se propaga e do sensor que transforma a onda em sinal elétrico.

Dois importantes problemas com relação à EA são mencionadas. Primeiro, dificuldade de se desenvolver modelos teóricos adequados, devida às várias fontes geradoras de EA e sua natureza aleatória com relação aos sinais de pico. Segundo, a onda de EA se movimenta através de um corpo físico e, sempre que tiver alguma interface da geração até o sensor, pode haver interferência no sinal (Hanchi & Klamecki, 1991; Pigari, 1995).

Uma das principais vantagens da utilização do sinal de EA, na análise da formação de trincas, está relacionada à alta faixa de frequência do sinal, aproximadamente 50 a 1200 kHz, bem acima da frequência de vibração mecânica ou de outros ruídos que envolvem a maioria dos ambientes de teste. Entretanto, este sinal é alternado e de alta frequência e sua análise direta é geralmente pouco informativa, na medida em que é difícil interpretar um sinal de tal natureza. Além disso, para a aquisição e armazenamento do sinal de EA bruto é necessário o uso de aparelhos eletrônicos com frequência de amostragem muito alta, além de uma enorme capacidade de memória, elevando enormemente o custo da instrumentações usadas. Desta forma, torna-se necessário efetuar um tratamento deste sinal através de algum método.

Uma forma de contornar o problema de armazenamento do sinal de alta frequência é a utilização de um voltímetro RMS (*Root Mean Square*). Dessa forma, o sinal de saída tem uma frequência menor que o sinal bruto (Liu, 1991).

Um importante aspecto para qualquer aplicação da EA é o método utilizado na análise do sinal. Dois tipos de análise são frequentemente utilizados e citados por vários pesquisadores (Beattie, 1983; Liu, 1991; Pigari, 1995): análise no domínio do tempo e análise no domínio da frequência.

A análise no domínio da frequência limita-se à observação de mudanças no espectro da frequência, que podem estar relacionadas ao processo de deformação ou fratura. Este espectro

é composto por uma grande quantidade de parâmetros, pois cada frequência tem a sua própria amplitude, auxiliando na caracterização das fontes dos fenômenos de EA.

A análise no domínio do tempo pode ser feita através de medidas de alguns parâmetros - número de eventos e taxa de eventos, desvio padrão, análise da distribuição de amplitude, tensão RMS, etc. (Beattie, 1983; Liu, 1991).

A forma mais simples de tratamento do sinal de EA é através da amplificação e filtragem desse sinal, seguidas de processamento em voltímetro RMS e o armazenamento em computador utilizando uma placa de conversão A/D. Esta forma de aquisição do sinal é uma das mais utilizadas no monitoramento de operação de usinagem dos metais (Liu, 1991; Pigari, 1995). A tensão RMS representa a raiz quadrada da média quadrática do sinal de EA. É um modo de avaliar a energia contida no sinal de EA. Porém perde-se as informações do espectro de frequência (Ferraresi, 1996).

A utilização de um voltímetro RMS é de fundamental importância, pois as placas de conversão A/D, em geral, não tem velocidade de aquisição suficiente para amostrarem sinais de alta frequência, além disso os computadores, em geral, não tem memória suficiente para armazenar os dados em intervalos de tempo razoáveis para o acontecimento do evento. O voltímetro RMS converte o sinal bruto de altíssima frequência do amplificador em uma tensão contínua, cujo nível de sinal é proporcional à raiz quadrada da média quadrática do sinal de entrada e a frequência de aquisição depende da constante de tempo utilizada no voltímetro. Este sinal, após passar por uma placa de conversão A/D, pode ser então armazenado num microcomputador para a análise posterior.

### **2.10.3- Monitoramento de Trincas por Emissão Acústica**

A EA é gerada durante a deformação, fratura ou processo de transformação de fase. Com isso, é esperado que a análise da forma de onda da EA proporcione informações sobre o aspecto dinâmico do evento. A energia da onda elástica da emissão é proporcional ao trabalho realizado pela carga externa sobre a peça testada (Wadley, Scruby & Speake, 1980).

Racko (1987) utilizou sinais de EA para comprovar modelos teóricos de determinação da trinca à frio. Nesse trabalho, o autor determina prováveis mudanças no mecanismo de fratura através de alterações no espectro de emissão acústica, relacionando também o comprimento da trinca com o número de eventos do sinal.

Já Buchamayr, Cerjak & Galan (1987) utilizaram sinais de EA para determinar a formação da trinca frio e a quente em soldagem.

Hippesley, Buttle & Scruby (1988) estudaram o fenômeno de trinca de reaquecimento e a dinâmica da fratura intergranular frágil a alta temperatura (500°C) em um aço microligado através de dados obtidos pelo sistema de EA. O trabalho mostrou que a propagação da fratura intergranular frágil de alta temperatura pode ser detectada pelo sensor de EA e que a duração da propagação da trinca, armazenada no osciloscópio digital antes de passar pelo voltímetro RMS, foi de aproximadamente 10 milissegundos. Além disso, ficou também demonstrado a dificuldade de detectar a propagação da trinca formada por *dimples*, devida ao baixo nível de energia emitida por esse tipo de trinca a alta temperatura. A amplitude do sinal ficou em torno de 10 vezes menor que na propagação da trinca no modo intergranular frágil.

Fang, Asibu & Baber (1995) também utilizaram um sistema de EA para detectar a formação e propagação de trincas assistidas pelo hidrogênio em um aço microligado, na qual o sinal de saída do sensor EA foi amplificado e em seguida passava por filtros. Após a filtragem, o sinal era gravado para uma posterior análise no domínio do tempo e da frequência. Este trabalho mostra que o espectro de frequência ficou concentrado em torno de 200 kHz e, no domínio do tempo, o sinal EA, devido à propagação da trinca apresentou uma duração de aproximadamente 3 milissegundos. É importante salientar que nessa pesquisa predominou o modo de fratura por quase-clivagem. Da mesma forma que no caso anterior, ficou demonstrada a viabilidade da utilização do sensor de EA também para detectar a propagação da trinca a frio.

Recentemente, Mashimo et al (1996) desenvolveram uma nova técnica de análise por EA, denominada microscopia dinâmica de trinca (*Dynamic Cracking Microscopy-DCM*), para análise de micromecanismos de fratura em ligas de titânio, determinando maior tenacidade de fases microestruturais através de número de eventos de EA registrados. Shimomura, Shinoda & Haze (1992) usaram um sistema parecido para observar dinamicamente as fraturas induzidas pelo hidrogênio em parafusos estruturais de materiais de alta resistência.

Moorthy, Jayakumar & Baldev (1996) usaram a técnica de EA para identificar a transição do estado II-a para o estado II-b durante o crescimento de trincas por fadiga no estado II em juntas soldadas de aços AISI 316 e associaram a maior atividade de EA, durante o estado II-a da fadiga, à extensiva multiplicação das discordâncias.

Ferraresi (1996) usou um sistema de EA acoplado ao Teste de Implante Modificado para a análise do fenômeno de trincas de reaquescimento em juntas soldadas de aços ARBL, mostrando as possibilidades de se utilizar este parâmetro de medida (sinal de EA) para avaliar e detectar a formação de trincas de reaquescimento em juntas soldadas. No entanto, foi constatado que não foi possível detectar com clareza o instante de formação da trinca de reaquescimento no modo de fratura intergranular de microvazios coalescidos.

A pesar que Ferraresi (1996), obteve resultados relevantes no estudo da formação de trincas de reaquescimento em aços ARBL, via EA, no trabalho são feitas recomendações que visam determinar as causas do nível de ruído ambiente e ruídos intrínsecos relacionados ao hardware do SMEA, captados pelo SMEA, tentando minimizar este efeito no sentido de detectar, com maior eficiência, o instante de formação e propagação das trincas.

## Capítulo 3

### Materiais e Métodos

Neste capítulo será realizada uma descrição detalhada dos materiais e metodologia usada no desenvolvimento do trabalho.

#### 3.1- Características do aço de alta resistência e baixa liga avaliado no trabalho

Na pesquisa, foi estudada a sensibilidade ao trincamento a frio causado pelo hidrogênio nas diferentes regiões da junta soldada, num aço de alta resistência e baixa liga com a composição química e propriedades mecânicas que se mostram na TAB. 3.1.

A composição química e propriedades mecânicas são mostradas na TAB. 3.1. A composição química do material foi analisada através de um analisador de carbono e enxofre LECO e um espectrômetro de fluorescência de Raios X, no Centro de Tecnologia da UNICAMP.

**Tabela 3.1:** Composição química e propriedades do metal de base (%)

C	Mn	Ni	Cr	Si	Cu	P	S	Mo	V	Ti	Al
0,12	0,99	0,015	0,52	0,20	0,26	0,03	0,007	0,34	0,029	0,007	0,026
Limite Escoamento (MPa)			Limite de Resistência (MPa)			Alongamento (%)			Dureza (Hv)		
750			805			19,6			275		

Para a determinação das propriedades mecânicas foram realizados ensaios de tração no material segundo a norma ASTM Vol. 03-01: E 8M - 95a. Também foram realizados ensaios de dureza segundo a norma ASTM Vol. 03-01: E 92-82.

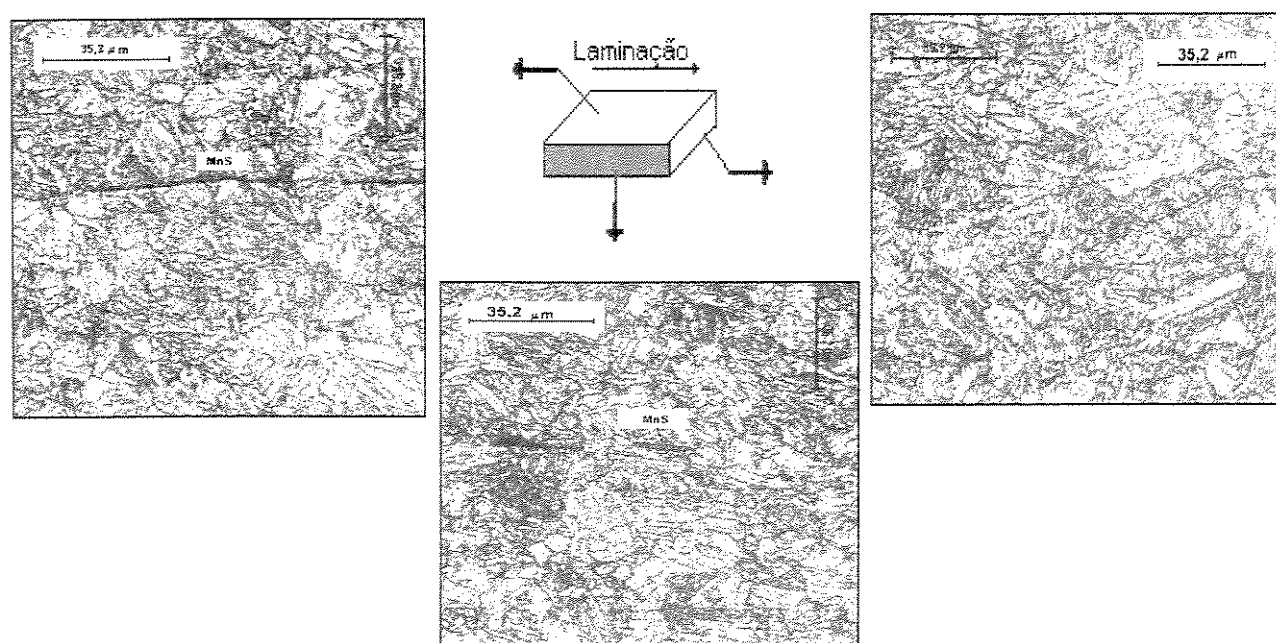


Ainda foram realizados, ensaios de tração com entalhe para avaliar a sensibilidade ao entalhe do material e, posteriormente comparar a influência do ciclo térmico de soldagem e o hidrogênio na morfologia da fratura dos corpos de prova.

O material foi recebido em forma de chapa com 25,4 mm de espessura, 2 metros de largura e 2 metros de comprimento. Foi realizado um profundo estudo microestrutural do material base em todos os sentidos da chapa, dado que sua utilização foi feita tanto para a obtenção dos corpos de prova de implante, como das placas bases usadas nos ensaios. Para tanto o material foi cortado cuidadosamente e logo desbastado e polido com pasta abrasiva até o pano de 0,25  $\mu\text{m}$  e posteriormente atacado quimicamente com Nital 5 % para a observação microestrutural, por microscopia óptica (MO).

Nas análises por MO constatou-se que aço apresentou uma microestrutura constituída de martensita revenida com áreas de bainita não bem definidas e algumas inclusões alongadas de sulfeto de manganês (MnS), que confirmaram o sentido da laminação do material, como observa-se na FIG. 3.1. Porém, pode ser afirmado que é um aço temperado e revenido.

Esta análise microestrutural está de acordo com o resultado obtido por Godoy (1989), que utilizou o mesmo material para desenvolver um trabalho de estudo do fenômeno de trinca a frio, usando o processo de eletrodo revestido.



**Figura 3.1:** Micrografia das superfícies do metal base. Aço temperado e revenido. Microestrutura de martensita revenida e bainita com inclusões alongadas de sulfeto de manganês (MnS)

### 3.2- Processo de soldagem. Consumíveis

Foi utilizado o processo de soldagem FCAW com proteção gasosa de CO<sub>2</sub> puro, segundo recomendação do fabricante, sendo utilizados dois arames de adição desenvolvidos e doados para a pesquisa pela **CONARCO SA**. As composições químicas dos arames são apresentadas na TAB 3.2.

**Tabela 3.2:** Composição química dos arames de adição (%), 100% puros como depositados

Arames	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Nb
<b>E 70T-5</b>	0,07	1.42-1.66	0.46-0.6	0.02	0.03	0.01	0.01
<b>E120 T5-K4</b>	0,07	1.73	0.46	2.36	0.52	0.45	0.01
Arames	Ti	V	Al	P	S	N	O
<b>E 70T-5</b>	0.01	< 0.01	< 0.01	0.013	0.014	55-42 ppm	542-439 ppm
<b>E120 T5-K4</b>	0.01	< 0.01	< 0.01	0.021	0.008	145 ppm	385 ppm

FONTE: Fabricante dos arames.

Durante o desenvolvimento do trabalho, o arame equivalente a E70 T-5, segundo a norma AWS A 5.20-95 será identificado como T-75 e o outro arame equivalente a E120 T5-K4, segundo a norma AWS A 5 29-80, será identificado como T-120. As nomenclaturas dos arames T-75 e T-120, são apenas identificações comerciais, sem alguma relação com as propriedades mecânicas dos depósitos.

Ambos arames, segundo o fabricante, incorporam 15 % de fluxo, sendo que a mudança na composição química do metal de solda deve-se ao pó de ferro presente no fluxo. Do total do fluxo, 50% são elementos de liga mais pó de ferro, a outra metade é base escorificante, incorporando fluorita e pequenas quantidades de calcita. Há também a presença de rutilo como estabilizador do arco.

A TAB. 3.3, mostra algumas propriedades mecânicas dos arames T-75 e T-120, cedidas pelos fabricantes. Estas propriedades são referidas aos arames como depositados 100% puros.

**Tabela 3. 3:** Propriedades mecânicas dos arames tubulares, 100% puros como depositados.

Arame	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
<b>T-75</b>	700	640	24
<b>T-120</b>	903	879	19

FONTE: Fabricante dos arames

Os parâmetros do processo de soldagem para os dois arames aparecem na TAB. 3.4, e foram obtidos a partir de recomendações do fabricante, catálogos (Welding Filler Metal Data Book-ESAB, 1996), manuais (Welding Handbook AWS, 1991), livros (Machado, 1996) e comprovação experimental.

No experimento foi utilizada uma fonte de tensão constante ESAB LAG-400 para processos semi-automáticos e um alimentador de arame ESAB MEF 44.

Os valores de tensão e corrente de soldagem, apresentados na TAB. 3.4, foram os parâmetros médios de tensão do arco e intensidade de corrente adquiridos pelo *software* MIGMAG, através do uso do sistema de aquisição com placa A/D, sensor de efeito *HALL* e um condicionador de sinal TC-1, desenvolvido pelo Laboratório de soldagem da Universidade Federal de Santa Catarina.

**Tabela 3.4:** Parâmetros do processo de soldagem por arame tubular (FCAW)

<b>Parâmetros do processo FCAW</b>	<b>Valores (Unidades)</b>
Diâmetro dos arames	1,6 (mm)
Intensidade de Corrente- $I_c$	200 (Ampères)
Tensão de soldagem- V	25 (Volts)
Velocidade de Soldagem - $V_s$	40 (cm/min)
DBCP	15 (mm)
Ângulo da tocha - <u>Sentido da direção de soldagem</u>	15 °
Polaridade	CDPI
Fluxo de gás	15 (l/min)

O Insumo de Calor (IC) foi mantido constante durante todas as experiências, para evitar a influência de qualquer variação dos parâmetros de soldagem na absorção de hidrogênio pela poça fundida e, por conseqüência, nas características do fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio. O cálculo do IC (equação 3.1), nas condições de soldagem mostradas anteriormente, é mostrado a seguir:

$$IC = \frac{VI_c}{V_s} (\eta) \quad (3.1)$$

Onde:  $V$ - Tensão do arco (Volts)

$I_c$ - Intensidade de corrente (Ampères)

$V_s$ - Velocidade de soldagem (mm/s)

17- Eficiência do processo FCAW (87%, segundo Welding Handbook AWS, 1991)

$$IC = \frac{(25)200}{6,6}(0,87)$$

$$IC = 0,659 \text{ kJ/mm}$$

Para garantir o mesmo valor do IC no experimento, a velocidade de soldagem foi mantida constante usando um sistema eletromecânico (“BUG-O”), o qual se mostra na FIG. 3.2.



**Figura 3.2:** Sistema eletromecânico “BUG-O”, que garante a regulação e controle da velocidade de soldagem e o DBCP no processo de soldagem FCAW.

Para cada arame tubular foram utilizados dois gases de proteção, um CO<sub>2</sub> puro, segundo recomendação do fabricante, e outro de CO<sub>2</sub> misturado com hidrogênio (5%), desenvolvido pela AGA. SA., para obter um nível de hidrogênio difusível elevado e com isto provocar o trincamento das juntas soldadas nestas condições, podendo obter uma melhor caracterização do fenômeno em estudo.

Foram realizados ensaios para determinar os níveis de hidrogênio difusível obtidos para cada condição experimental.

### 3.3 - Metodologia Usada nas Análises do Hidrogênio Difusível

Para a análise de hidrogênio difusível, nas condições e parâmetros de soldagem já determinado anteriormente, foi usado o método de Cromatografia Gasosa em um cromatógrafo Oerlinkon Yanaco GS-1006H, do Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas do Centro de Tecnologia da Universidade Federal de Rio Grande do Sul (UFRGS).

As especificações técnicas do Cromatógrafo Oerlinkon Yanaco GS-1006H são apresentadas a seguir:

Princípio: Cromatografia Gasosa

Detetor: Detetor por Condutividade Térmica

Análise: Gás de transporte - Argônio , cerca de 300 ml

Coluna - Molecular Sieves 5<sup>A</sup> -5 mm ( Diâmetro Interno) x 3 m

Valores de Medição: Display Digital : Valores de H<sub>2</sub> : 0 - 1,999 ml e Impresso Valores de N<sub>2</sub> : 0 - 1,999 ml

Erro da Medição: ± 0,01 ml para 2 ml

Número de amostras: 4

#### 3.3.1- Coleta do Teor de Hidrogênio Difusível no Metal de Solda

Os corpos de prova foram de aço 1020 (ASTM A36), desgaseificados a 650 °C durante 2 h e, após o resfriamento, limpos por jato de areia, lixa e álcool, para eliminar carepas, ferrugens e qualquer contaminante presente nas amostras. Posteriormente, foram pesados numa balança eletrônica com sensibilidade de 0,01 g.

Para alinhar, fixar e manter a mesma taxa de resfriamento dos corpos de prova, as soldas foram feitas sobre um gabarito de cobre, conforme ISO 3690 e ANSI/AWS A4.3-86.

Os parâmetros de soldagem foram especificados na TAB. 3.4 e mantidos constantes. Imediatamente (5 s) após o depósito do cordão de solda, os corpos de prova foram inicialmente resfriados em água com gelo (4 °C) durante 12 s e, em seguida em álcool saturado com gelo seco na temperatura de - 74 °C, afim de evitar a difusão de hidrogênio. Estas temperaturas foram perfeitamente controladas com um termômetro de mercúrio.

Posteriormente os corpos de prova foram quebrados e escovados para a retirada da camada de escória e respingos durante 10s, lavados em álcool anidro por 5s e secos em jatos de argônio durante 22s. Estes tempos foram rigorosamente cronometrados. Em seguida, os corpos de prova foram colocados nas cápsulas do aparelho de cromatografia gasosa para a análise de hidrogênio difusível.

### 3.3.2- Condições e Características de Realização do Ensaio

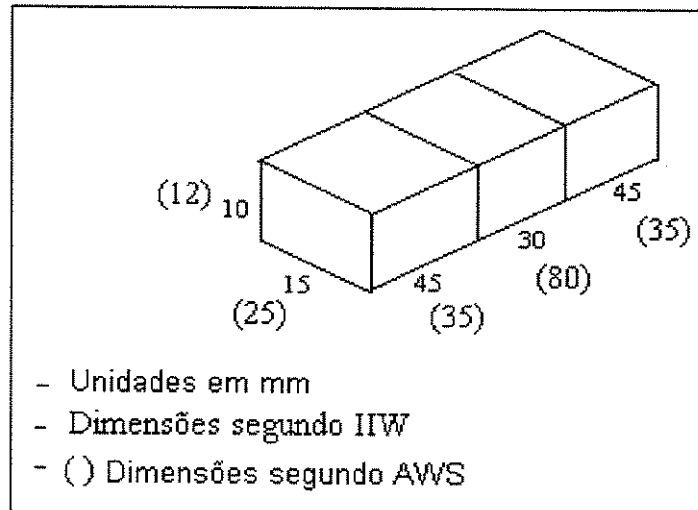
As condições técnicas de realização dos ensaios de hidrogênio difusível foram:

- Umidade Relativa - 60 %
- Temperatura Ambiente - 29 °C (31°C) (26°C)
- Pressão Atmosférica - 760 mm de Hg
- Temperatura de realização do ensaio - 150 °C
- Tempo de duração - 6:00 Horas.
- Número de Amostras - 4 para cada arame, com proteção de CO<sub>2</sub>
  - 3 para cada arame, com proteção de CO<sub>2</sub> +5% de H<sub>2</sub>

A FIG. 3.3 mostra as dimensões dos corpos de prova para a realização do ensaio, segundo as especificações técnicas do IIW e da AWS. Neste experimento, foram usadas as medidas recomendadas pela norma AWS A4.3-86.

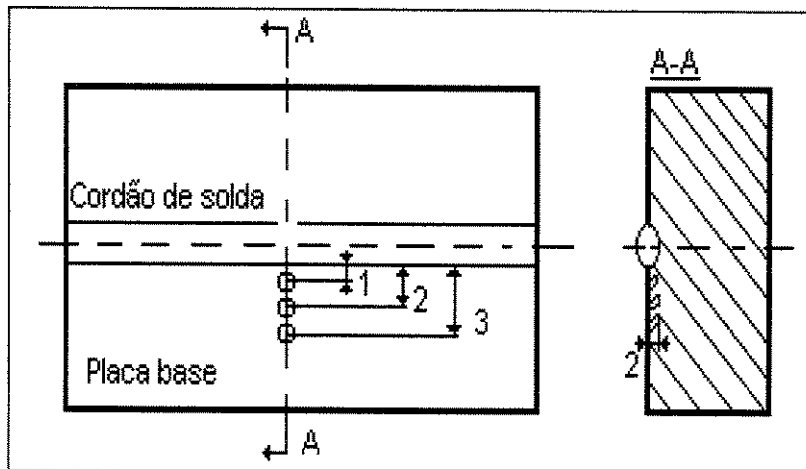
### 3.4- Determinação dos Ciclos Térmicos Impostos no Processo de Soldagem

Os ciclos térmicos impostos ao metal de solda e à zona afetada pelo calor durante a soldagem, nas condições e parâmetros já citados anteriormente, foram adquiridos via placa A/D (CAD 1232) da Lynx Tecnologia Eletrônica Ltda e o software *AqDADOS*. Foram usados termopares insitu tipo R (Pt-Rh/Pt), com diâmetro de 0,2 mm.



**Figura 3.3:** Dimensões dos corpos de prova usados nos ensaios para as análises de hidrogênio difusível

No MS, os termopares tipo R foram inseridos na região logo após o arco de solda passar no local. Na ZAC, os termopares foram soldados por descarga capacitiva a diferentes distâncias da linha de fusão (1,2 e 3 mm) e 2 mm de profundidade, como aparece representado na FIG. 3.4.



**Figura 3.4:** Locais de posicionamento na ZAC dos termopares tipo R com diâmetro 0,2 mm

Estes ensaios para a determinação dos ciclos térmicos no MS e na ZAC da junta, foram replicados 5 vezes, objetivando obter maior precisão e evitar a influência de erros externos que podem mascarar os resultados experimentais.

### 3.5 - Ensaio de Soldabilidade usado no Trabalho para estudar a sensibilidade ao TAH

No estudo da sensibilidade ao trincamento assistido por hidrogênio, foi utilizado o Ensaio de Implante Modificado para estudar a sensibilidade ao TAH tanto na ZAC como no MS. No entanto, como o ensaio de implante modificado se destina ao estudo do fenômeno na ZAC, foi necessário propor uma nova metodologia de ensaio para avaliar o MS, que será analisada e detalhada no item 3.10.

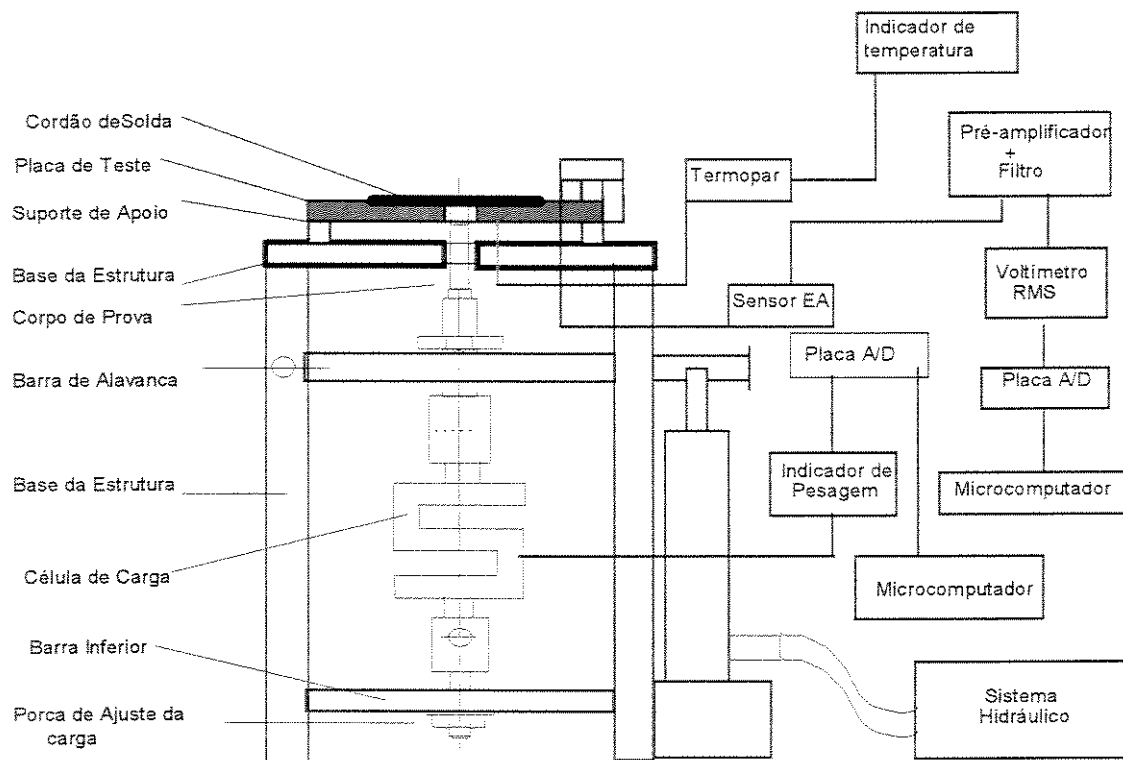
O desenvolvimento do trabalho foi realizado no laboratório de Soldagem do DEF/FEM/UNICAMP, utilizando um equipamento para ensaios de implante projetado, construído e testado em pesquisas anteriores, como publicado por Ferraresi (1996) e Martins & Trevisan (1996).

A FIG. 3.5 mostra esquematicamente, a montagem utilizada para o ensaio de implante modificado. Este equipamento é composto de vários componentes interligados:

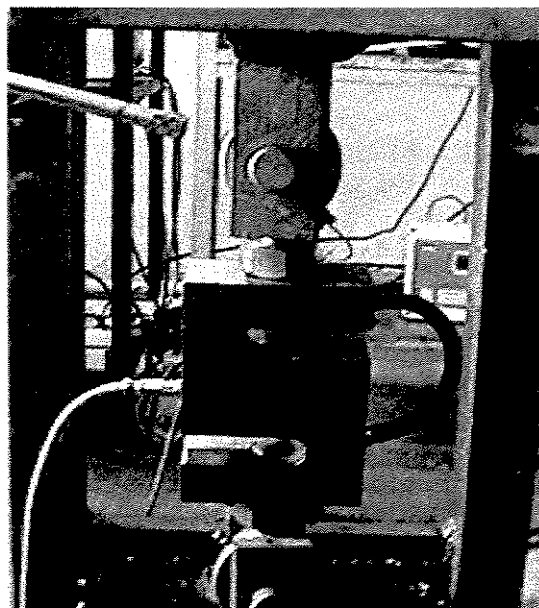
- Uma estrutura metálica ligada a um sistema hidráulico utilizado no posicionamento do corpo de prova e na aplicação da carga de teste;
- uma célula de carga posicionada entre o corpo de prova e a estrutura, utilizada na medição da carga durante o ensaio;
- um sistema de ajuste fino da carga aplicada, composto de uma porca na parte inferior da estrutura;
- um sistema de monitoramento da trinca via emissão acústica. A configuração deste sistema será melhor explicado posteriormente.

A célula de carga utilizada foi da ALFA Instrumentos Eletrônicos modelo Z-5, de capacidade de 5 toneladas, dotada de um *strain gage*, e temperatura de trabalho entre 0 °C e 50 °C, mostrada na FIG. 3.6, onde aparece inserida no sistema do equipamento de implante modificado. O indicador de peso é do mesmo fabricante da célula de carga, modelo 2101 com indicador digital e com possibilidade de transmitir sinais analógicos para uma placa de conversão analógica/digital (A/D).





**Figura 3.5:** Representação esquemática geral do ensaio de implante modificado com seus sistemas de monitoramento



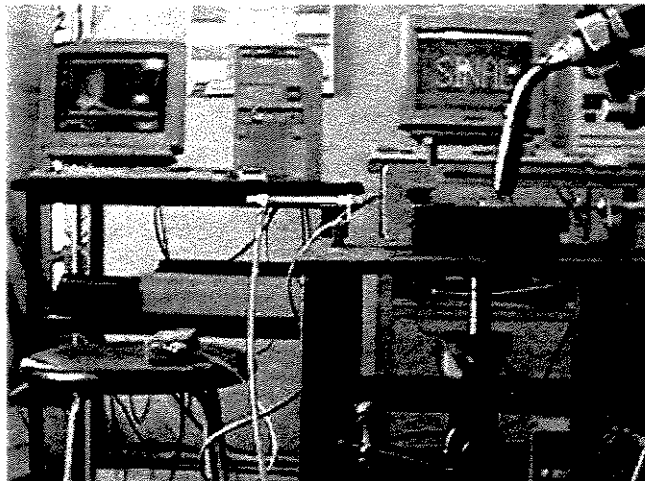
**Figura 3.6:** Célula de carga instalada no equipamento para ensaio de implante modificado

Durante o teste de implante modificado, foram adquiridos os valores das carga aplicadas sobre os corpos de provas (implantes) e as juntas soldadas. Este monitoramento foi realizado

usando uma placa A/D AQ 5012 da STD (Sistemas Técnicos Digitais) acoplada a um PC, que recebe os sinais analógicos da célula carga.

A técnica de aquisição de emissão acústica foi usada para auxiliar o estudo da formação das trincas, e as características mais importantes do fenômeno. A configuração deste sistema será explicada com mais detalhes no item 3.7.1.

Uma representação real da instalação de ensaio de implante com os sistemas de monitoramento para aquisição de cada parâmetro é mostrado na FIG. 3.7.



**Figura 3.7:** Vista geral da instalação para ensaio de implante modificado com seus sistemas de monitoramento

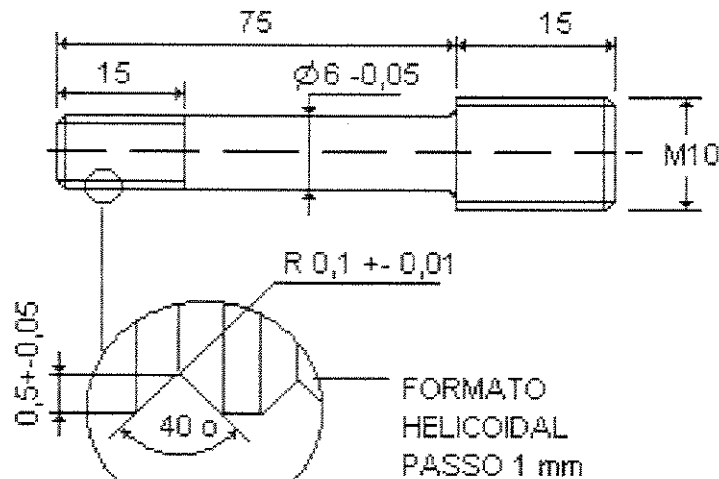
Segundo a metodologia da norma NF 89-100, o início do carregamento deve ser quando a junta soldada atinga 150 °C. Em todos os ensaios de implante realizados a carga começou a ser aplicada sempre 1 min após a realização da solda, sendo que a temperatura equivalente para este tempo depende do gás usado como proteção. Quando usado CO<sub>2</sub>, após 1 min, a junta soldada do implante com a placa base estava a 120 °C, no caso da mistura CO<sub>2</sub>+ 5% H<sub>2</sub> a junta soldada alcançou 150 °C; estes valores foram determinados com exatidão através das análises dos ciclos térmicos obtidos experimentalmente no trabalho.

### **3.5.1- Preparação dos Corpos de Prova (Implante) e Placas Base**

Para o desenvolvimento do ensaio de implante modificado na ZAC foi realizada a fabricação de corpos de prova (implantes) do material a ser testado, segundo as

recomendações da norma NF A 89-100 (*Cold Cracking Test*), a qual estabelece que os corpos de prova sejam retirados paralelo à direção de laminação das chapas e do meio da espessura sempre que seja possível. O esquema destes corpos de prova é mostrado na FIG. 3.8.

Observe-se na FIG. 3.8 o detalhe da rosca helicoidal com passo 1 mm, profundidade de  $0,5 \pm 0,05$  e ângulo de  $40^\circ$ , possibilitando a existência de um mesmo entalhe na região mais crítica da ZAC.



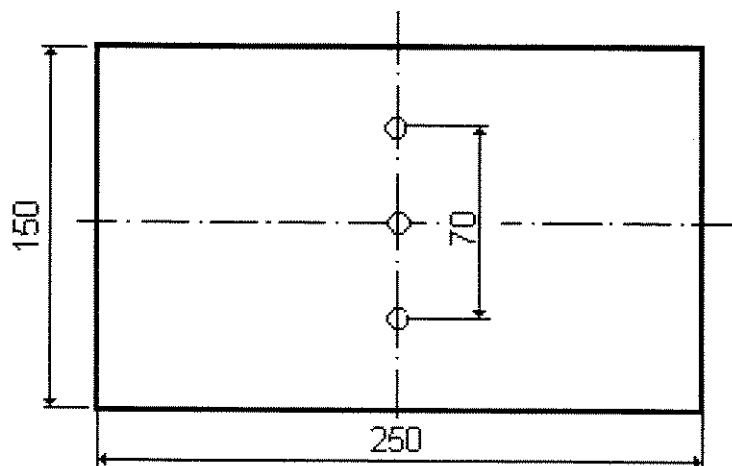
**Figura 3.8:** Esquema de corpos de prova para ensaio de implante modificado na ZAC (medidas em mm e fora de escala).

Fonte: NF A89-100.

A placa base usada para o ensaio de implante modificado na ZAC, foi obtida com um formato plano retangular, segundo a norma NF A 89-100, com dimensões que aparecem na FIG. 3.9. O material da placa base é o mesmo dos corpos de prova utilizados como implante e, para o caso desta pesquisa, foram arranjados três implantes por placas, nos ensaios realizados para avaliar a ZAC, como mostra a FIG. 3.9.

Nos ensaios no MS, os corpos de prova utilizados para implante possuem as mesmas medidas que os mostrados na FIG. 3.8, só não apresentam a rosca helicoidal no extremo de diâmetro 6 mm, para evitar o efeito do entalhe na região da ZAC e favorecer o trincamento do MS, quando formado o entalhe na mesma, como será explicado no item 3.10.

Também, a forma, dimensões e características da placa base para o ensaio de implante no MS serão apresentadas no item 3.10.



**Figura 3.9:** Dimensões da placa base para o ensaio de implante na ZAC (medidas em mm, fora de escala)

Fonte: NF A 89-100

### 3.5.2- Cuidados de Limpeza na Realização dos Ensaios de Implante

Antes de realizar cada ensaio foi feito um rigoroso controle da limpeza dos arames e da placa base. Os arames tubulares usados na pesquisa foram limpos em partes suficientes para obter o cordão, sempre minutos antes de realizar o ensaio. A limpeza consistiu em eliminar com lixa de grão 400 todo o óxido presente na superfície e, posteriormente, a sujeira e qualquer lubrificante residual presente na superfície, foram eliminadas com acetona.

As placas bases foram inicialmente limpas, através de usinagem, na área onde estava localizado o orifício do implante, no comprimento do chapa, para eliminar a grande rugosidade característica do processo de fabricação do material. Posteriormente, antes de cada ensaio, foram submetidas a um cuidadoso jateamento de areia, para eliminar toda a sujeira presente ou qualquer elemento que pudesse alterar os resultados dos testes. As placas bases jateadas foram limpas com ar comprimido e, minutos antes de realizar os ensaios, com acetona.

Dessa forma, foi garantida uma boa qualidade na limpeza dos materiais a serem ensaiados, já que a presença de óxidos, graxas e sujeira de qualquer característica podem provocar uma enorme variação no nível de hidrogênio difusível presente na junta soldada e, por consequência, alterar os resultados.

### 3.6 - Planejamento Experimental

A realização experimental foi definida tendo como base um planejamento por níveis com um único fator, analisando a influência da tensão aplicada para cada gás de proteção, repetido para os dois arames de adição. Cada tipo de arame, como aparece representado na FIG 3.10, teve uma matriz experimental de 2 x 3 com uma repetibilidade de 5.

É importante salientar que os ensaios realizados com o arame T-120 foram repetidos duas vezes para avaliar a sensibilidade ao trincamento por hidrogênio, tanto da ZAC, como do MS. Para o arame T-75 só foi avaliada o MS, já que existem vários trabalhos na literatura consultada, que estudam as características do TAH na ZAC do aço em análises, quando soldado com arames tubulares semelhantes ao T-75.

Este planejamento possibilitou o tratamento estatístico do experimento, realizando análises de variância, comparação de médias dos níveis de tensão e análises residual.

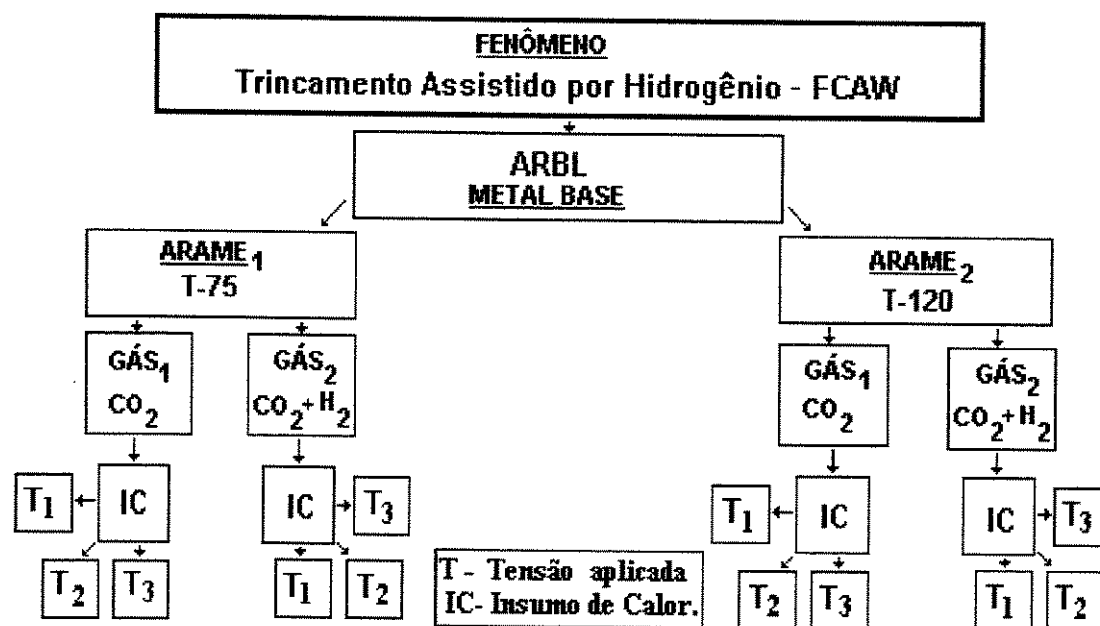


Figura 3.10: Representação esquemática do planejamento experimental.

### 3.6.1- Procedimento e Seleção dos Níveis de Tensões Aplicadas no Ensaio de Implante Modificado

Os ensaios de implante na ZAC, quando usado o arame T-120, foram realizados em três níveis, selecionados com base no procedimento da NF-89 100; nesta norma está claramente definido o uso do 80% de limite de escoamento do material como tensão aplicada no teste.

A tensão equivalente a 80% do limite de escoamento foi considerada como o nível máximo de tensão aplicada no ensaio de implante. O nível inferior foi determinado, sendo superior à tensão crítica de fratura ( $\sigma_c$ ), na qual, segundo a NF 89-100 não ocorre o trincamento do implante até 16 horas depois de ter aplicada a carga, porém foi selecionado um nível médio aleatório entre os valores fixados nas condições já explicadas

O valor da  $\sigma_c$  do aço estudado foi determinado através de ensaios de implante preliminares para ambos gases de proteção, sendo 459 MPa quando usado CO<sub>2</sub> puro e 318 MPa quando usado a mistura CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub>. Como pode ser observado, a  $\sigma_c$  foi muito inferior quando usada a mistura rica em hidrogênio, correspondendo aos resultados obtidos por Gedeon & Eagar (1990) e Bryhan (1981). Isto é provocado pelo efeito fragilizador do hidrogênio induzido no teste.

Os níveis de tensão aplicados nos ensaios de implante na ZAC são mostrados na TAB. 3.5, onde pode-se também observar os valores das carga equivalentes a cada tensão especificada.

**Tabela 3.5:** Níveis de tensões aplicadas no ensaio de implante na ZAC, quando usado CO<sub>2</sub> como gás de proteção na soldagem

Gás	Percentual do Limite de Escoamento (%)	Tensão Equivalente (MPa)	Carga equivalente (Kg)
CO <sub>2</sub>	80	601	1700
CO <sub>2</sub>	76	560	1600
CO <sub>2</sub>	66	495	1400

As tensões foram calculadas usando a área do diâmetro exterior do implante, já que o entalhe foi considerado como um defeito na área total, provocando triaxialidade de tensões na região. Foi tomada esta consideração, apesar que a ponta do entalhe usado no ensaio de implante não possui a agudeza necessária, segundo a teoria da mecânica de fratura, a qual

especifica obter uma pre-trinca por fadiga. Por conseqüência, a área usada teve um valor de  $28,27 \text{ mm}^2$  para o implante usado com diâmetro de 6 mm.

Os ensaios preliminares também mostraram que, nos testes realizados com maior nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{ H}_2$ ), era impossível alcançar as cargas equivalentes a 80% e 76% do limite do escoamento, inicialmente previsto quando usado  $\text{CO}_2$  como gás de proteção. Para estes valores aconteceu a fratura do implante antes de alcançar o valor total da carga no ensaio. Portanto, foi necessário considerar o nível de 66% do limite de escoamento como máximo, para os ensaios realizados com  $\text{CO}_2 + 5\% \text{ H}_2$ . O valor mínimo da tensão aplicada foi superior ao valor da  $\sigma_c$  (318 MPa) para este nível de hidrogênio. Os níveis de tensão selecionados nesta condição são mostrados na TAB. 3.6.

**Tabela 3.6:** Níveis de tensões aplicadas no ensaio de implante na ZAC, quando usado  $\text{CO}_2 + 5\% \text{ H}_2$  como gás de proteção na soldagem

Gás	Percentual do Limite de Escoamento (%)	Tensão Equivalente (MPa)	Carga equivalente (Kg)
$\text{CO}_2 + 5\% \text{ H}_2$	66	495	1400
$\text{CO}_2 + 5\% \text{ H}_2$	57	424	1200
$\text{CO}_2 + 5\% \text{ H}_2$	52	389	1100

Os ensaios de implante no MS foram realizados com os mesmos percentuais do limite de escoamento usados nos ensaios na ZAC para cada gás de proteção; mas deve ser esclarecido que considerou-se o limite do escoamento do material de cada arame como depositado. Isso significa que os ensaios no MS foram realizados com diluição mínima devido à geometria da junta proposta no novo teste de implante, que garante pouca fusão do metal da placa base, como será observado, no item 3.10. Os valores das tensões aplicadas e as cargas equivalentes aparecem na TAB. 3.7.

### 3.6.2- Determinação do Tamanho da Amostra Experimental (Repetibilidade)

Para a determinação do tamanho da amostra usou-se a distribuição  $t$  de *Student*, já que as amostras sempre foram menores de 20 ( $n < 20$ ). Como a distribuição  $t$  depende do tamanho da amostra ( $n$ ), o valor de  $t$  pode ser usado para estimar  $n$ , de forma a obter uma estimativa da

média da amostra para uma dada confiança. Então, o tamanho da amostra pode ser determinado segundo a equação (3.2).

$$n = \left( t \frac{S}{\delta} \right)^2 \quad (3.2)$$

Onde:  $S$  - Desvio-padrão da amostragem

$\delta$  - Comprimento do intervalo de confiança [ Presição ( $\alpha$ ) x Média ( $\mu$ ) ]

**Tabela 3.7:** Níveis de tensões e cargas aplicados no ensaio de implante no MS para cada arame usado na pesquisa

Arame/Gás	Percentual do Limite de Escoamento (%)	Tensão Equivalente (MPa)	Carga equivalente (Kg)
T-75/CO <sub>2</sub>	80	400	1130
	76	380	1074
	66	330	932
CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub>	66	330	932
	57	285	805
	52	260	734
T-120/CO <sub>2</sub>	80	703	1990
	76	668	1890
	66	580	1640
CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub>	66	580	1640
	57	501	1418
	52	457	1294

Para a determinação do tamanho da amostra foram realizados ensaios preliminares para dois níveis de tensões de restrição pertencentes ao bloco experimental do arame T-120 e CO<sub>2</sub> como gás de proteção. Estas tensões foram equivalentes a 66% e 76% do LE e foram realizadas 5 repetições em cada condição. A variável de resposta avaliada foi o tempo de falha, obtendo-se como resultados os valores mostrados na TAB. 3.8

**Tabela 3.8:** Valores da média e desvio-padrão dos ensaios preliminares para determinar o tamanho da amostra experimental

Nível % LE (MPa)	Média - $\mu$ (min)	Desvio - padrão $S$ (min)
66 (495)	42,2	3,7
76 (560)	28,8	2,6



Baseado em cálculos realizados do tamanho da amostra e resultados de pesquisas prévias que usaram o ensaio de implante como técnica experimental, este trabalho utilizou um nível de confiança equivalente a 90%, aceitando uma precisão ( $\alpha$ ) da estimativa da  $\mu$  de  $\pm 10\%$ .

Portanto, os valores de  $\delta$  foram: 4,22 para 66 % LE e 2,88 para 76 % LE. Sendo  $n = 5$ , tem-se pela tabela de distribuição de  $t$  para  $GL = 4$  (graus de liberdade) e  $\alpha/2 = 0,05$ ,  $t = 2,132$ . Substituindo na equação 3.2, calcula-se os valores de  $n$  para cada nível, sendo  $n = 4$  para ambas condições experimentais.

Como os novos valores de  $n$  são iguais a 4,  $GL$  toma o novo valor de 3. Como a média e o desvio-padrão permanecem iguais, da tabela  $t = 2,353$ , e calculando novamente  $n$ , segundo a equação 3.2, obtém-se  $n$  igual a 5 para os dois níveis ensaiados.

Desta forma, o tamanho da amostra necessária para obter-se a precisão desejada, para a confiança de 90%, foi 5. Este valor foi adotado para todas as condições experimentais do trabalho.

### 3.7- Viabilização do Uso da Técnica de Emissão Acústica (EA)

Para a aquisição da EA tem sido viabilizada a configuração mostrada na FIG. 3.11, a qual consta de um sensor piezoelétrico WD-A23 da *Physical Acoustic Corporation* e calibrado segundo ASTM E 976, com superfície de cerâmica e de banda ampla, ou seja, sem limite de pico de ressonância e uma sensibilidade média de -73 dB referido a 1 volt (V) por microbar ( $\mu\text{bar}$ ). Este sensor trabalha corretamente na faixa de frequência de 100 até 1000 KHz.

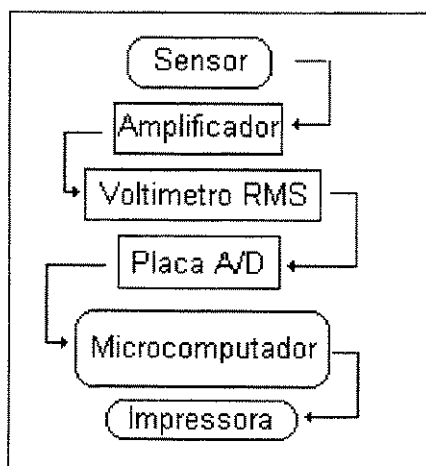


Figura 3.11: Diagrama do Sistema de Medição de Emissão Acústica (SMEA)

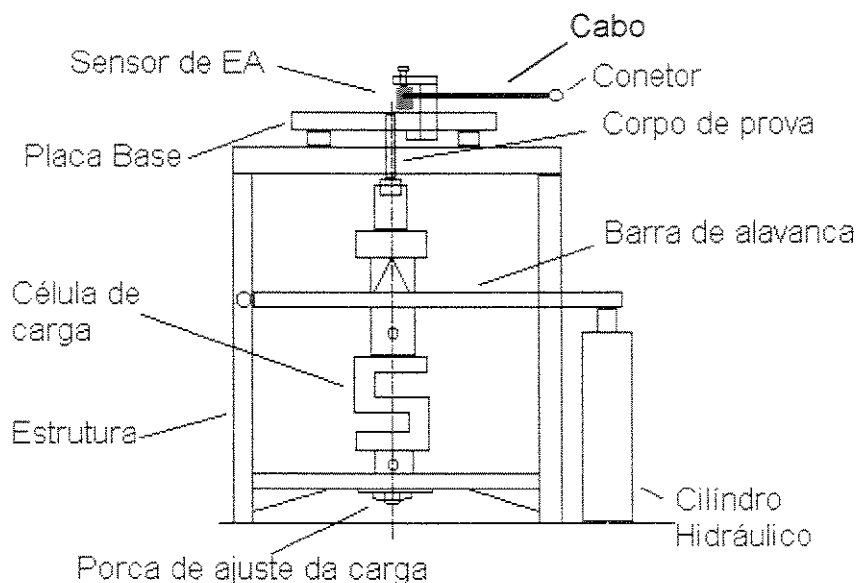
O sinal elétrico de alta frequência passa através de um filtro pré-amplificador Mod. 1220A de 100 kHz a 300 kHz, eliminando ruídos ambientes e elétricos de baixa frequência e amplificando o sinal com ganho de 40 ou 60 dB. Este pré-amplificador se faz necessário para aumentar o nível do sinal alternado e de altíssima frequência proveniente do sensor. A faixa de frequência útil do filtro corresponde com a frequência gerada no fenômeno de trincamento a frio, segundo vários autores (Fang, Asibu & Barber, 1995), concentrada perto de 200 kHz.

Depois de filtrado e amplificado, o sinal passa por um voltímetro RMS, no qual realiza-se a transformação do sinal de entrada através da raiz quadrada da média quadrática do sinal, obtendo-se uma frequência de saída de acordo com a constante de tempo regulada segundo a construção do voltímetro. Este voltímetro RMS é usado como consequência do problema que representa armazenar dados de um sinal de altíssima frequência (~200 kHz) em um microcomputador convencional e permite realizar a análise no domínio do tempo do sinal de EA. A construção deste voltímetro RMS foi realizada no laboratório de processos de usinagem do DEF/FEM/UNICAMP (Ferraresi, 1996).

Para a aquisição final do sinal é utilizado um PC Pentium, com placa analógica - digital (A/D) CAD 12/36, desenvolvida pela Lynx, com 18 canais e 12 bits de conversão, possibilitando uma frequência de aquisição de 100 kHz no modo DMA, por um canal.

É interessante perceber que o sensor de EA fica diretamente acoplado à placa base do ensaio de implante, através de um dispositivo, como pode ser observado na FIG 3.12. Isto garante uma excelente absorção das ondas acústicas emitidas por qualquer evento de trincamento dentro dos corpos de prova. Entre as superfícies do sensor e da placa base foi necessário colocar uma camada de graxa para a detecção de sinais acústicos de baixo nível, já que, como aponta Beattie (1983), em escala microscópica, a superfície do material e do sensor são rugosas e não estão intimamente em contato, dificultando a condução uniforme da onda acústica.

Para a configuração da aquisição foi usado o programa *RUPTURA*, desenvolvido em parceria com a Lynx. Este programa realiza a aquisição contínua de até quatro canais analógicos da placa CAD 12/36. Dado que o ensaio de implante pode demorar 16 horas, segundo norma e, a fratura do corpo de prova pode acontecer em qualquer instante, tendo a duração do evento na ordem de milissegundos, o programa realiza a aquisição numa taxa de amostragem elevada e realiza o registro dos sinais apenas no intervalo de tempo da fratura.



**Figura 3.12:** Posicionamento do sensor de EA no equipamento de teste

A fratura do corpo de prova é determinada por comparadores implementados em *hardware*. O circuito compara o sinal analógico com um nível de tensão ajustável por *trimpot* (-12 a 12 volts). Quando o sinal analógico for maior que o nível de referência, um *flip-flop* é ativado e o sinal é armazenado. No entanto, se o sinal analógico for menor que a referência, um segundo *flip-flop* é ativado. As saídas dos *flip-flop* são conectadas em duas entradas digitais da placa CAD 12/36. Os *flip-flop* são resetados através de duas saídas digitais da placa.

O circuito possui 2 comparadores. O primeiro é utilizado quando a fratura é detectada por uma variação do sinal de entrada de um valor abaixo do nível de referência para um valor acima deste (Borda de subida). O segundo é utilizado de modo análogo, porém para borda de descida. Apenas um comparador é utilizado pelo programa, dependendo do tipo de borda selecionada.

Durante o ensaio, o programa realiza a aquisição continuamente e armazena as amostras num conjunto de *buffers* de aquisição (em memória), que são utilizados ciclicamente. No decorrer do ensaio, o programa realiza a leitura das entradas digitais para verificar se houve a detecção de uma trinca no corpo de prova. Quando a trinca é detectada, o número de *buffer* de aquisição corrente é anotado e o programa continua a aquisição até serem preenchidos mais 30% dos *buffers* de aquisição. Os *buffers* são então gravados no disco em arquivo compatível com o *software AqDADOS*, permitindo o tratamento dos dados do sinal.

O registro do trincamento tem duração correspondente a 20 *buffers* de aquisição, sendo os primeiros 70% do registro correspondentes à aquisição do sinal antes da detecção do evento.

Após salvar o registro da trinca, o programa volta a ficar preparado para continuar o ensaio e os arquivos gravados são numerados automaticamente pelo programa.

### **3.7.1- Ensaio Preliminares e Parâmetros Usados na Configuração Final do Sistema de Medição de Emissão Acústica (SMEA)**

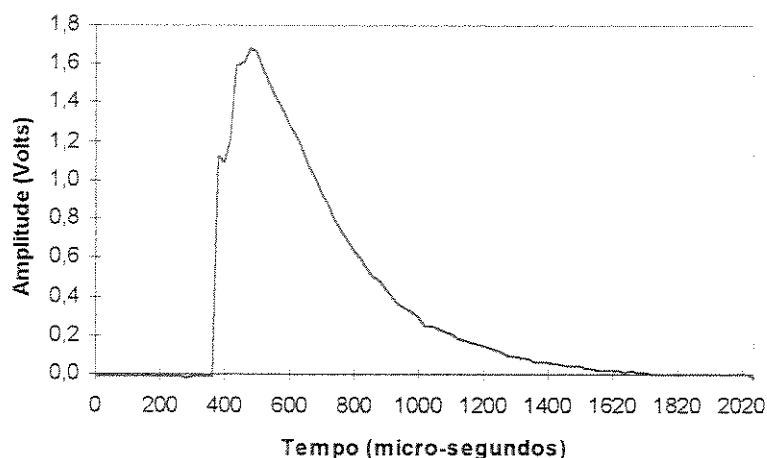
Neste item serão apresentados os parâmetros da configuração do sistema de emissão acústica, obtidos de acordo com a calibração realizada segundo a literatura especializada e explicada no Item 3.7 -“Viabilização do uso da técnica de Emissão Acústica”. Serão também apresentados os ensaios preliminares, com objetivo de comprovar a acessibilidade do sistema para detectar a formação do fenômeno estudado no trabalho.

Como tem sido comprovado em pesquisas anteriores, como a realizada por Fang, Asibu & Barber (1995), o grafite tipo 2H tem como característica uma fratura frágil e gera um sinal de EA com um espectro de frequência constante em amplitude entre 100 e 200 KHz, o que está próximo, segundo a literatura especializada, ao espectro característico das trincas induzidas pelo hidrogênio. Portanto, inicialmente, foram realizados testes usando um grafite tipo 2H com diâmetro 0,5 mm, quebrado na superfície do sensor de EA.

Este tipo de teste, realizado com a ruptura do grafite 2H, não foi usado como calibração do sistema de EA, já que a força aplicada sobre o grafite 2H para a fratura não foi controlada. Assim, o sinal RMS obtido no sistema variou em amplitude e duração, não obtendo-se o espectro de frequência correspondente. Desta forma, não houve possibilidade nenhuma de realizar a análise comparativa do sinal.

No entanto, baseado na observação da FIG. 3.13, onde é mostrado um sinal de EA característico da fratura do grafite, pode-se notar que a configuração do SMEA proposto realmente resultou efetiva, já que o evento é perfeitamente mostrado e analisado.

Também foram realizados testes de implante preliminares em condições extremamente favoráveis à ocorrência do trincamento, com o objetivo de comprovar a influência do nível de amplificação do sinal (40 dB ou 60 dB), a taxa de amostragem do sinal na placa CAD 12/36 e do “software” *RUPTURA* e também do nível de referência a ser selecionado na CAD 12/36.



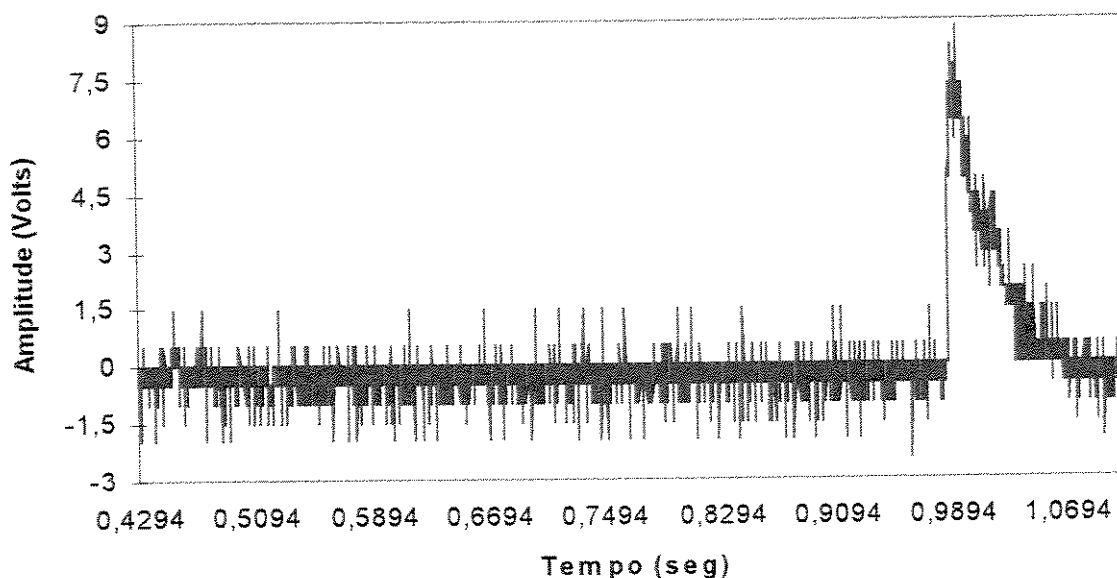
**Figura 3.13:** Sinal de EA provocado pela fratura de um grafite 2H (0,5 mm de diâmetro)

Como resultado dos testes de implante preliminares, usando 60 dB de amplificação do sinal de EA, observou-se a saturação no nível do sinal, amostrado pela CAD 12/36 (-10 a 10 V), ou seja, os picos de maior amplitude foram cortados quando passavam de 10 V, como quando acontecia a fratura do implante. A utilizado 40 dB (1000x) de amplificação e os resultados foram perfeitamente amostrados pelo SMEA.

A taxa de amostragem selecionada, através do *software RUPTURA* na CAD 12/36, foi baseada na menor constante de tempo do voltímetro RMS de 0,1 ms, ou seja, 10 KHz. Em outras palavras, o sinal que sai do voltímetro RMS tem frequência de 10 KHz. A taxa de amostragem na placa CAD 12/36 deve ser, segundo Beattie (1983), no mínimo 3 vezes maior para evitar o fenômeno conhecido como *aliasing*, onde o sinal amostrado não apresenta as características reais do sinal original, o que mascara grandemente a tratamento do sinal. Isso explica a utilização de 50 KHz de amostragem na CAD 12/36.

O nível de referência selecionado na placa CAD 12/36 limita a detecção de eventos de EA, já que só serão detectados os eventos que geram sinais com amplitude acima deste nível. Portanto, tornou-se muito importante nesta pesquisa a determinação correta deste parâmetro para detectar a maior quantidade de eventos do sinal de EA. Como resultado dos ensaios preliminares, observou-se que o menor valor possível para este parâmetro foi 0,025 V, o que corresponde a um valor um pouco acima do ruído característico dos componentes eletrônicos do voltímetro RMS.

Na FIG. 3.14 pode ser observado um exemplo representativo do sinal de EA provocado pelo fenômeno de TAH, obtido e analisado pela configuração do SMEA proposto.



**Figura 3.14:** Parte do sinal de EA gerado pelo fenômeno de TAH durante o ensaio de implante, obtido pela configuração proposta do SMEA.

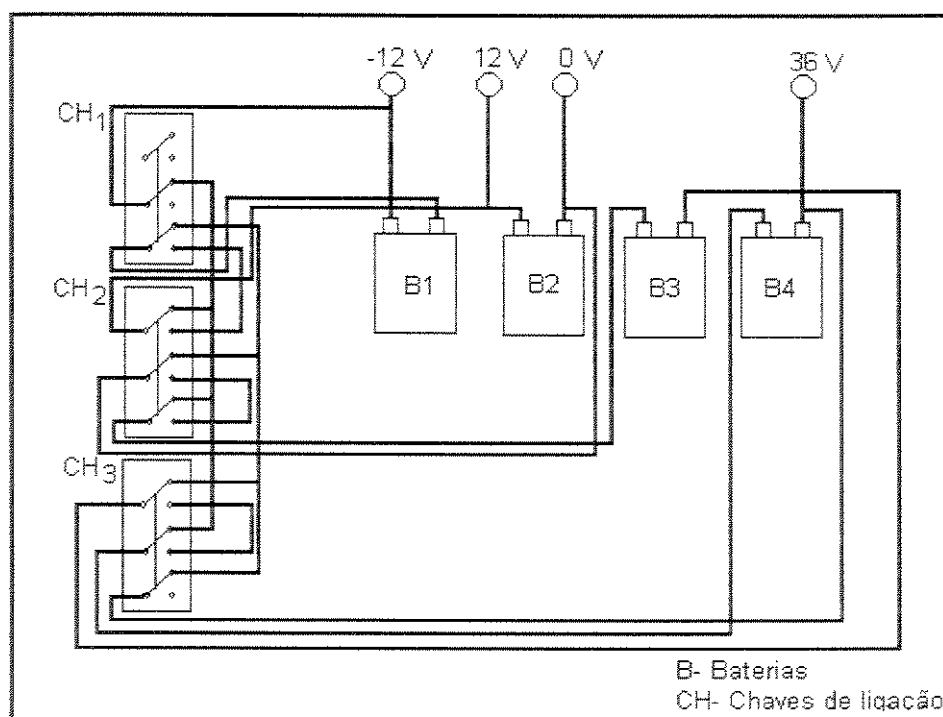
Em seguida são apresentados os parâmetros finais que foram usados no SMEA, como resultado da análise dos testes preliminares.

- Sensor de Emissão Acústica. WD-A23 de banda ampla, sensibilidade média de -73 dB referido a 1 volt (V) por microbar (ubar). Faixa de frequência de 100 até 1000 KHz;
- Filtro - preamplificador. Modelo 1220 A, com filtro passa banda com frequência de corte de 100 a 300 kHz. Ganho de 40 dB;
- Voltímetro RMS. Constante de tempo na saída do sinal de 0.10 ms (10 KHz);
- Placa CAD12/36 com taxa de amostragem de 100 KHz via acesso direto a memória (DMA) e ajuste do nível de referência (0,025 volt);
- Microcomputador PC- Pentium. 133 MHz, 32 Mb de memória RAM, 2,1 Gb de disco duro;
- *Software RUPTURA* para a aquisição dos eventos de emissão acústica. Com taxa de amostragem de 50 KHz;
- *Software AqDADOS* para o processamento do sinal de emissão acústica.

### 3.7.2- Determinação, Eliminação e Tratamento dos Ruídos Elétricos

Como resultado da realização dos testes preliminares segundo a configuração já explicada, apesar do correto aterramento e blindagem elétrica dos componentes do SMEA, existiam ruídos elétricos transientes provocados pela ligação de aparelhos eletro - mecânicos, atuando no sistema através da rede elétrica e que, dependendo da sua amplitude, podiam estar acima do nível de referência selecionado na CAD 12/36, mascarando os resultados dos eventos de emissão acústica reais causados pelo trincamento das amostras.

Foi necessário o desenvolvimento de um banco de baterias utilizada como fonte de alimentação de corrente direta para a alimentação do voltímetro RMS e do filtro pre-amplificador Mod. 1220A. As características desta fonte e um esquema representativo da mesma aparecem na FIG. 3.15.



**Figura 3.15:** Esquema representativo da fonte de alimentação de corrente direta (Banco de Bateria), construída para alimentar o voltímetro RMS e o pre-amplificador Mod. 1220A

Com a construção do banco de baterias como fonte de alimentação do sistema para a eliminação de ruídos elétricos transientes, característicos da rede de alimentação, obteve-se bons resultados. No entanto, ruídos elétricos provocados por indução eletro - magnética,

causados por elementos reativos importantes como transformadores, indutores, etc., continuaram atuando no sistema, porém, com muito menos influência.

Portanto, devido à impossibilidade prática de eliminar este tipo de ruído, foi necessário caracterizá-lo para realizar uma análise correta dos sinais de emissão acústica provocados pela formação de trincas nas amostras. Dentro da sua caracterização foram usados os parâmetros amplitude e duração de cada pico de ruído, determinados nos ensaios preliminares do sistema.

Estes ensaios preliminares consistiram na realização de testes de implante em condições não favoráveis para que ocorra o trincamento assistido pelo hidrogênio, como baixa tensão de restrição aplicada e alto insumo de calor e, posteriormente foram intencionalmente ligados todos os aparelhos existentes no laboratório, que poderiam ser causadores de ruídos indutivos. Como já foi explicado anteriormente, cada evento (pico) registrado pelo SMEA era registrado seqüencialmente, facilitando a identificação da correspondência entre picos e a fonte de origem.

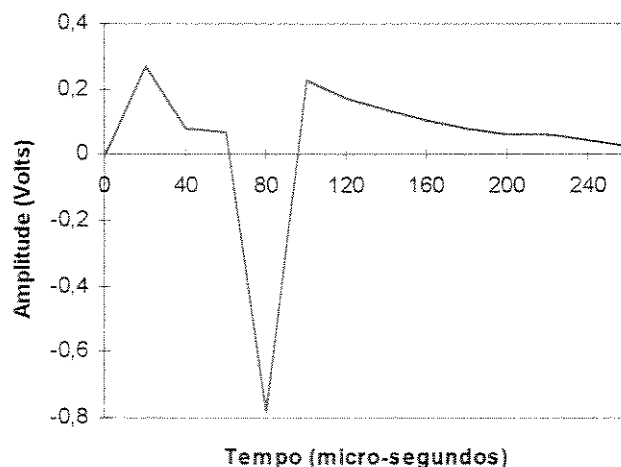
Como resultados destes ensaios preliminares do SMEA foram obtidos dados mostrados na TAB. 3.9, onde pode ser observado que os picos dos ruídos possuem uma curta duração, concordando com Beattie (1983) na ordem dos micro-segundos ( $\mu\text{s}$ ), diferente dos sinais de EA provenientes de trincas a frio, na ordem dos milisegundos (ms), citados por autores como Fang, Asibu & Baber (1995) e de acordo com os resultados preliminares de esta pesquisa.

**Tabela 3.9:** Fontes de ruídos e parâmetros característicos.

Fonte de Origem	Amplitude (mV)	Duração ( $\mu\text{s}$ )
Prensa	60 / -600	100
Jateador	722 / -1390	300
Mufla	229 / -400	170
Compressor	58 / -317	60
Microcomputador	224 / -649	150
Sistema de Exaustão	273 / -796	270

Como pode ser observado na FIG. 3.16, estes ruídos possuem, no sinal analisado, uma componente negativa, característica da corrente alternada de sua fonte, o que significa que foi induzido no SMEA sem passar pelo voltímetro RMS, que fornece um sinal de corrente direta correspondente a raiz média quadrática do sinal de entrada, portanto, totalmente positiva.





**Figura 3.16:** Sinal de ruído provocado pelo sistema de exaustão de gases e fumos de soldagem

A amplitude do pico não pode ser considerada como um parâmetro de comparação nas análises dos sinais devido a sua grande variabilidade de origem, do efeito somatório no sinal de corrente alternada e do instante no qual é provocado o fenômeno.

### 3.7.3- Análise da Incidência de Outras Fontes de Emissão Acústica nos Ensaios

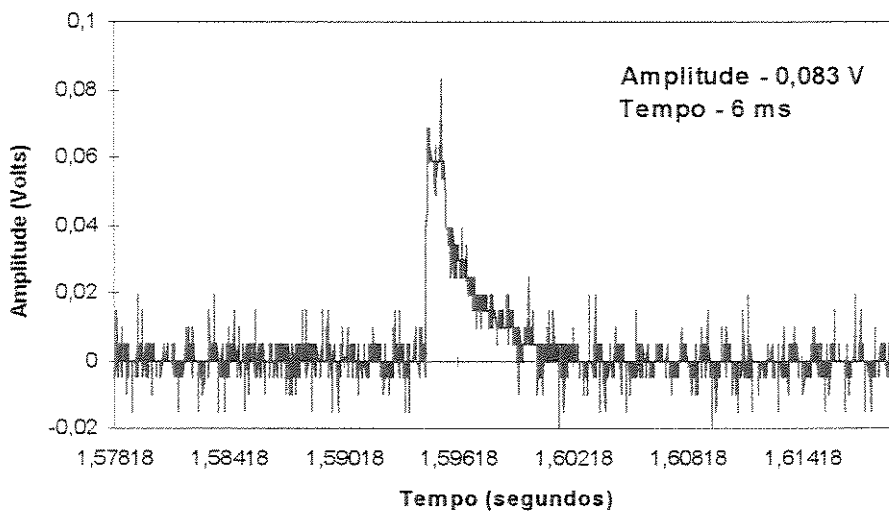
Como já foi analisado na revisão da literatura, é muito importante enfatizar que, vinculadas ao processo FCAW, além do trincamento por hidrogênio, podem existir outras fontes de emissão acústica, como a fratura frágil da escória, formação de porosidade e formação martensítica (Roger et al, 1985).

Entre as fontes de EA citadas anteriormente, pode-se afirmar que neste trabalho não existe influência da formação martensítica, já que para aços ARBL a martensita formada é de baixo carbono, que segundo Liu & Kannatey-Asibu (1990), gera sinais de baixa amplitude, inferior ao nível de referência selecionado na CAD 12/36, impossibilitando sua detecção.

A formação de porosidade nas juntas soldadas não teve uma incidência marcante nos ensaios, na medida em que não foi detectada por controle visual e metalográfico de várias seções transversais das juntas soldadas.

O efeito da escória foi eliminado, realizando sua completa remoção antes do começo da aquisição de sinais de EA nos testes.

No entanto, foi provado experimentalmente neste trabalho que a quebra freqüente da escória produz sinais de EA que podem mascarar os resultados de sinais de EA provocado pela formação de trincas induzidas pelo hidrogênio. Como aparece na FIG. 3.17, pode-se observar que a amplitude do pico está acima do nível de referência (0,025 V) selecionado via *hardware* na CAD 12/36 e a duração está na ordem de 6 ms, duração dos picos característicos das trincas no fenômeno metalúrgico estudado.



**Figura 3.17:** Evento de emissão acústica característico da quebra da escória na superfície do cordão de solda

Com o objetivo de comprovar experimentalmente a não influência de outras fontes de EA nos resultados dos ensaios de trincamento assistido pelo hidrogênio e evitar a influência de variáveis externas não controladas, foram realizados 8 ensaios de aquisição de EA com as seguintes condições e características:

- Depósitos de cordões de solda, com as mesmas condições e parâmetros otimizados para os ensaios de implante;
- Foram usadas combinações experimentais dos dois arames (T-75 e T-120) e os dois gases de proteção;
- Empregou-se as mesmas dimensões da placa base usada no teste de implante;
- Não foi aplicada nenhuma restrição na junta para evitar formação de trincas;
- A escória foi sempre removida da superfície dos cordões de solda;
- A aquisição do sinal de EA iniciou-se no mesmo instante de tempo usado nos testes de implante.

O resultado destes ensaios comprovam que a única fonte de EA captada pelo SMEA proposto, foi a formação de trincas assistidas pelo hidrogênio. Isto pode ser afirmado na medida em que não foram registrados eventos reais de EA nos sinais, sem existir a aplicação de restrição externa nas juntas, o que demonstra que as fontes de EA anteriormente analisadas não influenciam nos ensaios.

### 3.7.4- Metodologia para a Interpretação dos Sinais de Emissão Acústica

Número de eventos, amplitude dos eventos e a energia do sinal de EA, foram os parâmetros usados para caracterizar cada condição experimental e relacioná-las com as áreas relativas dos micromecanismos ou modos de fratura que ocorrem no fenômeno de TAH.

Como neste trabalho cada condição experimental foi repetida cinco vezes, foram usados os valores médios dos parâmetros do sinal anteriormente mencionados.

Para cada ensaio realizado, o número de eventos de EA foi obtido pela média das somatória dos eventos reais de EA, observados e caracterizados na análise gráfica dos sinais detectados pela configuração do SMEA.

A energia do sinal foi obtida através da análise gráfica de cada evento do sinal em cada ensaio, mediante o cálculo da média da somatória das áreas sob-curva dos picos de EA, realizada com o *software AqDADOS*. Este cálculo é equivalente à equação 3.3 proposta por Beattie (1983).

A amplitude média total do sinal ( $\bar{A}_T$ ) foi obtida pela somatória da amplitude de todos eventos ( $A_e$ ) de cada sinal, característico para cada condição experimental e dividido pela repetibilidade nos ensaios ( $n$ ). Esta relação aparece na equação 3.4 (Beattie, 1983).

$$\bar{E}_T = \frac{1}{n} \sum_{e=1}^k \int_0^t V_{rms}^2(t)_e dt \quad (3.3)$$

onde:  $\bar{E}_T$  = Energia média total do sinal

$e$  = número de eventos de EA

$t$  = Tempo de duração (s)

$V_{rms}$  = Amplitude do sinal (Volts)

$n$  = repetibilidade dos ensaios

$$\bar{A}_T = \frac{1}{n} \sum_{e=1}^k A_e \quad (3.4)$$

### 3.8-. Caracterização e Medição das Áreas Pertencentes aos Diferentes Modos ou Micromecanismos de Fratura

Os modos ou micromecanismos de fratura (QC - quase-clivagem, CMV - coalescência de microvazios e IG - Intergranular) presentes em todas as superfícies de fratura dos implantes, foram estudados, analisados e caracterizados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Baseado neste estudo, foi possível realizar as medições das áreas equivalentes a cada modo de fratura, com a técnica de análise de imagens em um equipamento *GLOBAL IMAGE ANALYSER*.

O uso de uma mesa eletrônica para auxiliar a técnica de análise de imagens facilitou grandemente a correta seleção e demarcação das áreas dos diferentes modos de fratura.

Uma vez obtida as imagens da superfície de fratura no microcomputador e identificada cada região com a ajuda das fratógrafias realizadas no MEV, foram desenhados, com muito cuidado, os contornos de cada zona, mediante o uso de uma caneta eletrônica, substituindo o *mouse*. Por contraste, isolou-se as áreas através de seus contornos e obteve-se suas medidas. O resultado deste procedimento pode ser observado na FIG. 3.18, onde é mostrado de forma representativa como foram obtidas estas áreas. A FIG. 3.19 mostra, em forma de exemplo, uma imagem fratógráfrica do MEV, da mesma superfície de fratura, e a caracterização em detalhes de cada região.

Posteriormente, com ajuda do *software* do sistema de análise de imagens, foi realizado o cálculo das porcentagens equivalentes a cada área demarcada com relação a área total da superfície de fratura. As medidas das áreas obtidas eram em *pixels* quadrados, mas, ao calcular o percentual de cada modo de fratura, foi obtido um valor adimensional. Desse modo, foi eliminada a possibilidade de influência do erro de calibração do sistema nas medidas das áreas características de cada modo.

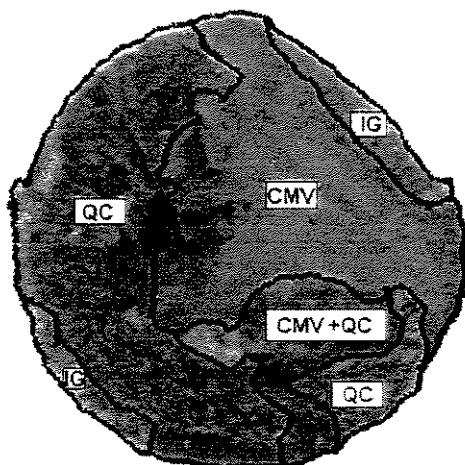


Figura 3.18: Esquema representativo da aplicação da técnica de análise de imagens, usada para medir as áreas equivalentes a cada micromecanismo nas superfícies de fratura

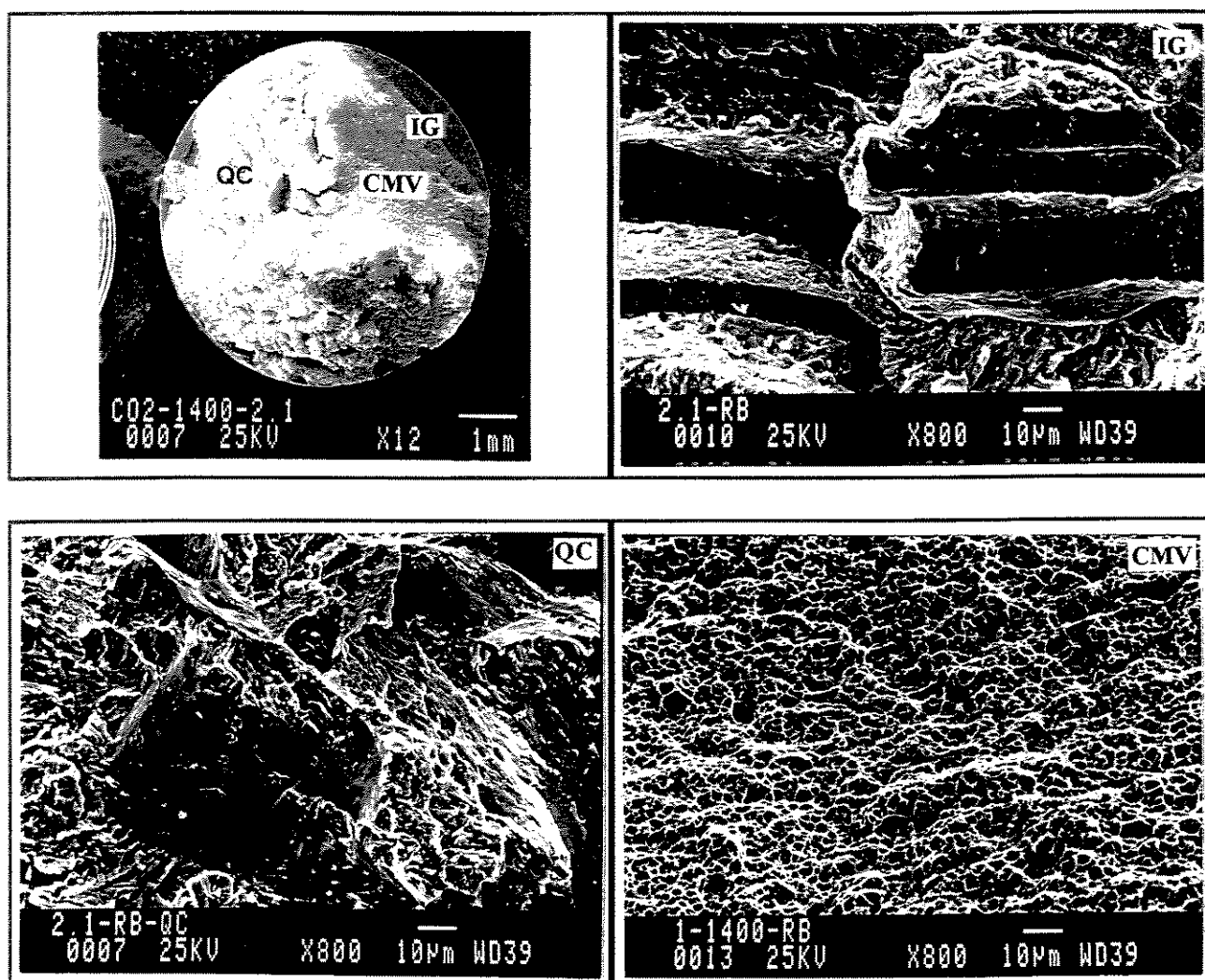


Figura 3.19: Representação da caracterização por MEV e dos modos de fratura obtidos durante o ensaio de implante

### **3.9- Metodologia para a Caracterização Microestrutural das Zonas da Junta Soldada e Análise Fratográfica**

Foi importante para o desenvolvimento do trabalho realizar uma correta caracterização microestrutural das diferentes regiões da junta soldada. Para tanto foram usadas as técnicas de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varreduras (MEV). A utilização de diagramas de resfriamento contínuo (CCT), publicados por Farrar & Harrinson (1987), deram maior fundamento às observações metalográficas. Foram usados também, para a observação metalográfica dois reagentes químicos: Nital 2% e LaPera's.

Para a caracterização microestrutural das diferentes zonas das juntas soldadas, foram retirados corpos de provas da seção transversal do cordão de solda, próximo da zona onde estava alojado o implante na placa base.

Ainda foram realizadas medições de dureza nas diferentes regiões da junta para cada condição experimental, usando um durômetro "Rockwel", na escala C.

As superfícies de fratura foram protegidas da oxidação, usando esmalte incolor imediatamente após os ensaios, retirado posteriormente com acetona num dispositivo de limpeza por ultrassom, minutos antes da observação para análise por MEV. Todas as superfícies de fratura foram mapeadas no microscópio eletrônico e registradas através de fotos, o que posteriormente facilitou as medições das áreas pertencentes a cada modo de fratura pela técnica de análise de imagens, como já foi explicado no item 3.8.

### **3.10- Projeto da Nova Modificação ao Teste de Implante para Avaliação do Metal de Solda**

O novo teste de implante teve como objetivo fundamental avaliar a suscetibilidade ao trincamento assistido pelo hidrogênio no metal de solda. Esta dirigido, fundamentalmente, a avaliar o MS das juntas dos aços de alta resistência e baixa liga por apresentar este fenômeno com maior frequência na região. (Vuik, 1993).

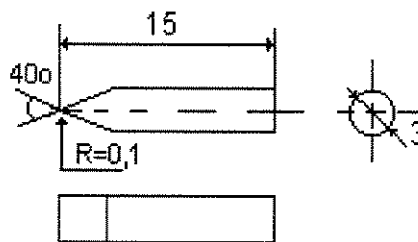
Objetivou-se, durante o projeto, manter a versatilidade e possibilidades oferecida pelo teste de implante modificado, geralmente usado para avaliar a suscetibilidade ao trincamento a frio na ZAC e também o fenômeno de formação de trincas de reaquecimento na ZAC. Esta nova proposta do teste possibilita:

- 1- Fazer um ensaio representativo, usando poucos corpos de prova e de simples elaboração;
- 2- Avaliar vários valores da tensão residual, que podem ser simulados pela aplicação de carga artificial, independente do processo de soldagem usado;
- 3- Obter a zona fundida pela condição de soldagem real;
- 4- Analisar, independentemente, os fatores tensão aplicada, insumo de calor e nível de hidrogênio.

A nova proposta do ensaio de implante para avaliar o MS tem como base a formação de um entalhe na região, provocando nesta uma zona de alta tensão triaxial que favoreça o início e desenvolvimento de trincas. Utiliza-se também um corpo de prova (implante) sem entalhe na futura região da ZAC para conseguir condições mais críticas de tensões no MS que na ZAC.

A formação do entalhe no MS é conseguida através da injeção de uma haste cilíndrica de cerâmica ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ -99,6%) com ponta em forma de cunha, de ângulo  $40^\circ$ , raio da ponta de 0,1 mm e comprimento de 15 mm, como é mostrado na FIG. 3.20.

O tipo de cerâmica utilizada permite seu uso a altas temperaturas sem perder as propriedades e não reage com o metal da poça a altas temperaturas, o que é muito importante no experimento, já que evita contaminação do metal líquido. As características técnicas da cerâmica aparecem na TAB. 3.10.



**Figura 3.20:** Representação das hastes cilíndricas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (99,6%) (medidas em mm, fora de escala)

Na placa base do teste foi usinada uma ranhura em forma de rabo de andorinha concêntrica ao furo de posicionamento do implante, como se mostra na FIG. 3.21. Na ranhura, é posicionada a haste cilíndrica de cerâmica para sua injeção na poça fundida. A forma de rabo

de andorinha da ranhura limita movimentos horizontais e verticais da cerâmica, permitindo que o entalhe se forme sempre na mesma posição, eliminando desta forma erros de posicionamento.

**Tabela 3. 10:** Características técnicas da cerâmica  $Al_2O_3$  (99,6%)

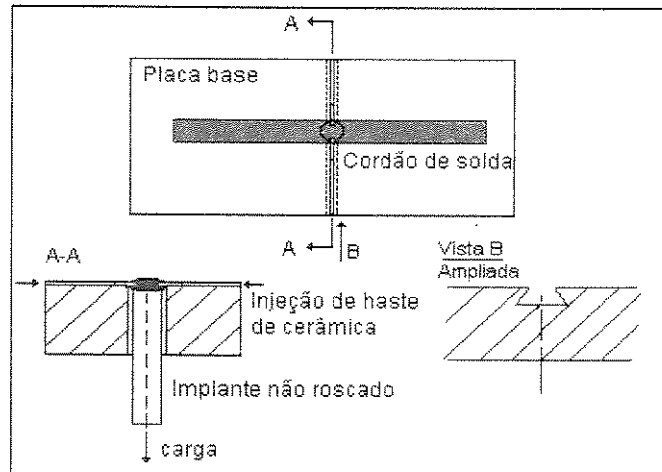
Propriedades	Unidades	$Al_2O_3$ (99,6%)
<b>Físicas</b>		
Pureza	%	99,6
Densidade Aparente	$g/cm^3$	3,9
<b>Térmicas</b>		
Coeficiente de exp. linear	$10^{-6}/K$	7,5
Condutiv. térmica (400 K)	W/mK	27,2
Condutiv. térmica (1400K)	W/mK	5,8
Temperatura max. uso	$^{\circ}C$	1700
Temperatura de fusão	$^{\circ}C$	2050
Resist. ao choque térmico	( $^{\circ}C$ )	300
<b>Mecânicas</b>		
Dureza (Rockwell)	R 45N	78
Resistência à compressão	MPa	3000
Resistência à flexão	MPa	350
Resistência à tensão	MPa	270
Módulo de Young	GPa	380
<b>Químicas</b>		
Ataque ácido		Excelente
Ataque alcalino		Boa
Solventes Orgânicos		Excelente

FONTE: Catálogo do fabricante

A haste cilíndrica de cerâmica é injetada na poça fundida logo após a passagem do arco de solda pelo centro do orifício de posicionamento do implante. O instante de injeção da cerâmica é muito importante, dado que o material da poça deve estar ainda em estado pastoso, ou seja, sem solidificar totalmente. Este intervalo de tempo depende do volume do metal fundido, das condições de resfriamento da junta e das características físico-químicas do material a ser testado e deve ser medido para cada condição experimental.

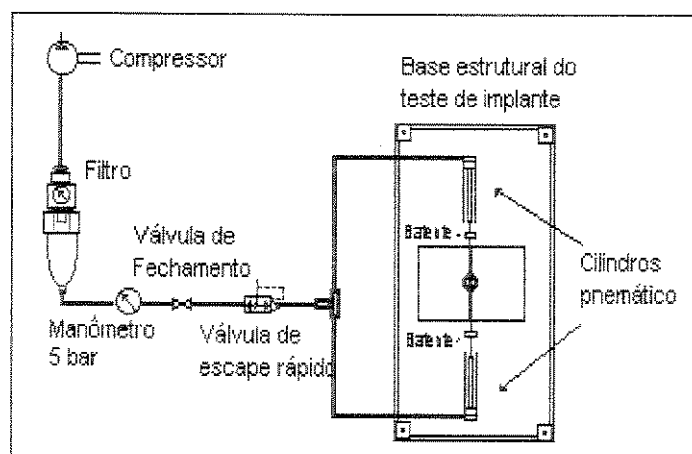
A haste de cerâmica não pode ser posicionada antes ou durante o passe do arco de soldagem, devido às altas temperaturas que podem queimar e destruir a cerâmica, perdendo a geometria formadora do entalhe.





**Figura 3.21:** Esquema representativo do novo teste de implante para avaliar o metal de solda

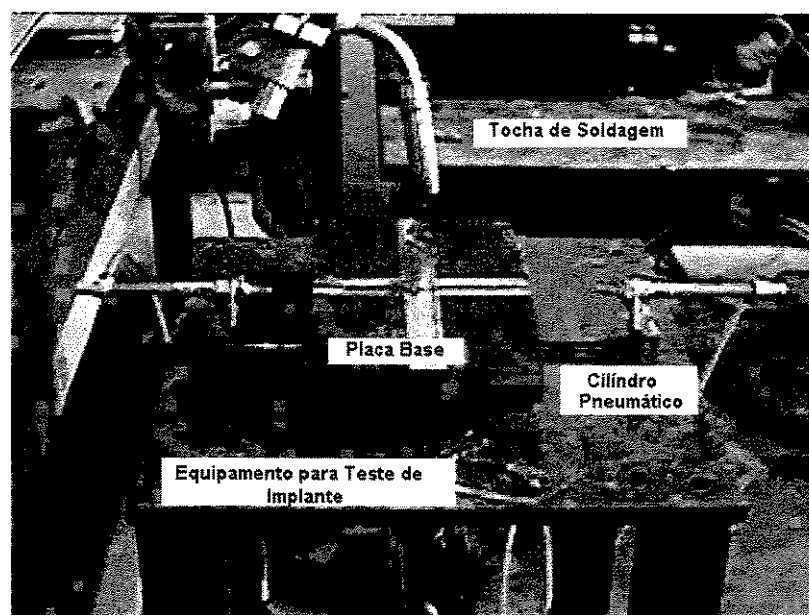
O sistema de injeção da haste de cerâmica foi pneumático e está composto, como aparece na FIG. 3.22, de um sistema de mangueiras convenientemente dispostas, um sistema de filtro e manômetro para a limpeza e controle da pressão, uma válvula (D3M5 da FESTO) de acionamento rápido e dois cilindros de simples ação ESN-8-50 P da FESTO. Os cilindros de simples ação estão situados em ambos lados da chapa base e unidos à mesma através de eixos que penetram na ranhura por onde deve ser injetada a cerâmica. Isto pode ser também observado na FIG. 3.23.



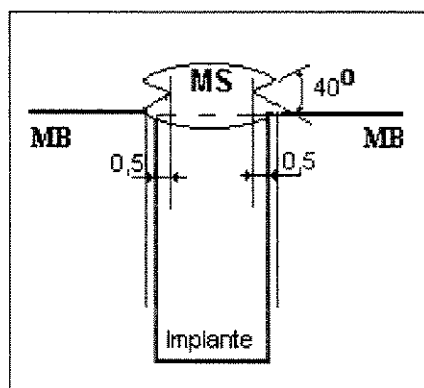
**Figura 3.22:** Esquema do sistema pneumático de injeção das hastes de cerâmica (ISO 1219- Símbolos dos componentes pneumáticos) (Festo, 1996)

As medidas do entalhe a ser obtido no metal de solda para a realização do ensaio foram propostas tendo como base os entalhes recomendados nas normas NF- A89-100 e ASTM E338-91. As medidas do entalhe a serem obtidas no teste, são mostradas representativamente

na FIG. 3.24; observe-se ainda, nesta figura, que a profundidade do entalhe está diretamente relacionada ao diâmetro do implante usado, penetrando 0,5 mm a partir do diâmetro exterior nos dois lados, independente da largura da zona fundida. O raio final do entalhe é definido pelo raio da ponta do haste de cerâmica (0,1 mm), mas como o entalhe é provocado no estado semi-líquido de material, pode existir um aumento do raio logo após a solidificação total da poça fundida, diminuindo o efeito de concentração de tensões triaxiais, uma das causas da formação de trincas.



**Figura 3.23:** Posição dos cilindros pneumáticos na instalação para o ensaio de implante no MS

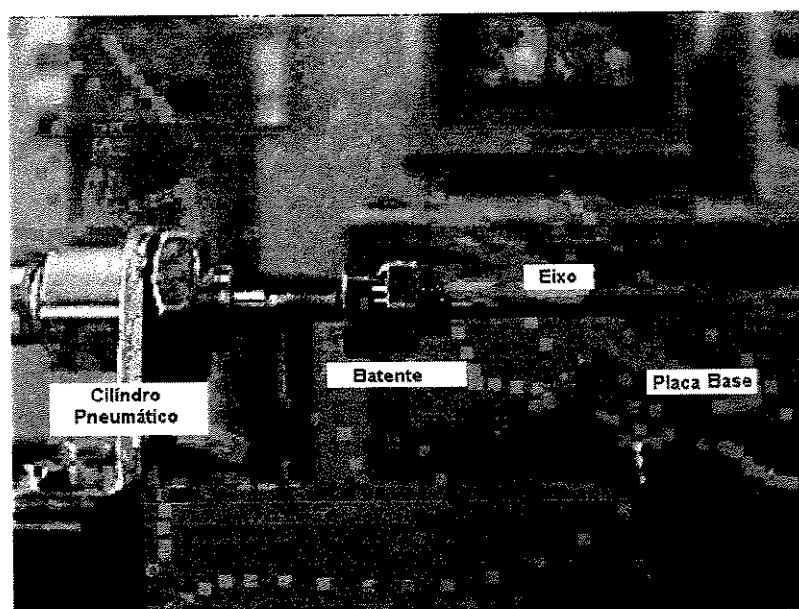


**Figura 3.24:** Esquema das medidas do entalhe a obter no metal de solda (mm)

Um parâmetro importante a ser controlado durante o desenvolvimento do ensaio é a profundidade de penetração da haste de cerâmica (profundidade do entalhe formado). Este parâmetro deve ser mantido constante, já que pequenas variações nele provocam grandes

mudanças na concentração de tensões, portanto, variações na tensão crítica de fratura do material para as mesmas condições experimentais. Este problema foi solucionado usando um batente mecânico inserido no eixo de união dos cilindros pneumáticos com as hastes de cerâmica, como pode ser observado na FIG. 3.25. O batente oferece a possibilidade de ajustar a profundidade de penetração da cerâmica através de uma porca nos eixos dos cilindros pneumáticos.

Além de ter presente as medidas geométricas do entalhe no metal de solda, foi necessário fazer mudanças na forma da placa base, consideradas devido sua importância no resultado do ensaio. Foi comprovado experimentalmente que os ensaios preliminares, realizados com a formação única do entalhe no MS, necessitavam da aplicação de cargas elevadas, mesmo para altos níveis de hidrogênio, muitas vezes, sem chegar à fratura total do corpo de prova. Isto é devido à alta componente de cisalhamento, que surge na área soldada entre a poça fundida e a placa base, quando é aplicada a carga a tração.

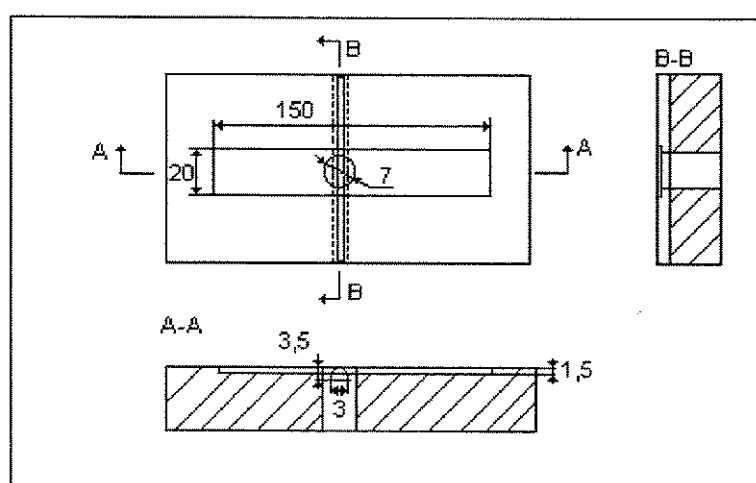


**Figura 3.25:** Batente mecânico, parte do sistema pneumático, que controla a penetração da cerâmica na poça fundida

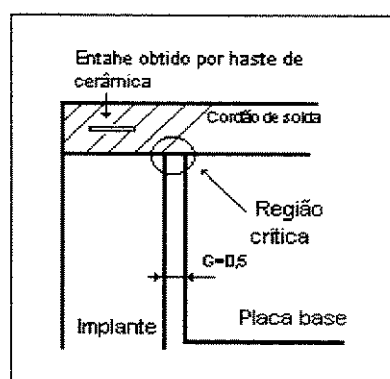
Como pode ser observado na FIG. 3.26, a mudança mais importante está, no aumento do diâmetro do orifício na placa base onde é inserido o implante (diâmetro do furo 7 mm para 6 mm de diâmetro de implante), que provoca um aumento na tolerância entre o furo e o implante e obtém uma variação brusca de seção, uma vez realizada a união com o cordão de solda, gera outro elemento concentrador de tensões na poça fundida.

Em torno desta questão, Biswas (1992) demonstrou, através da análises por J - Integral aplicada à mecânica de fratura, a grande influência do aumento na tolerância de posicionamento do corpo de prova, no resultado do ensaio de implante. Uma representação esquemática deste efeito pode ser observada na FIG. 3.27.

Também foi necessário a realização de uma ranhura retangular no sentido longitudinal e com largura maior que o cordão de solda (20mm) e uma profundidade que deve ser a metade da profundidade da ranhura por onde é injetada a haste de cerâmica (1,5 mm), profundidade esta que limita o posicionamento superior do implante (FIG. 3.26).



**Figura 3.26:** Esquema final da placa base para o novo ensaio de implante; para avaliação da suscetibilidade ao TAH na MS (medidas em mm, fora de escala)



**Figura 3.27:** Esquema representativo das zonas críticas de concentração de tensões no ensaio proposto

Essas variações na geometria da placa base objetivaram, fundamentalmente, a diminuição da área submetida a cisalhamento quando o corpo de prova é carregado a tração, ocorrendo, desta forma, o início e desenvolvimento de uma trinca até a fratura final.

## **Capítulo 4**

### **Resultados e Análises**

Neste capítulo serão apresentados e analisados os resultados experimentais obtidos durante o desenvolvimento experimental. Para tanto, foi seguida a ordem preestabelecida no planejamento experimental com o objetivo de facilitar a compreensão do leitor. Inicialmente, serão analisados os resultados dos ensaios preliminares utilizados como base para uma correta interpretação e análise dos resultados experimentais decorrentes do desenvolvimento deste trabalho. Posteriormente, serão apresentados e discutidos os resultados dos tempos de fratura, as características e áreas dos modos de fratura obtidos e ainda os parâmetros dos sinais de EA resultantes de cada condição experimental, tanto para os ensaios de implante realizados na ZAC, como no MS. Também, neste capítulo, é discutida a análise estatística realizada para a validação dos resultados experimentais.

#### **4.1- Resultados Preliminares**

##### **4.1.1- Análise do Efeito do Entalhe nas Propriedades Mecânicas do Aço**

Como o ensaio de implante modificado preestabelece a formação de um entalhe na ZAC da junta soldada, resultou interessante estudar a sensibilidade ao entalhe do material base como recebido. Para isto, foram realizados ensaios de tração com entalhe na zona útil do corpo de prova, tendo como princípio os seguintes itens:

- O diâmetro dos corpos de prova foi o mesmo que os corpos de prova para o ensaio de implante modificado;

- as outras dimensões dos corpos de prova foram obtidas a partir das normas ASTM Vol. 03-01: E 8M - 95a e foram iguais aos corpos de prova de tração sem entalhe;
- as dimensões da geometria do entalhe foram obtidas segundo as normas ASTM Vol. 03-01: E 338-91; a norma NF A 89-100 e foram as mesmas do entalhe usada nos corpos de prova para o ensaio de implante.

O entalhe foi realizado por usinagem sem a formação de uma trinca por fadiga, como estabelece a norma para este tipo de ensaio e os princípios da mecânica de fratura, na medida em que foram mantidas as características geométricas do entalhe especificadas pela norma NF 89-100, usada para o desenvolvimento do ensaio de implante modificado.

Esse procedimento possibilitou, posteriormente, a comprovação da influência do ciclo térmico de soldagem e do hidrogênio no trincamento a frio do material usado na experiência e foram obtidos os valores de tensão que devem ser aplicados no ensaio de implante modificado, os quais, segundo estabelece a norma NF A 89-100, devem ser inferiores ao limite de escoamento do material.

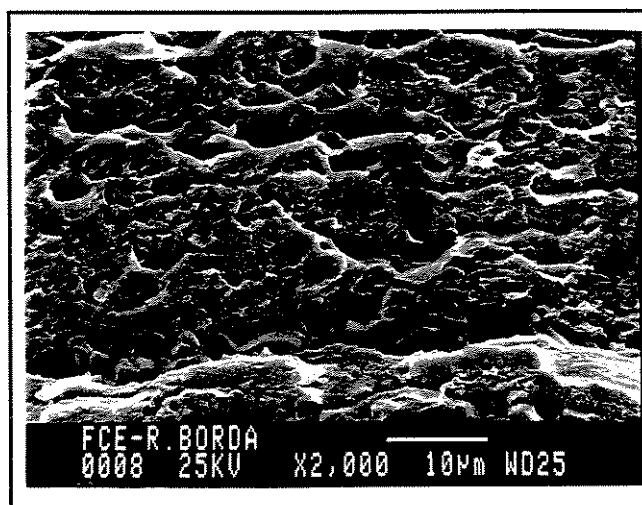
Como resultado destes ensaios foi constatada uma diminuição importante na ductilidade do material, causada pela concentração de tensões triaxiais provocada pelo entalhe; também foi observada uma diminuição no limite de escoamento e no limite de resistência a tração. Estes valores podem ser observados na TAB. 4.1.

Esse processo de diminuição da ductilidade como consequência da existência de um entalhe pode ser caracterizado pela sensibilidade ao entalhe ou Razão de Resistência ao Entalhe (RRE), sendo definida como a relação entre o limite de resistência à tração com e sem entalhe. A TAB. 4.1 mostra o efeito do entalhe nas propriedades mecânicas do material de base e a razão de resistência ao entalhe, comprovando-se que RRE é menor que 1, portanto houve tendência à fragilização.

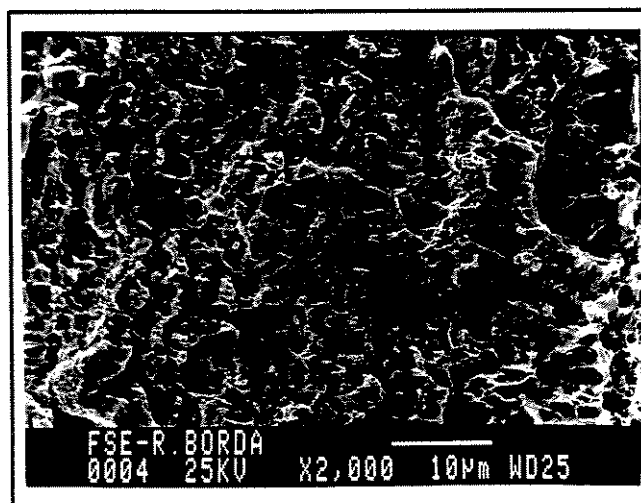
**Tabela 4.1:** Influência do entalhe nas propriedades mecânicas do material base

<b>Propriedades Mecânicas</b>			
Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	RRE $(\sigma_t)_{ent}/(\sigma_t)$
676	792	12,3	0,90

O entalhe produz, no material, uma diminuição na ductilidade e uma mudança no modo de fratura, como pode ser observado na FIG. 4.1. As imagens fratógráficas comprovam a existência de uma mudança do modo de fratura dúctil, caracterizado pela presença de uma fratura alveolar (*dimples*), nas amostras sem entalhe, para um modo misto de fratura frágil, sendo por clivagem na zona do entalhe e alveolar no centro dos corpos de prova.



(a)



(b)

**Figura 4.1:** Modos de fratura em corpos de prova de aço ARBL submetidos a tração. (a) Com entalhe (b) Sem entalhe.

#### 4.1.2- Resultados das Análises de Hidrogênio Difusível

A TAB. 4.2 mostra os resultados das análises de hidrogênio difusível realizadas nas amostras soldadas, usando CO<sub>2</sub> como gás de proteção. Observa-se que nos ensaios realizados com o arame T-75 foi obtido um nível médio de hidrogênio difusível de 6,07 ml/100 g do Metal Depositado (MD). Para o arame T-120, obteve-se um valor médio de 7,23 ml/100g do MD. Como mostram os resultados apresentados na TAB. 4.2, o processo FCAW com proteção gasosa de CO<sub>2</sub> pode ser considerado, para os dois arames, como um processo de baixo hidrogênio segundo a classificação ANSI/AWS A4.3 (Kotecki,1992).

Observa-se ainda, um pequeno aumento (1,16 ml/100g) no nível de hidrogênio difusível nos ensaios realizados com o arame T-120. Esta pequena diferença pode ser atribuída às diferenças na composição do fluxo interno, o que pode provocar aumento na capacidade higroscópica do mesmo. Isto não pode ser afirmado, já que o fabricante não forneceu a composição exata do fluxo.

**Tabela 4.2:** Medidas de hidrogênio difusível no processo FCAW com proteção de CO<sub>2</sub>

Arame	Amostras	Peso Antes Soldagem (g)	Peso Após Soldagem (g)	Peso Metal Depositado (g)	Leitura aparelho (ml)	Hidrogênio Difusível (ml/100 g)	Media H <sub>2</sub> Difusível (ml/100g)	Desvio Padrão
T-75	1.1	208,71	218,18	9,47	0,606	6,39	6,07	0,23
	1.2	197,74	206,58	8,84	0,521	5,89		
	1.3	206,61	216,03	9,42	0,575	6,10		
	1.4	196,33	196,33	8,32	0,493	5,92		
T-120	2.1	213,13	221,48	8,35	0,514	6,15	7,23	0,90
	2.2	197,26	207,23	9,97	0,760	7,62		
	2.3	215,63	224,96	9,33	0,769	8,24		
	2.4	205,43	215,72	10,29	0,711	6,91		

A TAB. 4.3 mostra os resultados dos ensaios utilizando CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub> como gás de proteção. Esta mistura binária foi desenvolvida com o objetivo de obter maior quantidade de hidrogênio difusível no processo, aspecto que pode ser confirmado analisando os resultados mostrados na tabela, onde se observa que a quantidade de hidrogênio difusível aumentou grandemente, alcançando o valor médio de 18,02 ml/100 g no caso do arame T-75 e o valor médio de 22,37 ml/100 g para o caso do arame T-120. Estes valores são considerados altos



pela classificação ANSI/AWS A4.3 (Kotecki, 1992), o que favorece a formação do fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio.

É interessante observar, nos resultados dos ensaios, que os desvios das medições sempre ficaram com valores inferiores a 1 ml/100 g, considerado satisfatório para este tipo de ensaio, onde atuam vários fatores que influenciam grandemente o resultado da medição.

**Tabela 4.3:** Medidas de hidrogênio difusível no processo FCAW com proteção CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub>

Arames	Amostras	Peso Antes Soldagem (g)	Peso Após Soldagem (g)	Peso Metal Depositado (g)	Leitura no Aparelho (ml)	H <sub>2</sub> Difusível (ml/100g)	Média H <sub>2</sub> Difusível (ml/100g)	Desvio Padrão
T-75	3.1	205,55	212,49	6,94	1,203	17,33	18,02	0,84
	3.2	206,34	213,36	7,02	1,331	18,96		
	3.3	204,50	211,56	7,06	1,255	17,77		
T120	4.1	221,95	228,67	6,72	1,443	21,47	22,37	0,81
	4.2	202,75	209,85	7,10	1,636	23,04		
	4.3	205,89	213,01	7,12	1,610	22,61		

#### 4.1.3- Resultados das Medições dos Ciclos Térmicos Impostos pelo Processo de Soldagem

Os ciclos térmicos obtidos no metal de solda das juntas soldadas são mostrados na FIG. 4.2, para as amostras soldadas usando CO<sub>2</sub> como gás de proteção, e na FIG. 4.3, para as amostras soldadas com CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub>. Pode ser observado que a principal diferença entre os dois ciclos térmicos foi uma temperatura de pico maior (1588 °C), no caso do uso da mistura de CO<sub>2</sub> com 5% de H<sub>2</sub>, provocada pelo aumento do insumo de calor, devido à dissociação do hidrogênio de molecular a monoatômico nas zonas de altas temperaturas do arco elétrico confirmando as indicações de Young (1995).

Comparando as FIG. 4.2 e 4.3, pode-se observar que o intervalo de tempo, entre as temperaturas de 800 °C e 500 °C ( $\Delta t_{8-5}$ ), foi praticamente o mesmo, sendo 4,3 s no uso de CO<sub>2</sub> e 4,6 s quando foi usada a mistura com 5% de H<sub>2</sub>, porém, o uso desta mistura com hidrogênio não provocou alterações significativas nas transformações microestruturais, devido à variação da velocidade de resfriamento ( $\Delta t_{8-5}$ ).

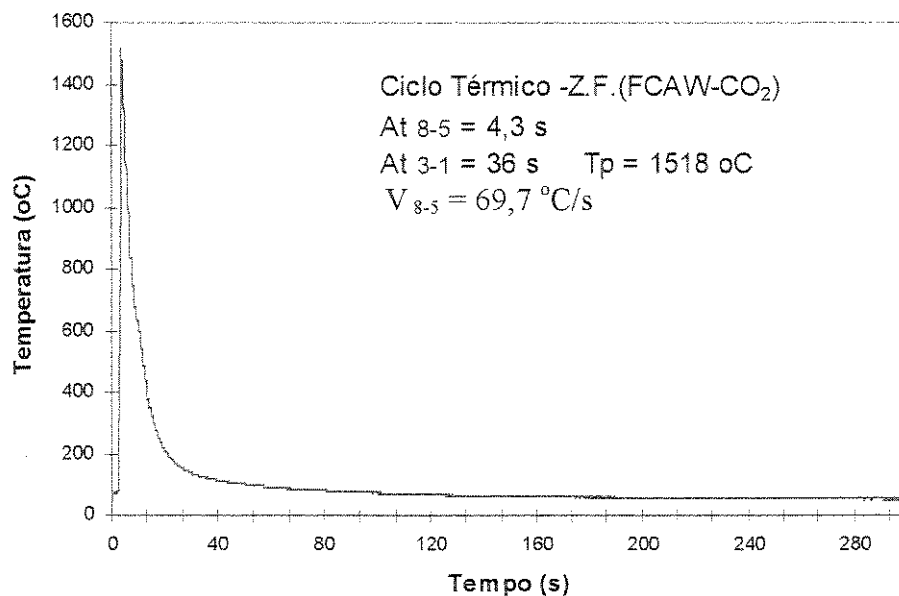


Figura 4.2: Ciclo térmico no MS da junta soldada, obtido com os parâmetros de soldagem usados na experiência e CO<sub>2</sub> como gás de proteção

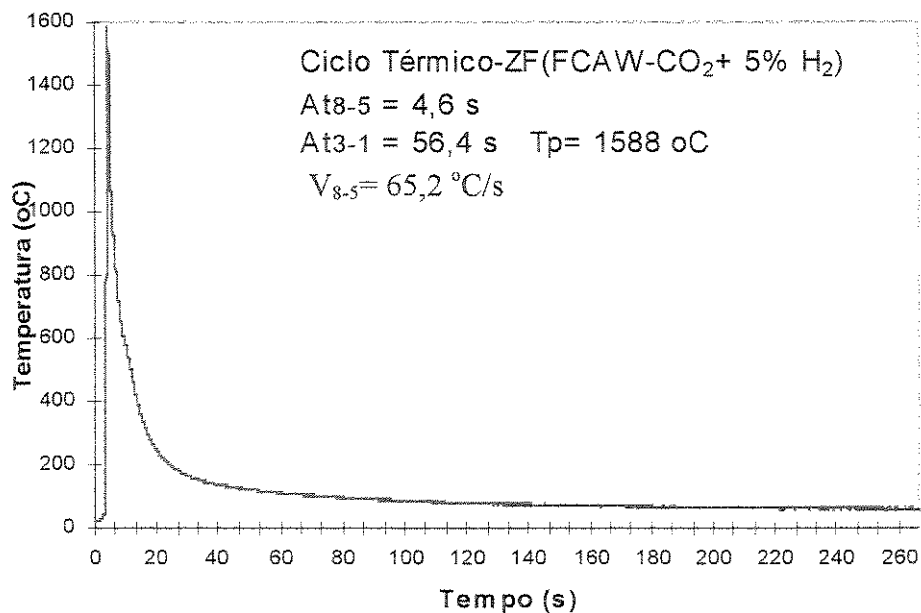


Figura 4.3: Ciclo térmico no MS da junta soldada, obtido com os parâmetros de soldagem usados na experiência e CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub> como gás de proteção

Como consequência do aumento de energia aportada provocado pela adição de 5% de hidrogênio ao gás de proteção, houve uma notável diferença no intervalo de tempo entre as temperaturas de 300 °C e 100 °C ( $\Delta t_{3-1}$ ), sendo de 36 s quando utilizado CO<sub>2</sub> puro e 56,4 s para a mistura com hidrogênio.

A determinação deste intervalo de tempo  $\Delta t_{3-1}$  é fundamental na difusão de hidrogênio da junta soldada para a atmosfera, ainda que esteja demonstrado que existe escape de hidrogênio até 3 dias após a realização da soldagem.

Chakravarti & Bala (1989) comprovaram, através do teste G-BOP, que é muito interessante usar  $\Delta t_{3-1}$  ao invés de  $\Delta t_{8-5}$  para determinar o tempo de difusão de hidrogênio, apesar de existir uma relação linear entre eles. Também determinou-se que aumentando o  $\Delta t_{3-1}$  existe uma diminuição da porcentagens de trincas ocorridas no metal de solda.

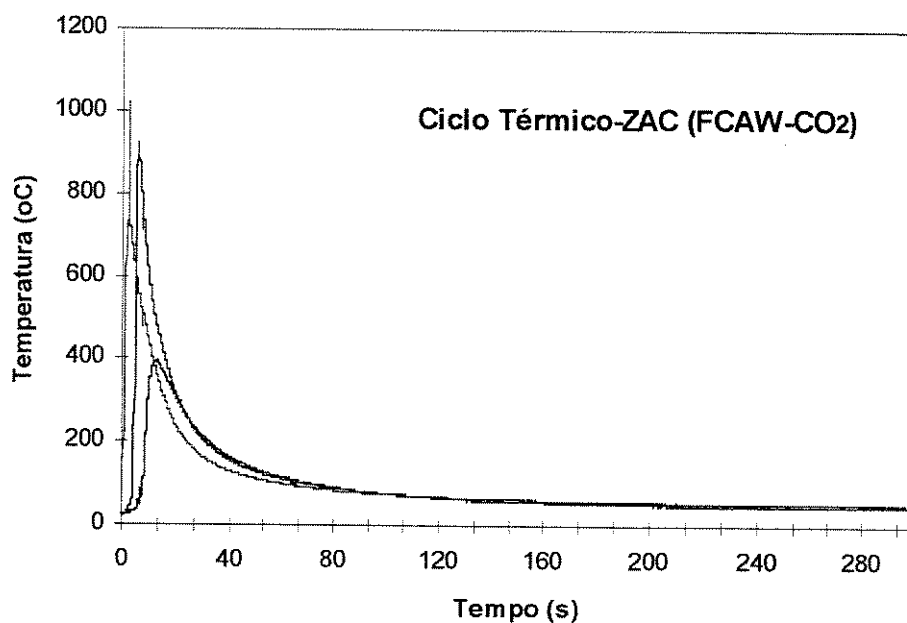
Portanto, pode-se afirmar que nos ensaios realizados usando a mistura gasosa de CO<sub>2</sub> + 5 % de H<sub>2</sub>, existiu um maior  $\Delta t_{3-1}$  e, por consequência, maior difusão de hidrogênio para a atmosfera, diminuindo, desta forma, o hidrogênio residual que pode assistir o trincamento.

Os ciclos térmicos provocados na ZAC, nos locais marcados na FIG. 3.4 do capítulo "Materiais e Métodos", aparecem mostrados na FIG. 4.4, para o caso particular dos ensaios realizados com CO<sub>2</sub> como gás de proteção.

A TAB. 4.4 mostra uma comparação entre os parâmetros importantes dos ciclos térmicos obtidos na ZAC para ambos gases de proteção. Analisando os valores apresentados, observa-se que existiu um aumento nas  $T_p$  na ZAC, quando foi usada a mistura de CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub>, provocado, como já foi explicado, por um aumento na energia aportada à junta soldada devido à dissociação do hidrogênio de molecular a atômico na coluna do arco.

Observa-se, ainda, que existe um aumento pouco significativo no  $\Delta t_{8-5}$  de um tipo de gás para outro, como acontece no MS. No caso do  $\Delta t_{3-1}$ , existe uma diferença maior, sendo 49 s para a mistura CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub> e 44 s para o CO<sub>2</sub> puro a 1 mm da linha de fusão. Esta diferença deve ser considerada nos resultados da pesquisa.

Os ciclos térmicos, levantados a 3 mm da linha de fusão, não apresentaram importância, dado que os picos de temperatura não ultrapassaram a temperatura de transformação, portanto, não tiveram influência nos resultados e não foram analisados e colocados na TAB. 4.4.



**Figura 4.4:** Ciclos térmicos obtidos nas diferentes regiões da ZAC, quando usado  $\text{CO}_2$  como gás de proteção e parâmetros de soldagem usados na experiência

**Tabela 4.4:** Valores médios dos parâmetros mais importantes dos ciclos térmicos na ZAC das juntas soldadas, para cada gás de proteção usado

	$\text{CO}_2$ puro		$\text{CO}_2 + 5\%$ de $\text{H}_2$	
	1mm da LF	2mm da LF	1mm da LF	2mm da LF
Temp. de Pico ( $T_p$ ) °C	1020	924	1037	957
$\Delta t_{8-5}$ (s)	5,5	5,3	6,1	5,9
$V_{8-5}$ (°C/s)	54,5	56,6	49,2	50,8
$\Delta t_{3-1}$ (s)	44	47,8	49	52

#### 4.1.4- Caracterização Microestrutural da Junta Soldada Placa Base - Implante e Metal de Solda

A caracterização microestrutural das diferentes zonas da junta soldada revelou que o metal de solda, de ambos arames tubulares utilizados, apresentou a formação de solidificação epitaxial com grandes grãos colunares, crescendo no sentido do máximo gradiente térmico. Cada grão colunar apresentou uma sub-estrutura composta por diversas fases produto da

transformação austenita - ferrita, o que pode ter mascarado a observação de dendritas ou células de solidificação. Na FIG 4.5, observa-se a interface sólido-líquido e o início da formação dos grãos colunares do MS (solidificação epitaxial).

Através da análise metalográfica das diferentes regiões da junta soldada, foi observada uma diferença marcante entre os microconstituintes presentes no metal de solda das juntas, quando usados arames T-75 e T-120.

Por outro lado, foi observado que não existiram diferenças visíveis entre as microestruturas obtidas das juntas soldadas realizadas com gases de proteção diferentes. Isto comprova os resultados obtidos na aquisição dos ciclos térmicos, onde foi constatado que os  $\Delta t_{8-5}$  foram 4,3 segundos (69,7 °C/seg) quando usado CO<sub>2</sub> e 4,6 segundos (65,2 °C/seg) para CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub>. Portanto a análise microestrutural foi realizada comparando os dois arames tubulares usados na pesquisa.



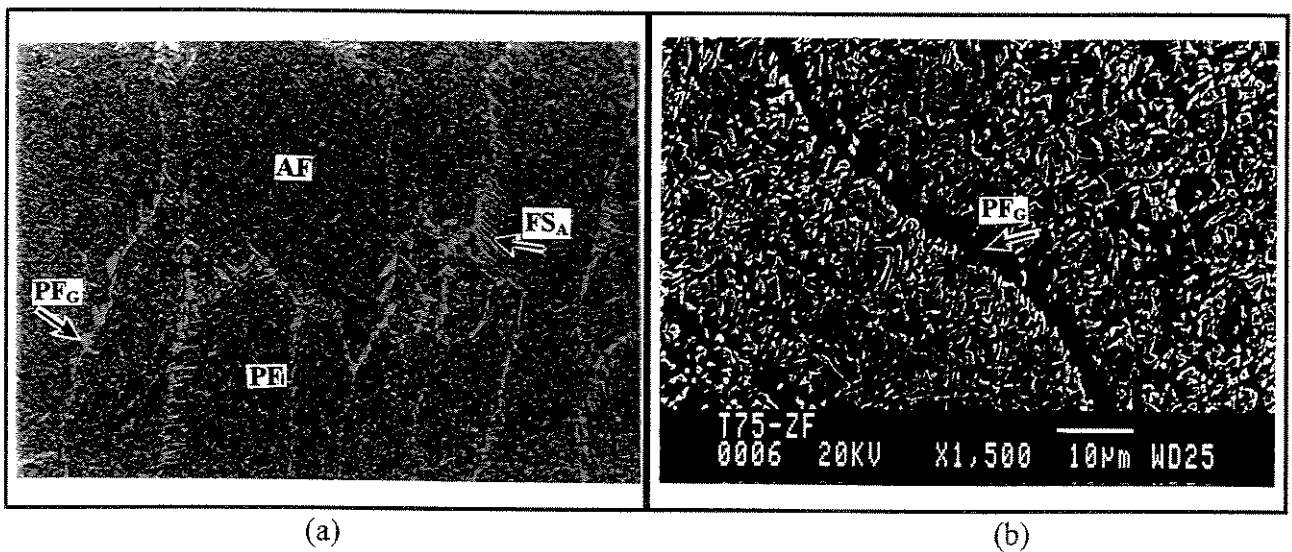
**Figura 4.5:** Micrografia representativa da interface sólido-líquido. Início da solidificação epitaxial (1000x) Nital 2%

Na utilização do arame T-75, observou-se um metal de solda onde foi constatado, por microscopia óptica (MO), uma microestrutura fina e a presença de uma grande diversidade de fases, produto da transformação austenita - ferrita. A caracterização destas foi realizada usando como referência a terminologia dos constituintes do metal de solda segundo o *International Institute of Welding* (IIW) (Alé, Jorge & Rebello, 1993).

Na FIG. 4.6 (a) pode ser observado uma micrografia representativa realizada por MO do metal de solda obtido, com o arame tubular T-75, onde se verifica a formação dos veios de ferrita associados aos contornos dos grãos da austenita primária (Ferrita de Contorno de grão

$PF_{(G)}$ ). Também pode-se notar a existência de ferritas poligonais no interior dos grãos de austenita (Ferrita poligonal intragranular ( $PF_{(I)}$ ), ferritas com segunda fase alinhada ( $FS_{(A)}$ ) e, fundamentalmente, ferrita intragranular de grão fino, com morfologia de emaranhado e grãos se entrecruzando (Ferrita Acicular (AF)).

Devido à limitação da MO em aumento (máximo 1000x) e apesar de não ser recomendada pelo IIW a utilização da MEV, para a caracterização dos constituintes do metal de solda, resultou interessante realizar uma análise das amostras com esta técnica, para obter uma visão mais clara das fases menores, já constatadas por MO. Na FIG. 4.6(b) pode-se observar uma micrografia representativa realizada por MEV, do MS obtida com o arame T-75, onde se constata claramente os veios de ferrita de contorno de grão e outros microconstituintes:  $PF_{(I)}$ ,  $FS_{(A)}$  e AF.



**Figura 4.6:** Micrografia do metal de solda obtido com o arame T-75. Nital 2%. (a) Microscopia óptica, (1000X) (b) MEV

Os constituintes constatados na análise microestrutural, realizada por microscopia óptica e MEV para o arame T-75, são coerentes com os resultados obtidos pelas curvas de resfriamento contínuo (CCT), publicadas por Farrar & Harrinson (1987), para um metal de solda com composição química muito semelhante à depositada com o arame usado nesta pesquisa e condições de resfriamento caracterizadas por uma taxa de resfriamento entre 800 °C e 500 °C de, aproximadamente, 69,7 °C/seg. Nas curvas CCT publicadas por Farrar & Harrinson (1987), observa-se que, para as condições químicas e térmicas da experiência, tem-

se aproximadamente 60% de AF, 25% de PF<sub>(D)</sub>, 10 % de FS<sub>(A)</sub> e 5 % de PF<sub>(G)</sub>, aproximando-se as observações qualitativas das análises metalográficas deste trabalho, realizadas por MO.

No MS, obtido com o uso do arame T-120, observou-se uma microestrutura muito mais fina, mostrada na FIG. 4.7 (a), sem constatar a presença das ferritas de contornos de grãos, a medida em que, provavelmente o aumento no teor de elementos de liga - níquel, cromo e molibdênio (ver TAB. 3.2, apresentada no capítulo de “Materiais e Métodos”), - provocou uma diminuição da temperatura de transformação da austenita, inibindo, desta forma, a formação da ferrita primária de contorno de grão em temperaturas mais altas (entre 700 °C e 600 °C) e favorecendo a formação de ferrita acicular intragranular e outros produtos da transformação à temperaturas mais baixas como bainita e martensita.

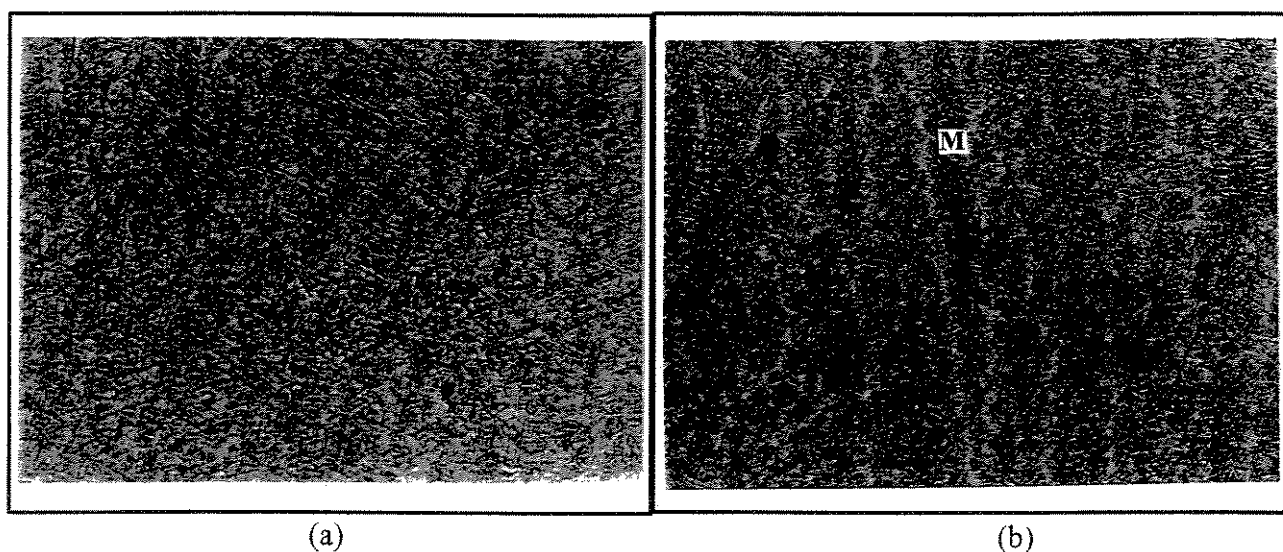
Nas curvas CCT, publicadas por Farrar & Harrinson (1987), para um metal de solda com composição química bastante semelhante à depositada pelo arame T-120 e taxa de resfriamento de 69,7 °C/seg, observa-se a seguinte relação de constituintes: 45% de AF, 20% de PF<sub>(D)</sub>, 15% de FS<sub>(A)</sub>, 20 % de martensita (M), semelhante ao observado na análise microestrutural na zona.

Cabe ressaltar que existiram algumas dificuldades para diferenciar, por MO, a FS<sub>(A)</sub> e a bainita superior, dado que ambas apresentam morfologias muito semelhantes. Segundo Alé, Jorge & Rebello (1993), a diferença entre elas está baseada no local de nucleação; a FS<sub>(A)</sub> nuclea a partir da ferrita primária de contorno de grão e a bainita superior nos contornos dos grãos.

Como é mostrado na FIG. 4.7(A), a técnica de MO resultou insuficiente para realizar uma correta caracterização do MS com o arame T-120, usando um ataque químico com Nital 2%. Para um melhor entendimento dos constituintes microestruturais desta região, usou-se também um ataque químico com o reagente de LaPera's, como sugerido por Oldland et al (1989), com o objetivo de obter as diferentes tonalidades dos constituintes da região.

A FIG. 4.7(b) mostra uma micrografia representativa do MS obtida com o arame T-120 e atacada quimicamente com o reagente LaPera's, onde pode ser observado a estrutura de solidificação. Este reagente delineou a segregação da solidificação associada ao centro da estrutura celular característica (Oldland et al, 1989). As regiões intercelulares tomaram uma tonalidade clara, provavelmente, segundo Grong & Matlock (1986), são blocos de martensita e bainita inferior, formados como consequência da segregação, produto da solidificação; as regiões intracelulares apresentam uma tonalidade mais escura, característica dos constituintes de ferrita e bainita superior.

Como resultado da formação de ferrita durante o resfriamento, a austenita retida é continuamente enriquecida em carbono, o que significa que, para a composição química do arame T-120 e a taxa de resfriamento usada, esta austenita enriquecida em carbono se transforma em martensita e bainita. A martensita formada é autorevenida devido ao baixo teor de carbono presente, representativo dos aços ARBL.

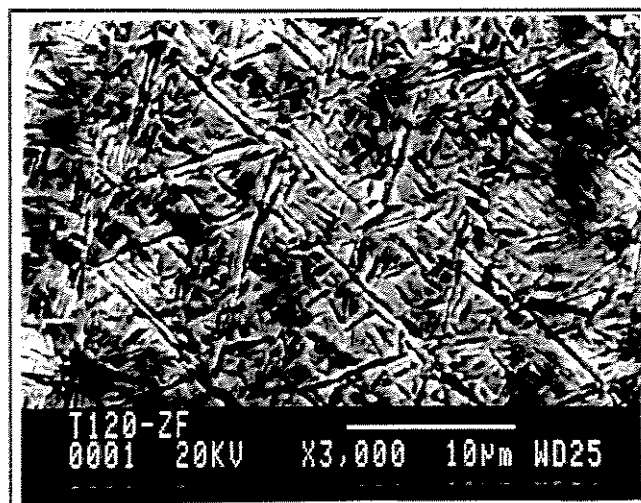


**Figura 4.7:** Micrografias representativa do MS da junta soldada obtida com o arame T-120. (a) Microscopia óptica e ataque com Nital 2% (1000x); (b) Microscopia óptica e ataque de LaPera's (1000x)

Nas análises por MEV, realizadas no MS das amostras soldadas com o arame T-120, observou-se claramente a ferrita acicular formada intragranularmente nos núcleos de inclusões não metálicas, o que foi favorecido nestes arames, segundo Zhang & Farrar (1996), pela concentração de oxigênio (385 ppm), nitrogênio (145 ppm) e alumínio (0,01%) presentes na composição química da região. Na FIG. 4.8 se observa uma micrografia típica da zona, realizada por MEV.

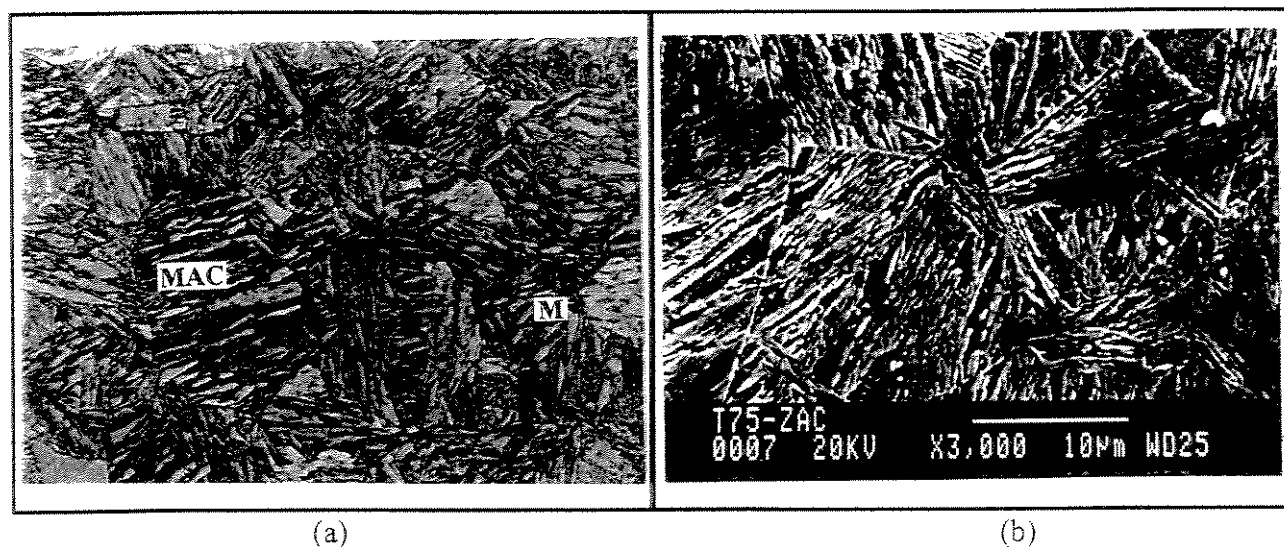
A zona de Crescimento de Grão da ZAC (CGZAC) constitui uma região importante da junta, devido à frequência com que ocorre o trincamento na zona. Portanto, foi muito importante caracterizar a mesma. Nesta região foi observado, para todas as condições experimentais, o grande crescimento de grão da austenita primária e a formação de uma microestrutura martensítica e ferritas com martensita/austenita/carbeto (MAC) alinhados.





**Figura 4.8:** Micrografia realizada por MEV do MS, obtida com arame T-120

Na FIG. 4.9(a) pode ser observado uma micrografia representativa realizada por MO, da CGZAC de uma junta soldada com arame T-75, composta por uma microestrutura martensítica (M) e MAC alinhados, concordando com Alé, Jorge & Rebello (1993). A FIG. 4.9(b), mostra uma micrografia realizada por MEV da região para uma melhor caracterização.



**Figura 4.9:** Micrografia da CGZAC de uma junta soldada com o arame T-75. Nital 2%. (a) Microscopia óptica (1000x); (b) MEV

#### 4.1.5- Análise de Dureza das Juntas Soldadas

Como complemento da caracterização microestrutural das juntas, foram realizadas medições de dureza num durômetro Rockwel usando a escala “c”, nas seções transversais de amostras representativas das condições experimentais, exatamente, nas regiões mais importantes das juntas soldadas. As medições foram realizadas com 3 repetições em cada região para evitar erros aleatórios e ter validade estatística. Portanto, para obter o gráfico da FIG. 4.10, foram usados os valores médios de dureza em cada zona.

No gráfico da FIG. 4.10 pode ser observado o perfil de dureza característico das juntas soldadas para cada condição de soldagem usada na pesquisa, onde ficou claro a maior dureza obtida no MS com a utilização do arame T-120, sendo aproximadamente 36 HRc como média. Para o arame T-75 a dureza nesta região teve como média 23 HRc.

As linhas da FIG. 4.10, que caracterizam os perfis de dureza das juntas soldadas, estão coerentes com os resultados das análises metalográficas realizadas em cada arame utilizado. O aumento de dureza do MS, no caso do arame T-120, deve-se fundamentalmente à presença de fases como martensítica - bainítica na região.

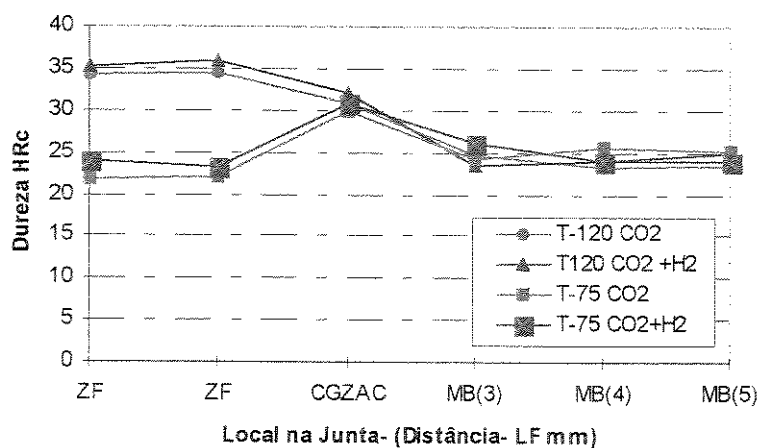


Figura 4.10: Perfil de dureza da junta soldada para os dois arames e gases de proteção usados no trabalho.

Observa-se, ainda na FIG. 4.10, que a ZAC, caracterizada pela zona de crescimento de grão, apresenta uma dureza inferior o MS, quando se compara com o MS obtida com o arame T-120 (35 HRc), mas superior, quando analisado o arame T-75 (24 HRc). A menor dureza do

MS no arame T-75 está diretamente relacionada com as diferentes morfologias de ferrita obtidas no MS deste arame, como foi analisado no item 4.14.

Na FIG. 4.10 é verificado também que, para ambos arames, a dureza da CGZAC é superior a dureza do aço empregado como metal de base, devido, fundamentalmente, aos produtos da transformação microestrutural já discutidos, provocado pelo grande crescimento de grão que ocorre na região.

Através dos resultados dos ensaios de dureza, foi claramente comprovado que o uso da mistura de  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$  como gás de proteção não teve uma influência importante nos resultados microestruturais e, por consequência, na dureza das diferentes zonas das juntas soldadas, como se observa no gráfico da FIG. 4.10.

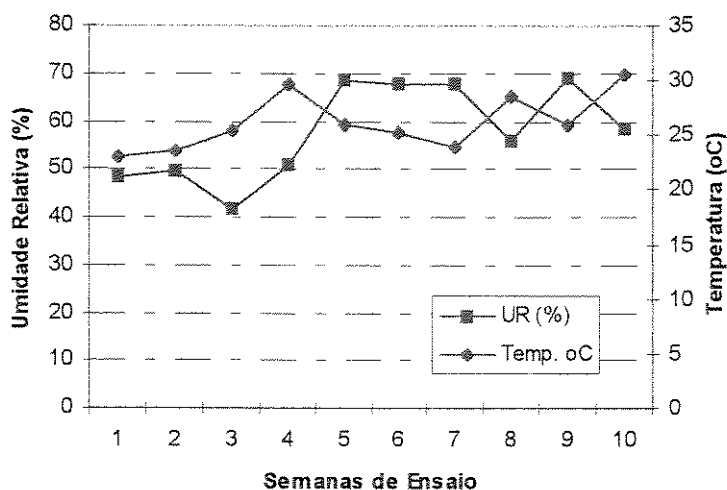
#### **4.1.6- Medidas da Umidade Relativa Durante o Desenvolvimento Experimental**

A influência negativa das condições climáticas no nível de hidrogênio difusível tem sido comprovada por vários autores, como Dickehut & Hotz (1991) e Kotecki (1992). O aumento da umidade relativa (UR) pode provocar grandes aumentos no nível de hidrogênio difusível na junta soldada. Este efeito é marcadamente importante nos eletrodos básicos de baixo nível de hidrogênio (3 ml/100g), podendo provocar uma duplicação deste baixo nível quando a UR passa de 40 % para 80%. Para os eletrodos de maior hidrogênio difusível (9ml/100 g), este aumento se limita a 1 ml/100 g.

Provocado por esta situação, e com o objetivo de avaliar a influência destes parâmetros nos resultados experimentais, foram realizadas medidas da UR e temperatura, para cada ensaio realizado, durante o período em que foram realizados os testes experimentais. Os resultados dos valores médios das medidas realizadas aparecem mostrados na FIG. 4.11. Observe-se o comportamento instável destes parâmetros, o que pode ter provocado alguma variação no hidrogênio difusível nos testes.

Tendo presente a variabilidade no comportamento dos parâmetros mostrado na FIG. 4.11, foi necessário o desenvolvimento dos ensaios completamente aleatorizados no tempo, para que o erro causado pela variabilidade das condições atmosféricas fosse aleatoriamente distribuído nos experimentos. Em outras palavras, os ensaios, com as mesmas condições experimentais, foram repetidos em semanas diferentes.

Os experimentos foram realizados de forma aleatória devido à impossibilidade prática de realizar os ensaios em atmosfera controlada ou simplesmente secar os eletrodos antes de fazer cada cordão de solda.



**Figura 4.11:** Variação da umidade relativa e temperatura durante a semanas de realização dos ensaios de implante

## 4.2- Resultados dos Ensaios de Implante Destinados a Estudar a Sensibilidade ao TAH na ZAC da Junta Soldada

Neste item, serão analisados os resultados dos ensaios de implante realizados baseado na norma NF 89-100, destinada a estudar a sensibilidade ao TAH na zona afetada pelo calor do aço em estudo.

### 4.2.1- Análises dos Tempos de Fratura

Os ensaios de implante destinados a estudar a sensibilidade à formação do fenômeno de TAH na ZAC foram realizados usando o arame T-120 e mostraram que, em sentido geral quando aumenta a tensão aplicada ocorre uma diminuição do Tempo de Fratura ( $T_f$ ), independente do nível de hidrogênio usado no trabalho, como mostra a TAB. 4.5.

Analisando os valores dos tempos de fratura, apresentados na TAB. 4.5, para cada gás de proteção ou nível de hidrogênio usado, pode ser observado que estes tempos foram

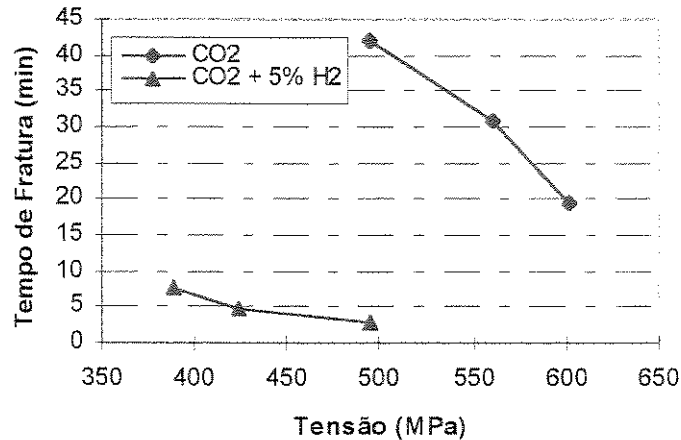
menores nos casos onde foi usado  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$  (maior nível de hidrogênio-22,37 ml/100g), como também é revelado nas análises da FIG 4.12, onde se observa a influência da tensão aplicada no tempo de fratura médio obtido nos ensaios de implante na ZAC.

**Tabela 4.5:** Resultados dos  $T_f$  nos ensaios de implante para avaliar a sensibilidade da ZAC

$\text{CO}_2$			$\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$		
Tensão (MPa)	Tempo Fratura (min)	Média (min)	Tensão (MPa)	Tempo Fratura (min)	Média (min)
495	38	42,2	389	7	7,8
	39			10	
	43			6	
	44			9	
	47			7	
560	30	30,8	424	6	4,8
	32			5	
	35			3	
	29			4	
	28			6	
601	17	19,6	495	3	2,8
	20			2	
	23			3	
	18			4	
	20			2	

Em realidade, ao utilizar  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$  teve-se uma maior quantidade de hidrogênio dissociado na coluna do arco e o grande percentual de hidrogênio atômico gerado penetrou através da poça fundida e difundiu-se para a ZAC. Isto acontece apesar de um aumento no acúmulo de hidrogênio no MS nos aços ARBL, como explica Svensson (1994).

Apesar de ser um tema bastante discutido na literatura, não está claramente explicado o mecanismo de transporte de hidrogênio dentro do material. Toribio & Kharin (1997) apontam que o transporte pode ser por difusão controlada ou pelo movimento das discordâncias. Mas é sabido que depende, entre outros fatores, da microestrutura das zonas da junta e do gradiente de deformação no material, ou seja, grande parte do hidrogênio difusível se difunde para a ponta do entalhe ou trinca já formada, assistindo o trincamento do material e provocando menores tempos de fratura.



**Figura 4.12:** Influência da tensão aplicada nos ensaios de implante na ZAC nos tempos médio de fratura para cada nível de hidrogênio representado pelo gás de proteção

A diminuição dos tempo de fratura nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio (FIG. 4.2), foi provocada pela influência do maior nível de hidrogênio difusível obtido nestas amostras. Isto significa que o tempo necessário para alcançar o nível de hidrogênio crítico (nível de hidrogênio para uma dada tensão, no qual acontece o aparecimento ou desenvolvimento das trincas) foi muito pequeno.

Este fato também pode ser constatado quando se compara, para ambos gases de proteção, o tempo de fratura obtido para a tensão aplicada de 495 MPa. Como se observa na TAB. 4.5 e na FIG. 4.12, ao utilizar CO<sub>2</sub> puro o tempo médio de fratura com uma tensão aplicada de 495 MPa foi de 42,2 min, para CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub> o tempo médio diminuiu a 2,8 min. Isto significa que, na condição de maior nível de hidrogênio, é desprezível o período de incubação de hidrogênio na ponta da trinca, necessário para alcançar o valor crítico para todas as tensões aplicadas nos ensaios realizados.

Contrariamente, nas amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (CO<sub>2</sub>) existe um período de tempo (período de incubação) no qual o hidrogênio atômico se difunde no sentido do gradiente de deformação da matriz para as regiões de tensões triaxiais, até alcançar o valor crítico que corresponde a cada valor da tensão aplicada, no qual se forma uma trinca ou cresce, no caso de uma já formada.

Vasudevan, Stout & Pense (1981) apontam que devido à propagação da trinca parte do hidrogênio difundido para a região de tensões triaxiais (ponta da trinca) também pode perder-se para a atmosfera, em forma molecular através da superfície da trinca já formada. Em

consequência disso, os tempos até a fratura aumentam ainda mais para menores níveis de hidrogênio.

A perda de hidrogênio devido à propagação da trinca, unida ao contínuo escape do hidrogênio da zona fundida para a atmosfera, faz com que diminua a quantidade de hidrogênio disponível no material que pode ser difundida para a ponta da trinca. O nível de hidrogênio na ponta da trinca, fica abaixo do valor crítico para a tensão aplicada e, nestas condições, a trinca para de crescer. Isto pode ser verificado mais claramente nos ensaios de autorestrição (ensaio *Tekken*).

#### **4.2.2- Localização e Desenvolvimento das Trincas no Ensaio de Implante Destinado a Avaliar a Sensibilidade da ZAC**

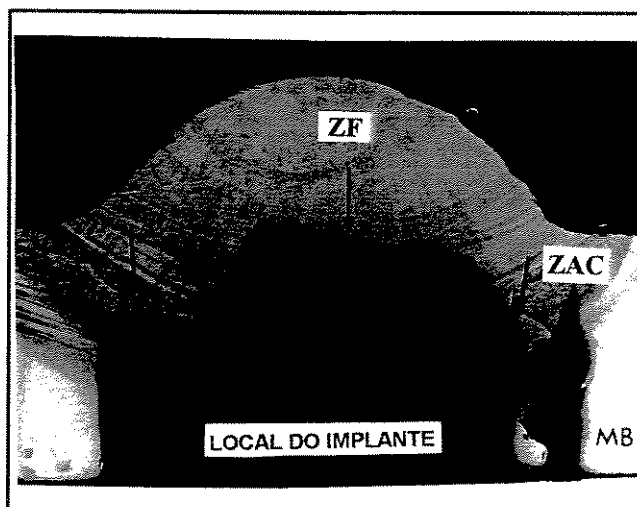
Em todos os ensaios realizados para avaliar a ZAC, as trincas assistidas pelo hidrogênio apresentaram uma morfologia e localização característica. As trincas sempre se formaram, inicialmente, na CGZAC e se desenvolveram para o MS da junta, onde, finalmente, ocorreu a fratura. Este comportamento pode ser observado na FIG. 4.13, onde se mostra a macrografia de uma seção transversal representativa da região onde aconteceu a fratura da junta. No detalhe, pode-se observar o espaço livre deixado pelo implante logo depois de ter acontecido a fratura final.

A zona de formação das trincas na CGZAC esteve caracterizada por condições microestruturais e tensionais suscetíveis à formação do fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio. Microestruturalmente, foi verificado que produto do ciclo térmico variável, imposto pela soldagem, apresentou, nesta região um grande crescimento de grão e a formação de microestrutura martensítica de baixo carbono pouco tenaz e ferritas com MAC alinhados que, unido à condição de triaxialidade provocado pelo entalhe no implante, converteram esta zona em extremamente suscetível à formação de uma ou várias trincas.

O efeito negativo do tamanho de grão da ZAC foi também verificado por Vasudevan, Stout & Pense (1981), entre outros. Estes autores comprovaram que, além da formação da martensita e bainitas na região, a austenita primária, com tamanho de grão grande, provoca maior segregação nos contornos e, portanto, maior fragilidade.

Depois da formação e propagação das trincas na CGZAC, como já foi citado, as trincas cresceram para o MS da junta. Isto aconteceu, provavelmente, devido à dureza do MS ser

maior que a dureza da CGZAC das outras regiões da ZAC e do metal de base, como se mostra no perfil de dureza da FIG 4.10.



**Figura 4.13:** Seção transversal representativa das superfícies de fratura. Desenvolvimento geral das trincas (Arame T-120) (10x) Nital 2%

Para entender este resultado, deve-se lembrar que os ensaios foram realizados com o arame T-120 e o MS da junta, obtida com este arame, apresentou uma microestrutura composta de martensitas em forma de placas e bainitas, além da ferrita acicular intragranular, resultando em um aumento da suscetibilidade à propagação das trincas.

Vários autores relacionam a formação e desenvolvimento das trincas assistidas pelo hidrogênio com a dureza da região. Alcântara & Rogerson (1984) determinaram o valor de dureza crítica de 300 HV5 para prevenir a formação das trincas no MS, quando usados eletrodos E10018 e E13018, para níveis de hidrogênio menor que 5 ml/100g do metal depositado. O valor de dureza do MS da junta soldada, obtido na pesquisa foi de aproximadamente 36 HRC (354 HV). Isto significa que, apesar de não serem as mesmas condições experimentais, de forma geral, este valor de dureza pode ser considerado elevado e, por consequência, facilita a propagação das trincas na região.

Além da dureza e microestrutura da zona, é muito provável que o nível de hidrogênio foi maior na região fundida em consequência do acúmulo deste elemento em descontinuidades e inclusões não metálicas, características do MS, e também pela diminuição da difusão de hidrogênio do MS para a ZAC, devido à maior temperatura de transformação obtida na ZAC dos aços ARBL, como explica Svensson (1994).

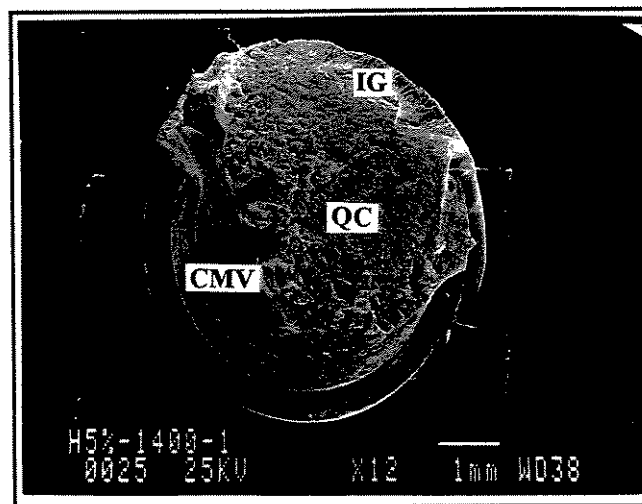


Portanto, o acúmulo de hidrogênio, unido à alta dureza e as características microestruturais obtidas no MS dos ensaios realizados com o arame T-120, foram favoráveis para a propagação das TAH na região.

#### 4.2.3- Modos ou Micromecanismos de Fratura Presentes nas Superfícies Fraturadas dos Implantes nos Ensaios na ZAC

Como resultado dos ensaios de implante na ZAC, observou-se, com o uso da técnica de MEV, a formação de superfícies de fratura com morfologia complexa em todos os casos, verificando-se a presença dos modos de fratura CMV, QC e IG. Em muitos casos, não foi clara a distinção entre as diferentes áreas, característica de cada micromecanismo, devido à existência de uma região de transição entre um modo de fratura e outro, as quais não foram muito bem caracterizadas, estas regiões foram chamadas como mistas.

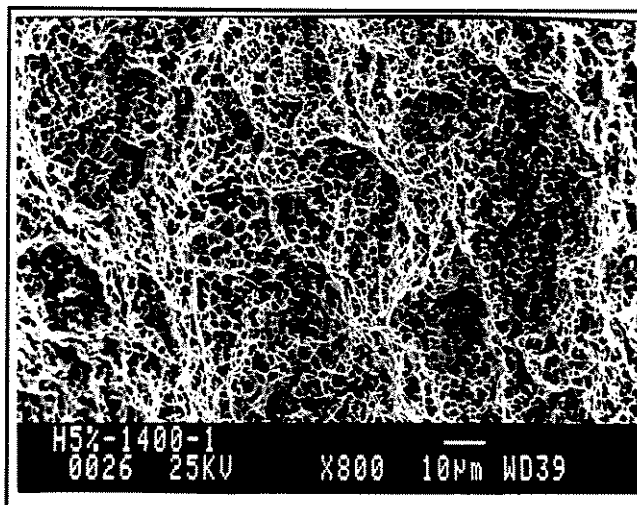
A FIG. 4.14 apresenta, a título de exemplo, uma fratógrafia representativa com uma imagem geral da superfície de fratura de um implante, onde pode ser observado os diferentes modos ou micromecanismos presentes e sua distribuição na fratura.



**Figura 4.14:** Fratógrafia representativa obtida por MEV. Visão geral da superfície de fratura de um implante ensaiado com 22,37 ml/100g e 495 MPa de tensão aplicada

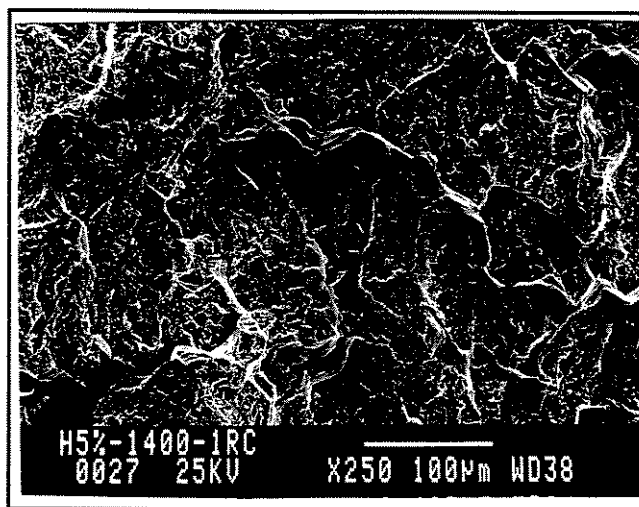
Na FIG. 4.15 observa-se uma caracterização mais detalhada da zona que está representada como modo CMV na FIG. 4.14. Nela fica claro a formação dos *dimples* muito pequenos típicos de uma fratura alveolar. Nesta zona existe uma aumento da deformação plástica, produto da coalescência de microvazios provocado pela influência do hidrogênio que,

como foi comprovado por Beachem (1972), assiste a microdeformação plástica na ponta da trinca.



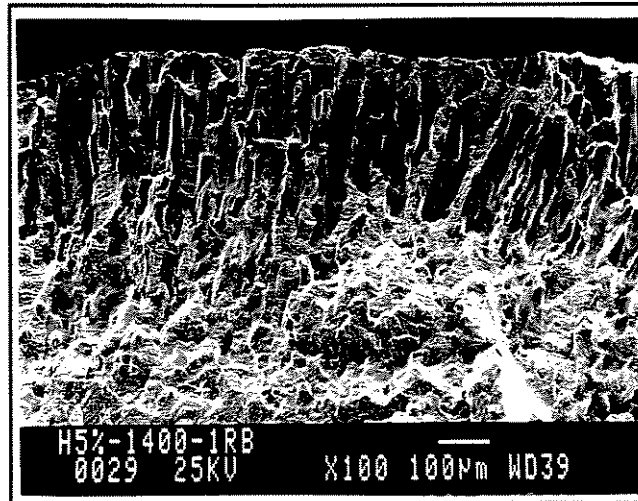
**Figura 4.15:** Fratografia obtida no MEV, mostrando o modo de fratura por CMV. Ensaio de Implante com 22,37 ml/100g e 495 MPa de tensão aplicada

O modo de fratura QC, representado na FIG. 4.14, é detalhado com maior aumento na FIG. 4.16. Este modo de fratura apresenta-se totalmente transgranular e teve presença marcante em todas as superfícies fraturadas dos implantes.



**Figura 4.16:** Fratografia obtida por MEV, mostrando o modo de fratura por QC. Ensaio de Implante com 22,37 ml/100g e 495 MPa de tensão aplicada

A região sinalizada como fratura com modo IG na FIG. 4.14, pode ser melhor observada na FIG. 4.17, onde pode ser constatado o desenvolvimento da fratura nas bordas dos grãos alongados, característicos da solidificação do MS.



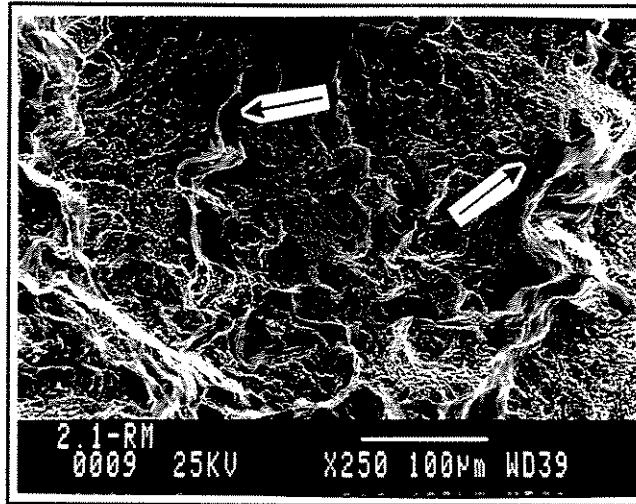
**Figura 4.17:** Fratografia obtida por MEV mostrando o modo de fratura IG. Ensaio de Implante com 22,37 ml/100g e 495 MPa de tensão aplicada

Observou-se também a presença de algumas pequenas regiões com uma morfologia mista e de difícil caracterização, devido a que esta zona esteve composta por uma superfície altamente deformada, abrupta e com muitas microtrincas. Esta morfologia é frequentemente chamada, na literatura especializada, de fratura por olho de peixe (*fisheyes*). Este tipo de morfologia deve-se, provavelmente, à fragilização causada pelo hidrogênio nas áreas vizinhas a inclusões de maior tamanho, que servem como locais de acúmulo de hidrogênio. Uma fratografia representativa da região aparece na FIG. 4.18. Regiões de superfícies de fratura com esta morfologia foram identificadas por diversos autores, como Gedeon & Eagar (1990).

Foi observado que as áreas pertencentes a cada micromecanismo nas superfícies de fratura mudaram de tamanho, dependendo da tensão aplicada e do nível de hidrogênio difusível nas amostras, concordando com o modelo de microplasticidade proposto por Beachem (1972).

Na TAB. 4.6 são mostrados os valores médios das áreas percentuais que correspondem a cada modo de fratura em função da tensão aplicada nos ensaios de implante e o nível de hidrogênio difusível, este último representado pelo tipo de gás de proteção.

Primeiramente, será analisada a influência da tensão aplicada nos ensaios para cada nível de hidrogênio usado na pesquisa.



**Figura 4.18:** Modo de fratura misto, caracterizado pela presença de várias microtrincas (*Fisheyes*) MEV

Observa-se na TAB. 4.6 que, de forma geral, ao utilizar o menor nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2$  puro - 7,23 ml/100g), a área pertencente ao modo de fratura por QC diminui, na medida que foi incrementada a tensão aplicada nos testes. Por outro lado, a fratura por CMV tem um comportamento inverso, ou seja, este modo de fratura tem uma área maior quando aumentou a tensão.

**Tabela 4.6:** Valores médios das áreas percentuais de cada modo de fratura, obtidos das superfícies fraturada dos implantes nos ensaios na ZAC

Tensão MPa (% LE)	$\text{CO}_2$				$\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$				
	QC (%)	CMV (%)	IG (%)	Mista (%)	Tensão MPa (% LE)	QC (%)	CMV (%)	IG (%)	Mista (%)
495 (66)	62,1	23,6	7,5	6,8	389 (52)	46,7	21,4	9,0	22,0
560 (76)	52,3	27,2	4,4	16,1	424 (57)	56,1	18,7	16,9	8,3
601 (80)	33,3	44,4	2,9	19,4	495 (66)	63,9	11,7	20,2	4,2

Observa-se também, na TAB. 4.6, que o modo de fratura IG apresentou uma diminuição da área com o incremento da tensão aplicada nos ensaios realizados, usando menor nível de hidrogênio. Isto se deve ao fato de que o micromecanismo de fratura IG foi o mais energeticamente favorável, porém, esteve mais presente à baixas tensões aplicadas, já que para as altas tensões predominaram os modos CMV e QC.

Este comportamento geral das áreas de cada modo de fratura, dependendo da tensão aplicada, está totalmente coerente com o modelo de microplasticidade proposto por Beachem para os ensaios realizados com menor nível de hidrogênio. Isto pode ser confirmado na FIG.

2.6, onde se observa que o modelo proposto esquematiza claramente que o modo de fratura por CMV é predominante na medida que aumenta o fator de concentração de tensões no modo I ( $K_I$ ), o qual tem uma relação direta com a tensão aplicada no ensaio.

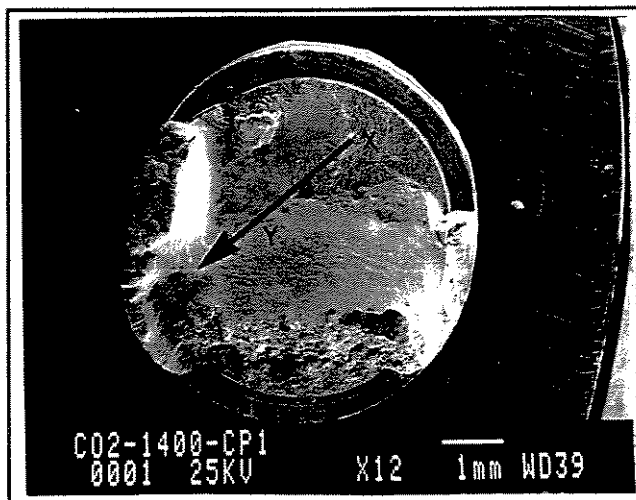
Deve-se esclarecer que neste trabalho será usado como referência os valores da tensão aplicada ao invés do  $K_I$ , dado que, nos ensaios realizados, o  $K_I$  inicial não variou para cada tensão específica, devido a que a geometria do entalhe e o material sempre foram iguais.

No entanto, deve-se ter presente nesta análise que, quando a trinca se forma e cresce, o coeficiente de concentração de tensões varia dinamicamente, na medida em que aumenta a agudeza na ponta da trinca e o tamanho da mesma. Também muito próximo do final da fratura o  $K_I$  diminui, pois a tensão aplicada é relaxada em consequência do aumento de tamanho da trinca.

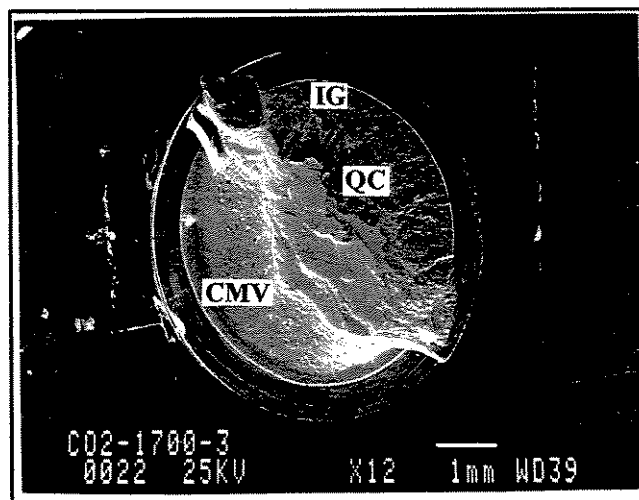
Uma forma interessante de analisar o desenvolvimento das trincas, baseado no comportamento dos diferentes modos de fratura para cada tensão aplicada é a utilização de uma imagem fratográfica representativa, expondo a provável direção de desenvolvimento da trinca, relacionando-a com os diferentes modos de fratura.

Com este objetivo usou-se a FIG. 4.19, na qual se observa a fratografia da superfície de fratura de um implante ensaiado na condição de 495 MPa, usando  $\text{CO}_2$  como gás de proteção. Nesta figura é indicada com uma seta a direção provável de crescimento da trinca. O ponto X corresponde à zona de início da trinca, onde prevalece o modo de QC que se formou devido a que o  $K_I$  crítico ainda foi menor que o necessário para formar a fratura por CMV para esse nível de hidrogênio. Quando a trinca começa a crescer o  $K_I$  aumenta, pois aumenta a agudeza na ponta e o modo de fratura passa a ser por CMV, que corresponde ao ponto Y. Posteriormente, praticamente ao final da fratura do implante, verifica-se uma transição para os modos QC e IG, indicados pelos pontos K e L na fratura, devido ao decréscimo do  $K_I$  porque a carga aplicada diminui rapidamente até a fratura final.

Continuando na mesma ordem de análise e para uma melhor compreensão da influência da tensão aplicada na formação do modo de fratura, a FIG. 4.20 mostra uma imagem fratográfica da superfície de fratura de um implante ensaiado com a tensão máxima de 601 MPa e 7,23 ml/100 g. Nesta FIG. 4.20 fica demonstrado a predominância do modo de fratura CMV. Além disso, é mediante este modo que se forma a trinca e se desenvolve, até praticamente 50% da superfície total da fratura do implante. Posteriormente, atua o modo QC e, finalmente, IG numa região muito pequena.



**Figura 4.19:** Fratografia obtida por MEV. Superfície de fratura de um implante ensaiado com 495 MPa e 7,23 ml/100 g (CO<sub>2</sub> puro)



**Figura 4.20:** Fratografia obtida por MEV. Superfície de fratura de um implante ensaiado com 601 MPa e 7,23 ml/100 g (CO<sub>2</sub> puro)

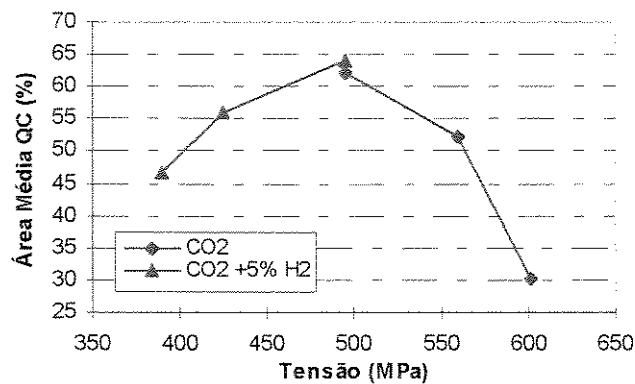
Nos ensaios em que foi utilizado maior nível de hidrogênio (22,37 ml/100g) - CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub> como gás de proteção - constatou-se um aumento no modo de fratura por QC, na medida em que se aumentou a tensão aplicada nos testes. Este resultado entra em contradição com o modelo proposto por Beachem, causado provavelmente, pelo alto nível de hidrogênio usado no trabalho para esta condição.

Existem poucos trabalhos na literatura consultada que alcançaram estes resultados. Entre eles se destaca a pesquisa realizada por Gedeon & Eagar (1990), que aponta que, em presença de elevados níveis de hidrogênio, pode existir um aumento da fragilidade no material dado a que os átomos de hidrogênio interrompem o movimento das discordâncias, provocando

ancoramento e empilhamento das mesmas e diminuindo, desta forma, a deformação plástica do material.

A FIG. 4.21 mostra de uma maneira gráfica, a influência da tensão aplicada na área pertencente ao modo de fratura por QC para os dois níveis de hidrogênio usados na experiência. Desta maneira fica fácil observar que nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio existe um aumento da área de fratura por QC com o aumento da tensão nos ensaios, comportamento contrário aos ensaios realizados com menor nível de hidrogênio.

Ainda na FIG. 4.21, observa-se que, para 495 MPa, a área de fratura por QC foi praticamente igual para ambos os níveis de hidrogênio. Este foi um resultado interessante e se justifica ao observar que o aumento da incidência da fratura IG, está diretamente relacionado ao aumento do nível de hidrogênio nos ensaios.



**Figura 4.21:** Correlação entre as tensões aplicadas nos ensaios de implante na ZAC e as áreas médias do modo de fratura QC

Diferente dos ensaios realizados com menor nível de hidrogênio, foi observado, nas fratógrafias das superfícies de fratura dos implantes ensaiados na condição de alto nível de hidrogênio, como se mostra de forma representativa na FIG. 4.22, que para todas às tensões aplicadas as trincas se formaram e começaram a se desenvolver pelo modo CMV. Este fato se deve, presumivelmente a que o raio de curvatura do entalhe inicial no corpo de prova de implante sempre foi grande comparado ao raio da ponta da trinca que se forma e propaga, tendo por consequência um  $K_t$  menor, porém, facilitando inicialmente a formação CMV, mesmo na existência de um aumento da fragilidade em consequência do excesso de hidrogênio no interior do material.

Posteriormente, quando a trinca cresce se incrementa a agudeza na ponta e aumenta  $K_I$ , provocando, assim, a transição para o modo de fratura por QC. O começo desta transição depende da tensão aplicada no ensaio, ou seja, a transição de CMV para QC será mais rápida na medida em que aumenta a tensão aplicada, o que foi comprovado nos experimentos realizados para estas condições.

Portanto, para a condição experimental de maior nível de hidrogênio e maiores tensões aplicadas (maior  $K_I$ ), a zona plástica na ponta da trinca foi menor, provavelmente, devido ao efeito do empilhamento das discordâncias, provocando um aumento da área de QC na superfície de fratura dos implantes, como mostra FIG. 4.23.

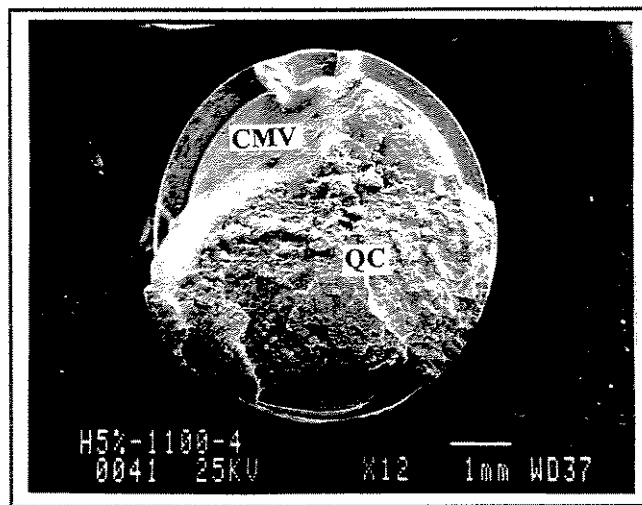


Figura 4.22: Fratografia obtida por MEV. Superfície de fratura de um implante ensaiado com tensão de 389 MPa e 22,37 ml/100 g

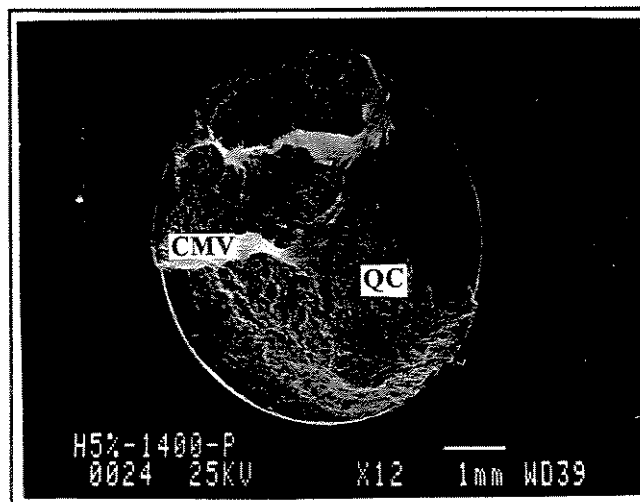
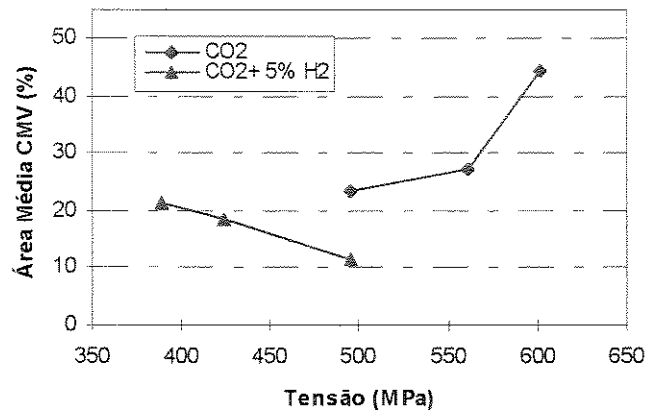


Figura 4.23: Fratografia obtida por MEV. Superfície de fratura de um implante ensaiado com 495 MPa e 22,37 ml/100g



Como já foi citado, a área de fratura por CMV aumentou com a tensão aplicada, quando foi usado  $\text{CO}_2$  puro como gás de proteção, acontecendo o contrário quando foi usado maior nível de hidrogênio. Esta comparação fica clara na análise comparativa da FIG.4.24, onde pode ser observado que, quando é usado 495 MPa de tensão, a área de fratura por CMV diminui de 23,6% quando usado  $\text{CO}_2$  puro para 11,7 % quando usado a mistura  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ , o que é uma diferença significativa. Porém, está claro que o maior nível de hidrogênio provocou uma diminuição na deformação plástica na fratura geral da junta soldada.

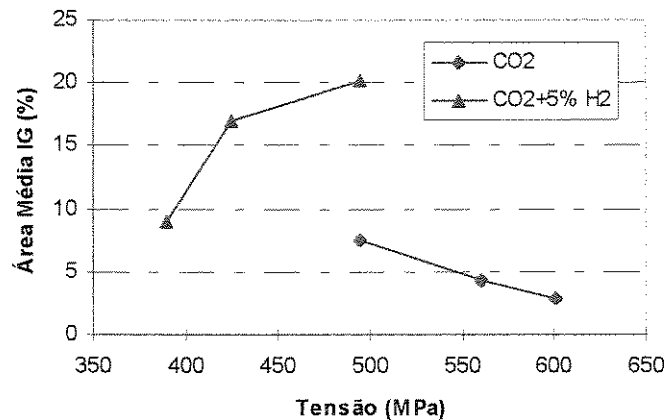


**Figura 4.24:** Correlação entre as tensões aplicadas nos ensaios de implante na ZAC e as áreas médias do modo de fratura CMV

Também foi observado que o modo de fratura IG aumentou com o incremento da tensão aplicada para os ensaios realizados com maior nível de hidrogênio. Este resultado está coerente com os resultados anteriores, já que este micromecanismo de fratura envolve pouca deformação plástica, devido ao crescimento das trincas nos contornos dos grãos, locais normalmente fragilizados pela presença de impurezas e pelo acúmulo de defeitos como citam Briant & Banerji (1975).

A FIG. 4.25 mostra de forma comparativa para ambos gases de proteção, a influência da tensão aplicada no modo de fratura IG. Este modo de fratura também apresentou um comportamento inverso quando foi alterado o nível de hidrogênio nos ensaios, como já foi explicado. Usando a tensão equivalente para ambos níveis de hidrogênio (495 MPa), pode-se observar que o modo de fratura IG apresenta uma área maior quando foi usada a mistura de  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$ , causado, provavelmente, por um aumento da fragilidade dos contornos dos grãos pelo acúmulo de hidrogênio em forma atômica na região.

Este resultado está coerente com os resultados obtidos por Gedeon & Eagar (1990), onde foi detectado um aumento no modo de fratura IG para altos valores de hidrogênio difusível, superiores aos níveis de hidrogênio usados por Beachem (1972).



**Figura 4.25:** Correlação entre as tensões aplicadas nos ensaios de implante na ZAC e as áreas médias do modo de fratura IG

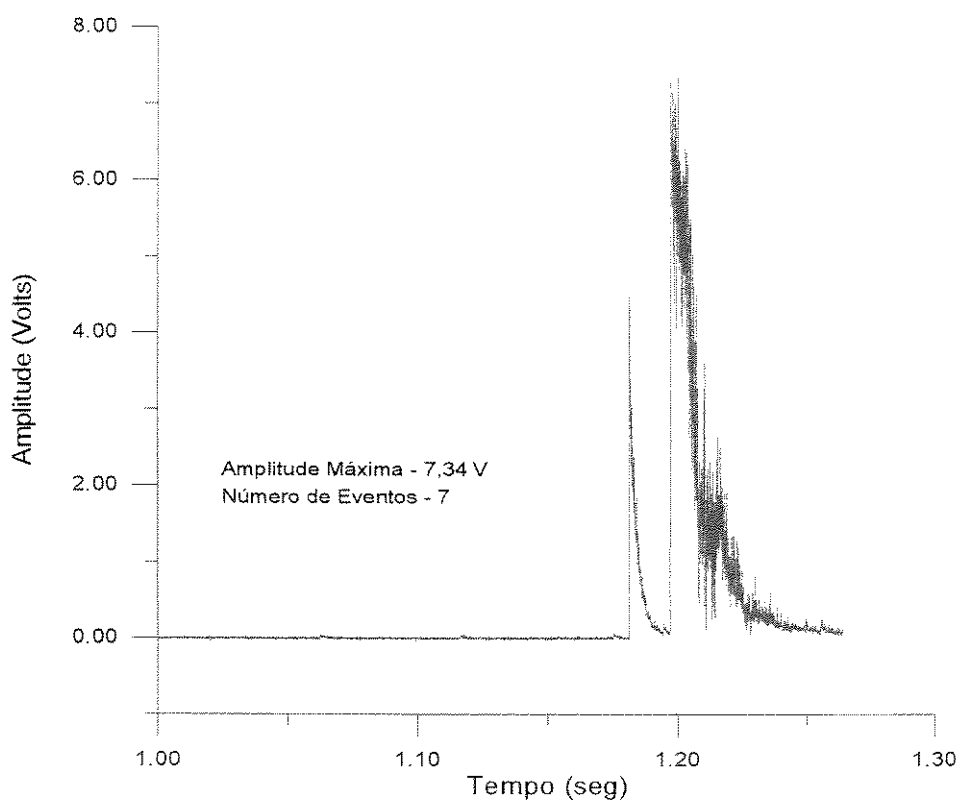
#### 4.2.4 - Análises dos Sinais de EA Obtidos nos Ensaios de Implante na ZAC

Os sinais de EA detectados pelo SMEA foram de grande auxílio para as análises das características da fratura de cada condição experimental, como foi sugerido por Racko (1987). É importante lembrar que a medição das áreas equivalentes a cada micromecanismo de fratura permitiu estabelecer uma correlação importante entre estes e os parâmetros característicos do sinal de EA: número total de eventos, amplitude total do sinal e energia total do sinal.

Os sinais de EA, obtidos em todos os casos, tiveram como característica geral a ocorrência de eventos de pequena amplitude antes do evento da fratura final. O número de eventos e suas amplitudes correspondentes dependeram do modo de fratura predominante no desenvolvimento de fratura.

Na forma de exemplo são mostrados os gráficos de EA correspondentes a duas condições experimentais representativas. Na FIG. 4.26 pode ser observado parte do sinal de EA provocado pelo desenvolvimento da trinca instantes antes de ocorrer a fratura final do implante. Este ensaio foi realizado com 601 MPa e usando CO<sub>2</sub> puro como gás de proteção. O gráfico sugere a existência de 7 eventos de menor amplitude antes da fratura final, a qual teve um pico com uma amplitude de 7,34 volts.

Para uma melhor análise da FIG 4.26, a FIG. 4.27, apresenta uma ampliação gráfica da escala de amplitude do sinal no intervalo de tempo correspondente ao momento anterior do evento da fratura final. Aqui pode ser observado com maior clareza a existência de grande atividade do sinal de EA, totalizando o número de 7 eventos de pequena amplitude. Deve-se considerar, na FIG. 4.27, que o sinal representado apresenta um ruído elétrico característico dos componentes eletrônicos do SMEA, mas inferior a valor de referência (0,025 V) selecionado no SMEA, como foi analisado no item 3.7.1.

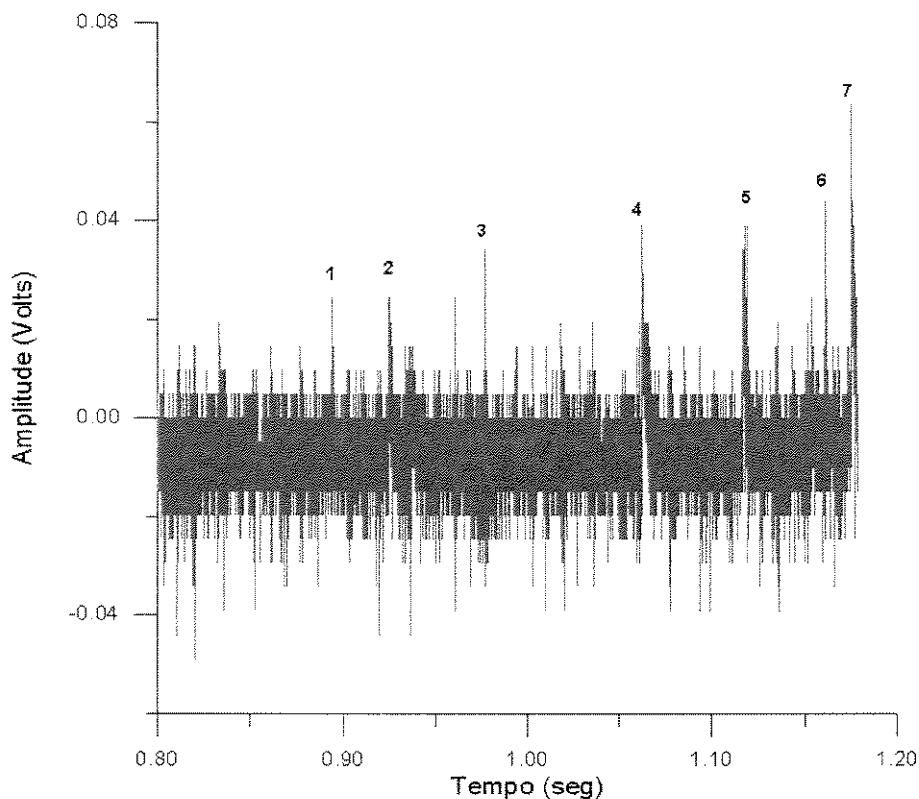


**Figura 4.26:** Parte representativa do sinal de EA gerado em um ensaio de implante com 601 MPa e CO<sub>2</sub> puro como gás de proteção

Comparativamente, a FIG. 4.28 mostra, de forma representativa, um sinal de EA gerado na condição experimental na qual foi aplicada a tensão de 495 MPa e usado CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub> como gás de proteção. Observa-se que a amplitude máxima foi de 5,1 volts e apresentou uma menor atividade acústica antes da fratura final, além de 3 eventos no intervalo de tempo representado.

Da mesma forma que na condição anterior, para esclarecer as características deste sinal, foi obtido o gráfico da FIG. 4.28, onde aparece representado o intervalo de tempo antes do

pico da fratura final. Ampliado na escala de amplitude do sinal, observa-se claramente a existência dos 3 eventos de menor amplitude (FIG. 4.29).

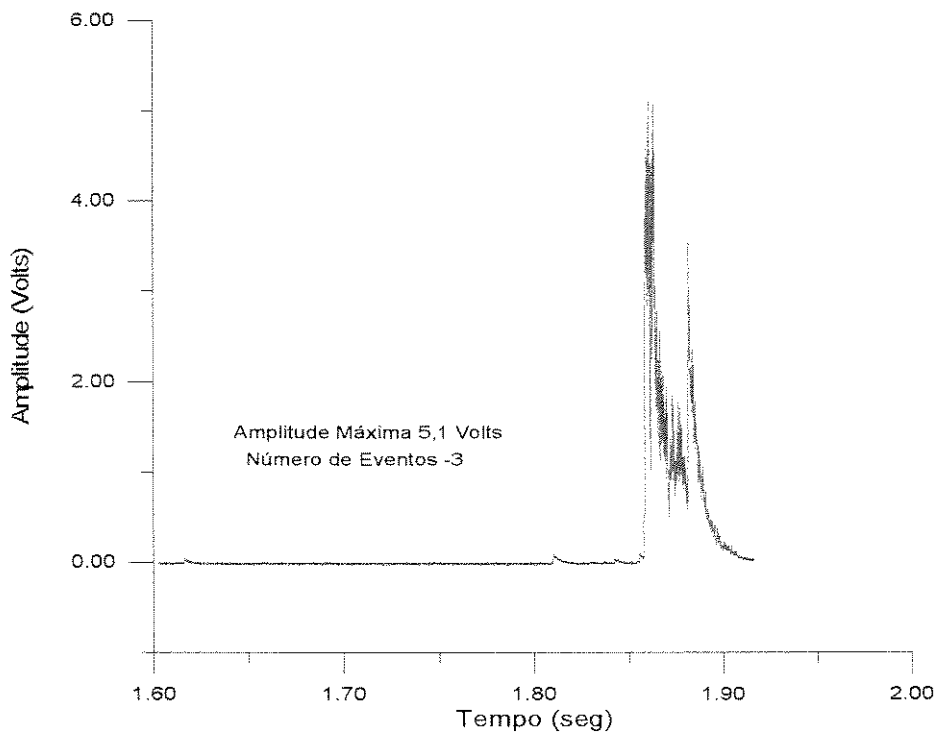


**Figura 4.27:** Aumento na escala de amplitude do sinal de EA gerado na condição de 601 MPa e  $\text{CO}_2$  como gás de proteção

As diferenças das características dos sinais de EA, representados nas figuras anteriores, foram obtidas em ensaios com condições experimentais diferentes, porém, como já foi analisado, elas apresentam modos de fraturas diferentes. Por exemplo: a condição experimental de 601 MPa e  $\text{CO}_2$  puro, que corresponde ao sinal da FIG. 4.26, obteve como média 30,3 % de área de fratura caracterizada como modo QC e 44,4 % de CMV. Na condição de 495 MPa e  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$  (Sinal de EA FIG. 4.28), obteve 63,9 % de área de fratura pelo modo QC e 11,7 % pelo CMV.

Este resultado indicou a existência de uma relação direta entre os parâmetros dos sinais de EA, gerados como consequência do desenvolvimento de trincas assistidas pelo hidrogênio e os modos de fratura, que operam durante a propagação das trincas.

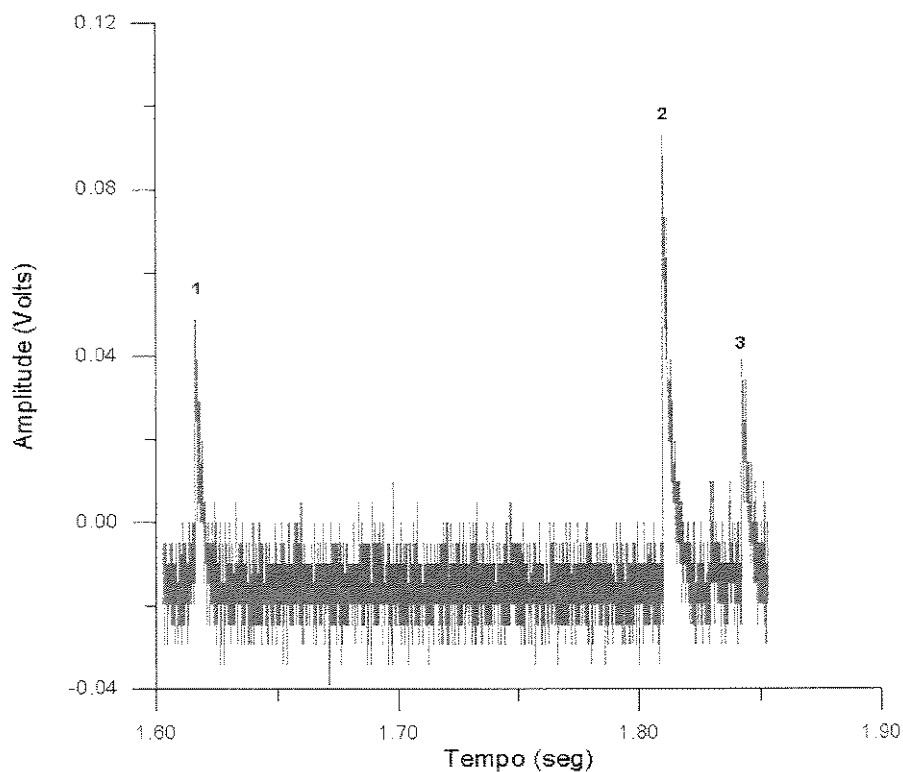
Como resultado da análise dos sinais de EA adquiridos durante a realização dos ensaios de implante, foram calculados e obtidos, mediante análises gráficas, os parâmetros do sinal de emissão acústica, mostrados na TAB. 4.7, para o caso dos ensaios onde usou-se  $\text{CO}_2$  puro como gás de proteção, e na TAB. 4.8, quando foi usada a mistura de  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$ .



**Figura 4.28:** Parte representativa do sinal de EA gerado em um ensaio com 495 MPa de tensão aplicada e  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$  como gás de proteção

Analisando os resultados apresentados na TAB. 4.7, observa-se que os parâmetros característicos do sinal de EA aumentaram com o incremento da tensão aplicada nos ensaios de implante. O número total médio de eventos no sinal aumentou de 5 para 12, a energia total média do sinal passou de  $0,055 \text{ V}^2\text{s}$  para  $0,104 \text{ V}^2\text{s}$  e a amplitude total média aumentou de 6,57 V até 9,99 V, quando a tensão aplicada foi incrementada de 495 MPa até 601 MPa.

Para o caso dos ensaios realizados, usando maior nível de hidrogênio, ou seja, com  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$  como gás de proteção, foi observado, como mostra a TAB. 4.8, que os parâmetros característicos do sinal de EA diminuem quando aumenta a tensão aplicada no ensaio de implante. Detalhando a análise dos dados apresentados nesta tabela, pode-se constatar que o número total médio de eventos diminuiu de 8 para 4, a energia total média do sinal decresce de  $0,067 \text{ V}^2\text{s}$  até  $0,042 \text{ V}^2\text{s}$  e a amplitude média total também diminuiu de 8,36 V para 4,96 V com o aumento da tensão aplicada nos ensaios.



**Figura 4.29:** Aumento na escala de amplitude do sinal de EA gerado na condição de 495 MPa e  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$  como gás de proteção

**Tabela 4.7:** Média das somatórias dos parâmetros dos sinais de EA, resultantes dos ensaios de implante em amostras soldadas com  $\text{CO}_2$

Tensão MPa (%LE)	Total de Eventos Médios	Energ. Total Média do Sinal ( $\text{V}^2\text{s}$ )	Amplitude Total Média (V)
495 (66)	5	0,055	6,57
560 (76)	10	0,092	8,79
601 (80)	12	0,104	9,99

**Tabela 4.8:** Média das somatória dos parâmetros dos sinais de EA, resultantes dos ensaios de implante em amostras soldadas  $\text{CO}_2 + 5\%$   $\text{H}_2$

Tensão MPa (%LE)	Total de Eventos Médios	Energ. Total Média do Sinal ( $\text{V}^2\text{s}$ )	Amplitude Total Média (V)
389 (52)	8	0,067	8,36
424 (57)	7	0,047	7,35
495 (66)	4	0,042	4,96

Como foi comprovado, há uma relação entre os modos que operam na superfície de fratura do fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio e a tensão aplicada no ensaio de implante e isto, pode também correlacionar-se com os parâmetros do sinal de EA obtidos neste trabalho.

A FIG. 4.30 apresenta um gráfico que mostra a relação entre as áreas médias percentuais do modo de fratura por QC, obtida para cada tensão aplicada no ensaio e o número total médio de eventos do sinal de EA, obtidos na mesma condição, dependendo do nível de hidrogênio utilizado nos testes.

A FIG. 4.30 demonstra, claramente, que o aumento da área de QC na superfície de fratura gera um decréscimo no número total de eventos do sinal de EA. Isto se deve, provavelmente, à pouca deformação plástica, característica do modo de fratura por QC, sendo que a deformação plástica da fratura constitui, neste caso, a fonte de ondas acústicas no fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio. Nesta figura se constata que nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$ ), o número de eventos foi menor, isto devido a que o modo de fratura por QC foi predominante nos ensaios.

Se o modo de fratura por QC envolve pouca deformação plástica, contrariamente, o micromecanismo de fratura por CMV está caracterizado por um aumento da microdeformação na superfície de fratura, pois este modo, como seu nome indica, produz coalescência de microvazios na frente de desenvolvimento da trinca. Portanto, na medida que este modo predomina na superfície fraturada, o sinal de EA deve ter uma maior atividade e, por consequência, a somatória dos parâmetros medidos do sinal são maiores.

A análise do gráfico da FIG. 4.31 comprova a existência da relação entre as áreas médias percentuais, pertencentes ao modo de fratura por CMV e o número total médio de eventos do sinal de EA. Pode ser constatado ainda que o aumento da área média de CMV está diretamente relacionado ao aumento dos eventos no sinal de EA, independente do nível de hidrogênio usado.

Também pode ser observado na FIG. 4.31 que os ensaios realizados com menor nível de hidrogênio, apresentaram de forma geral, maior número de eventos no sinal de EA. Isto se deve a que as áreas de CMV nas superfícies de fraturas foram maiores para esta condição experimental.

No entanto, a FIG. 4.31 mostra a existência de um caso onde a somatória do número de eventos de EA é muito semelhante, para ambos gases de proteção, apesar de existir áreas de CMV diferentes (23,6 % para  $\text{CO}_2$  e 11,7 % para  $\text{CO}_2 + 5\%$   $\text{H}_2$ ). Este ponto corresponde à

tensão aplicada de 495 MPa (TAB. 4.6) no ensaio de implante, igual para ambos gases. Não obstante exista semelhança no número totais de eventos neste nível de tensão para ambos gases, os outros parâmetros do sinal - a somatória da energia e a amplitude do sinal - são maiores na condição de menor nível de hidrogênio, como pode ser observado com auxílio da TAB. 4.7, da TAB. 4.8 e da FIG. 4.32. Isto pode ser explicado considerando que, para este nível de tensão, a área de fratura IG foi maior nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio, como foi analisado na FIG. 4.25, gerando maior quantidades de eventos no sinal de EA. Entretanto, estes eventos apresentam baixa amplitude e energia, como também foi comprovado no trabalho de Carpenter & Smith (1990).

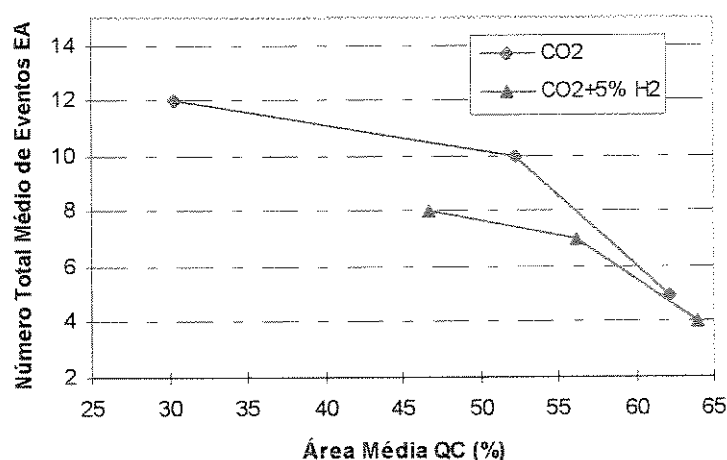


Figura 4.30: Correlação entre as áreas médias do modo de fratura QC e o número total médio de eventos do sinal de EA para cada nível de hidrogênio usado

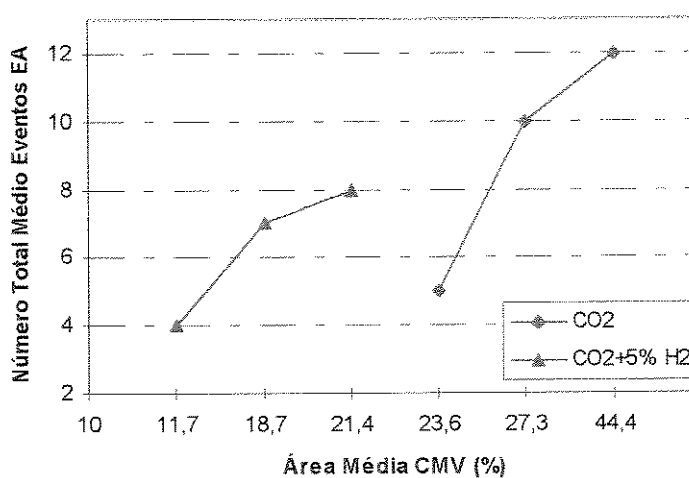
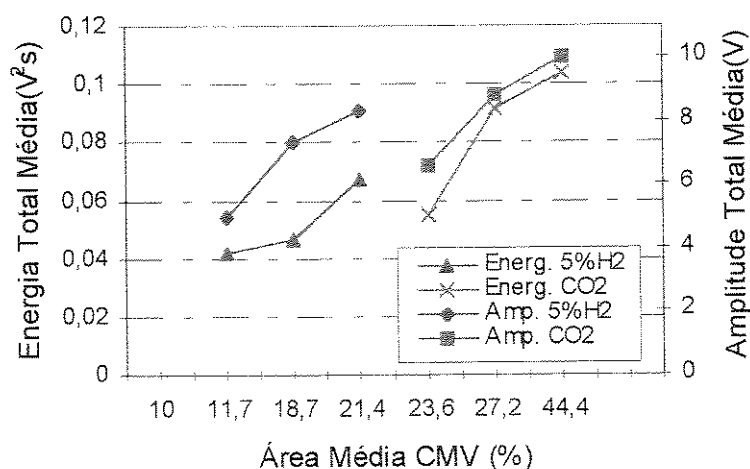


Figura 4.31: Correlação entre as áreas média de CMV e o número total médio de eventos do sinal de EA para cada nível de hidrogênio usado





**Figura 4.32:** Correlação entre a energia e a amplitude total média e a área média de CMV nos ensaios de implantes na ZAC

Como resultado da correlação entre as áreas pertencentes a cada modo de fratura e os parâmetros do sinal de EA, para cada condição experimental, foi determinado que, na medida que aumenta a área média de fratura CMV, existe maior atividade acústica nos sinais, com um incremento no número total de eventos, da energia e a amplitude do sinal.

Através da análises dos resultados desta parte da pesquisa pode ser entendido que, mediante a caracterização dos parâmetros dos sinais de EA, gerados durante o trincamento provocado pelo hidrogênio em materiais ou juntas soldadas, é possível entender o micromecanismo predominante na superfície da fratura e, desta forma, atuar sobre os fatores que estão causando o modo de fratura específico.

#### 4.3- Análise Estatística das Variáveis de Resposta dos Ensaios de Implante na ZAC

A análise estatística que será mostrada neste item tem grande importância, pois através desta avaliação foi possível comprovar a validade dos resultados experimentais analisados anteriormente.

Para todo o desenvolvimento experimental da pesquisa foi usado um planejamento experimental por níveis com um único fator, usando o modelo estatístico (Hines & Montgomery, 1990) mostrado na equação 4.1.

$$y_{ij} = \mu + \tau_i + \varepsilon_{ij} \quad \left\{ \begin{array}{l} i=1,2,\dots,a \\ j=1,2,\dots,n \end{array} \right. \quad (4.1)$$

Onde:  $\mu$  = média geral,  $\tau_i$  = efeito de cada tratamento,  $\varepsilon_{ij}$  = Erros aleatórios.

Como os tratamentos (níveis de tensão aplicada nos ensaios) foram selecionados tendo como base fundamental a NF 89-100, que fixa como tensão máxima 80% do limite de escoamento, e a  $\sigma_e$  determinada nos ensaios, o modelo se considera um modelo de efeitos fixos, ou seja, os resultados não podem ser considerados para outros valores de tensões aplicados.

Para verificar se as médias dos tratamentos são iguais estatisticamente, foi usado o teste de hipóteses, mostrado na equação (4.2).

$$\begin{aligned} H_0 &= \mu_1 = \mu_2 = \dots = \mu_a \\ H_1 &= \mu_i \neq \mu_j \quad (\text{pelo} \cdot \text{menos} \cdot \text{um} \cdot \text{par} \cdot ij) \end{aligned} \quad (4.2)$$

Isto significa que se a hipótese nula  $H_0$  é verdadeira, todos os tratamentos tem média igual a  $\mu$ , ou seja, a tensão aplicada no ensaio de implante não influencia nas variáveis de resposta da pesquisa. Foi usada a técnica de análise de variância dos resultados experimentais para realizar esta verificação (Das & Giri, 1988).

Para determinar os pares de médias dos tratamentos que se diferenciam estatisticamente, foi usado o teste de *Tukey* (Viera & Hoffman, 1989). Este método baseia-se no cálculo da diferença mínima significativa (dms), usando um nível de significância ( $\alpha$ ) tabelado, que depende do nível de confiança usado nos testes (90%), dos graus de liberdade do resíduo ( $N-a$ ), do número de repetições em cada tratamento ( $n$ ) e da estimativa da variância dada pelo quadrado médio residual ( $SSE/N-a$ ), obtido na análise de variância.

Deve ser lembrado que os resultados experimentais foram aceitos para uma confiança de 90%, isto porque o ensaio de implante, de forma geral, tem como característica a existência de erros aleatórios impossíveis de serem controlados durante a realização dos testes, a exemplo da variação periódica da umidade relativa e temperatura, da heterogeneidade microestrutural do metal de base, da exatidão no tempo e da taxa de aplicação da carga no ensaio, limpeza dos arames e do material usado nos ensaios, etc. (Bryhan, 1981). O valor de 90% de confiança foi obtido através de testes preliminares realizados para determinar o número de amostras necessário para diminuir o erro experimental.

Nos próximos itens serão apresentados de maneira simples as análises estatísticas das variáveis de resposta determinadas neste trabalho -  $T_f$ , áreas percentuais dos modos de fratura QC, CMV e IG e parâmetros do sinal de EA número de eventos, energia e amplitude.

As análises de variância e testes de comparação de médias serão mostrados na forma de resumos tabelados, devido à facilidade e simplicidade na apresentação dos resultados da avaliação estatística.

#### 4.3.1- Análise de Variância e Comparação de Médias da Variável Tempo de Fratura na ZAC

A TAB. 4.9 mostra o resumo da análise de variância realizada sobre a variável tempos de fratura, obtida no ensaio de implante das amostras soldadas com menor nível de hidrogênio, ou seja, usando  $CO_2$  como gás de proteção.

**Tabela 4.9:** Resumo da análise de variância da variável tempo de fratura na ZAC. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção  $CO_2$ )

Planejamento por Níveis - Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Tempo de Fratura. $T_f(CO_2)$ (min)					$Y_{i..}$	$Y_{i..}^2$	$Y_{i..}^2 / n_i$	$n_i$	Média (min)	
	601	17	20	23	18	20	98	9604	1920,8	5	19,6
560	30	32	35	29	28	154	23716	4743,2	5	30,8	
495	38	39	43	44	47	211	44521	8904,2	5	42,2	
								$S(Y_{i..}^2 / n_i)$	15568,2		
$Y_{..}$	463,00					SS		GL	SS / GL		$F_0$
$Y_{..}^2$	214369,0					SST	1383,73	14			
$Y_{..}^2 / N$	14291,27					SSA	1276,93	2	SSA / (a-1)	638,47	71,73
$SY_{ij}^2$	15675,00					SSE	106,80	12	SSE / (N-a)	8,900	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	CONCLUSÃO		REJEITA $H_0$	

Na TAB. 4.9 pode ser observado que a hipótese nula  $H_0$  do teste de hipóteses de igualdade das médias é rejeitada, ou seja, que  $F_o$  calculado foi maior que o  $F_{10\%, (a-1), (N-a)}$  tabelado. Isto significa que realmente existe diferença estatística entre pelo menos um par das médias dos tratamentos. Em outras palavras, pode-se estatisticamente comprovar que, a tensão aplicada no ensaio de implante tem influência no tempo de fratura nesta condição experimental.

Como já foi explicado, para comparar estatisticamente as médias dos tratamentos foi usada a técnica de *Tukey*. A TAB. 4.10 mostra o resumo dos resultados da comparação das médias dos  $T_f$  nas amostras ensaiadas, usando menor nível de hidrogênio.

**Tabela 4.10:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias da variável  $T_f$ . Ensaios realizados com  $CO_2$  como gás de proteção

Teste de Tukey. Comparação de Médias $T_f$ - $CO_2$				
				10%
Nível de significância estabelecido $q(\alpha, n, (N-a)) =$				3,2
Quadrado médio do resíduo $(SSE/N-a) =$				8,9
Numero de repetições $(n) =$				5
Diferença mínima significativa $(dms) =$				4,27
Ordem	Trat. (MPa)	Médias $T_f$ (min)	Tratamentos	Diferenças
1	601	19,6	(2 - 1)	11,2
2	560	30,8	(3 - 2)	11,4
3	495	42,2	(3 - 1)	22,6
<b>Comparação das Médias (<math>\alpha = 10\%</math>)</b>				
Média 2 significativamente maior que Média 1				
Média 3 significativamente maior que Média 2				
Média 3 significativamente maior que Média 1				

Na TAB. 4.10, observa-se que a média do tratamento 1 (601 MPa) foi menor que a média dos tratamentos 2 (560 MPa) e 3 (495 MPa), e a média do tratamento 2 menor que o 3. Então, pode-se afirmar que, estatisticamente, para 90% de confiança, quando a tensão aplicada no ensaio aumenta existe uma diminuição dos tempos de fratura.

Na forma de resumo é apresentado, na TAB. 4.11, o resultado da análise de variância do tempo de fratura das amostras ensaiadas com maior nível de hidrogênio. Semelhante aos ensaios realizados com menor nível de hidrogênio, foi comprovado que pelo menos um par de tratamentos apresentam médias estatisticamente diferentes. Isto pode ser constatado quando se observa, na TAB. 4.11, que o  $F_o$  calculado (18,62) foi maior que o tabelado (2,81), provocando que hipótese nula  $H_0$  de igualdade de variância tenha sido rejeitada.

**Tabela 4.11:** Resumo da análise de variância da variável tempo de fratura na ZAC. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub> + 5 % H<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis- Análise de Variância												
Tensão (MPa).	Tempo de Fratura (CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> ) (min).					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média (min)		
495	3	2	3	4	2	14	196	39,2	5	2,8		
424	6	5	3	4	6	24	576	115,2	5	4,8		
389	7	10	6	9	7	39	1521	304,2	5	7,8		
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	458,6			
Y <sub>..</sub>	77,00					SS		GL	SS / GL		F <sub>0</sub>	
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	5929,0					SST	83,73	14				
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	395,27					SSA	63,33	2	SSA/(a-1)	31,66	13,62	
ΣY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	479,00					SSE	20,40	12	SSE/(N-a)	1,70		
a	3											
N	15					F 10%, (a-1), (N- a)		2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

O teste de *Tukey* para comparação das médias mostrou que, estatisticamente, existe influência da tensão aplicada nos ensaios nos tempos de fratura e que estes diminuem na medida em que aumenta a tensão. Observa-se na TAB. 4.12 que a média do tratamento 3 (389 MPa) foi maior estatisticamente que o tratamento 2 (424 MPa) e que o tratamento 1 (495 MPa).

#### 4.3.2- Análise de Variância e Comparação de Médias das Variáveis Áreas Percentuais dos Modos de Fraturas na ZAC

Neste item serão analisadas estatisticamente os resultados das áreas percentuais dos modos de fratura nos ensaios de implante realizados na ZAC. Para esta análise são apresentados em forma de tabelas os resumos das análises de variância e comparação de médias pela técnica de *Tukey*. Inicialmente, serão analisadas as áreas de fratura obtidas nos ensaios realizados com menor nível de hidrogênio (CO<sub>2</sub>). Os resumos desta avaliação estatística são apresentados nas TAB. 4.13 a TAB. 4.18.

**Tabela 4.12:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias da variável  $T_f$ . Ensaios realizados com  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$  como gás de proteção

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias $T_f$ - $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$				
				10%
Nível de significância estabelecido $q(\alpha, n, (N-a)) =$				3,2
Quadrado médio do resíduo $(SSE/N-a) =$				1,7
Número de repetições $(n) =$				5
Diferença mínima significante $(dms) =$				1,86
Ordem	Trat. (MPa)	Médias $T_f$ (min)	Tratamentos	Diferenças
1	495	2,8	(2 - 1)	2
2	424	4,8	(3 - 2)	3
3	389	7,8	(3 - 1)	5
<b>Comparação das Médias (<math>\alpha = 10\%</math>)</b>				
Média 2 significativamente maior que Média 1				
Média 3 significativamente maior que Média 2				
Média 3 significativamente maior que Média 1				

**Tabela 4.13:** Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por QC. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção  $\text{CO}_2$ )

Planejamento por Níveis - Análises de Variância											
Tensão (MPa).	Área do Modo de fratura QC (%) $\text{CO}_2$					$Y_{i..}$	$Y_{i..}^2$	$Y_{i..}^2 / n_i$	$n_i$	Média	
601	36,1	44,9	10	32,6	28	151,6	22982,6	4596,5	5	30,3	
560	44,1	76,2	35,7	51,3	54,1	261,4	68329,9	13665,9	5	52,2	
495	45	84,9	67,5	55,4	57,6	310,4	96348,2	19269,6	5	62,0	
								$S(Y_{i..}^2 / n_i)$		37532,1	
$Y_{..}$	723,4					SS	GL	SS / GL	Fo		
$Y_{..}^2$	523307,5					SST	5139,2	14			
$Y_{..}^2 / N$	34887,1					SSA	2644,9	2	$SSA/(a-1)$	1322,5	6,36
$\sum Y_{ij}^2$	40026,4					SSE	2494,2	12	$SSE/(N-a)$	207,8	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)		2,81	CONCLUSÃO	REJEITA $H_0$	

Da análise das TAB. 4.13 a 4.18, constata-se que as áreas de fratura por QC, CMV e IG foram influenciadas pela tensão aplicada nos ensaios. Isto pode ser observado nas três análises de variância realizadas (resumos apresentados nas TAB. 4.13, TAB. 4.15, TAB. 4.17), onde foi comprovado que o  $F_o$  calculado foi sempre maior que o  $F(10\%, (a-1), (N - a))$  tabelado.

Portanto, ficou demonstrado estatisticamente, para 90% de confiança, que pelo menos um par de tratamento se apresenta diferente.

**Tabela 4.14:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias da variável área do modo de fratura QC. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias. Área QC (%).- CO <sub>2</sub>				
		10%		
Nível de significância estabelecido $q(\alpha, n, (N-a)) =$		3,2		
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =		207,592		
Numero de repetições (n) =		5		
Diferença mínima significante (dms) =		20,61		
Ordem	Trat. (MPa)	Médias.Área CQ (%)	Tratamentos	Diferenças
1	601	30,3	( 2 - 1 )	22
2	560	52,3	( 3 - 2 )	9,77
3	495	62,1	( 3 - 1 )	31,77
<b>Comparação das Médias (<math>\alpha=10\%</math>)</b>				
Média 2 significativamente maior que Média 1				
Não maior para este nível de significância				
Média 3 significativamente maior que Média 1				

Os testes de comparação das médias (Testes de *Tukey*), realizados nas variáveis áreas dos modos de fratura, das amostras soldadas com menor nível de hidrogênio, apresentaram resultados interessantes, como se mostram nas TAB. 4.14, TAB. 4.16 e TAB. 4.18.

Nas TAB. 4.14, TAB. 4.16 e TAB. 4.18 pode-se constatar que não foram encontradas diferenças significativas entre os tratamentos 2 (560 MPa) e 3 (495 MPa), ou seja, as diferenças entre as médias destes tratamentos foram menores que as diferenças mínimas significativas (dms). Isto significa que as áreas de fratura por QC, CMV e IG foram iguais estatisticamente, para 90 % de confiança, para os tratamentos 2 e 3. Em outras palavras, pode ser dito que a variação da tensão aplicada entre estes tratamentos não influenciaram nas áreas de fraturas.

Ainda na TAB. 4.18, pode ser observado que, comparando as médias das áreas do modo de fratura IG, também não foi constatada diferença significativa entre as médias dos tratamentos 1 (601 MPa) e 2 (524 MPa), significando que neste caso particular também a variação da tensão entre esses tratamentos não influenciou no tamanho da área de fratura do modo IG.

Estes resultados mostram que não foram verificadas diferenças significativas entre todos os tratamentos. No entanto, em todos os casos analisados constatou-se que sempre existiu diferenças entre os tratamentos 1 (601 MPa) e 3 (495 MPa), comprovando que, realmente, a

tensão aplicada afetou as áreas de fratura, conforme os resultados já mostrados e analisados neste trabalho. Outro aspecto importante, que pode ser entendido da análises dos resultados de comparação de médias, é que os experimentos realizados com o tratamento 2 (524 MPa) poderiam ter sido eliminados do planejamento experimental sem afetar os resultados da pesquisa.

**Tabela 4.15:** Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por CMV. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Área do Modo de fratura CMV (%)					Yi..	Yi.. <sup>2</sup>	Yi.. <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
601	39	25,8	49,6	47,5	60	221,9	49239,6	9847,9	5	44,4	
560	26,7	14,2	37,8	27,2	30,1	136	18496,0	3699,2	5	27,2	
495	26,3	12,1	23,3	24,1	32	117,8	13876,8	2775,4	5	23,6	
								S(Yi.. <sup>2</sup> / ni)	16322,5		
Y..	475,7					SS		GL	SS / GL		Fo
Y.. <sup>2</sup>	226290,5					SST	2392,0	14			
Y.. <sup>2</sup> / N	15086,0					SSA	1236,4	2	SSA/(a-1)	618,23	6,42
SYij <sup>2</sup>	17478,1					SSE	1155,6	12	SSE/(N-a)	96,3	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.16:** Resumo do teste de Tukey para comparação de médias da variável área do modo de fratura CMV. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de Tukey. Comparação de Médias. Área CMV (%).- CO <sub>2</sub>				
				10%
Nível de significância estabelecido q (α, n, (N-a)) =				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				96,324
Numero de repetições (n) =				5
Diferença mínima significante (dms) =				14,04
Ordem	Trat. (MPa)	Médias Área MVC (%)	Tratamentos	Diferenças
1	601	44,4	( 1 - 2 )	17,15
2	560	27,2	( 2 - 3 )	3,66
3	495	23,6	( 1 - 3 )	20,82
<b>Comparação das Médias (α=10%)</b>				
Média 1 significativamente maior que Média 2				
Não maior para este nível de significância				
Média 1 significativamente maior que Média 3				



**Tabela 4.17:** Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura IG. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis - Análises de Variância											
Tensão (MPa).	Área do Modo de fratura IG (%)- CO <sub>2</sub>					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
601	6,5	0	4,9	3	0	14,4	207,4	41,5	5	2,9	
560	3,5	4	4,8	5	4,7	22,0	484,0	96,8	5	4,4	
495	11,5	2	9,2	7	8	37,7	1421,3	284,2	5	7,5	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	422,5		
Y <sub>..</sub>	74,1					SS		GL	SS / GL		F <sub>0</sub>
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	5490,8					SST	141,5	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	366,0					SSA	56,5	2	SSA (a-1)	28,2	3,98
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	507,5					SSE	85,0	12	SSE/(N-a)	7,1	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.18:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias da variável área do modo de fratura IG. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias. Área IG (%)- CO <sub>2</sub>				
				10%
Nível de significância estabelecido q (α, n, (N-a)) =				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				7,108
Numero de repetições (n) =				5
Diferença mínima significante (dms) =				3,81
Ordem	Trat. (MPa)	Médias. Área IG (%)	Tratamentos	Diferenças
1	601	2,8	( 2 - 1 )	1,52
2	560	4,4	( 3 - 2 )	3,14
3	495	7,5	( 3 - 1 )	4,66
<b>Comparação das Médias (α = 10%)</b>				
Não maior para este nível de significância				
Não maior para este nível de significância				
Média 3 significativamente maior que Média 1				

Os resumos das análises estatísticas das áreas dos modos de fratura, obtidas nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2+5\% \text{H}_2$ ), são mostrados nas TAB. 4.19 a 4.24.

Nas TAB. 4.19, 4.21 e 4.23 pode-se observar que, semelhante aos ensaios realizados com menor nível de hidrogênio, as análises de variância mostraram que as áreas de todos os modos de fratura foram influenciadas pela tensão aplicada no ensaio de implante. Isto pode ser afirmado na medida em que o  $F_o$  calculado foi sempre maior que o  $F$  tabelado, significando que pelo menos um par de tratamentos foram estatisticamente diferentes.

Nestes ensaios realizados com maior nível de hidrogênio, também foi revelado, através dos testes de comparação de médias, que existiram igualdades das médias de alguns dos tratamentos, como pode ser observado nas TAB. 4.22 e TAB. 4.24. Nestas tabelas, onde se mostram os resumos de comparação das médias dos tratamentos para os modos de fratura CMV e IG, constata-se que as diferenças entre as médias dos tratamentos 2 (424 MPa) e 1 (495 MPa) e entre os tratamentos 2 e 3 (389 MPa) foram menores que a  $d_{ms}$ , porém, para 90 % de confiança pode ser afirmado que estas médias são iguais, ou seja não houve influência da variação da tensão entre estes tratamentos nas áreas dos modos de fraturas CMV e IG.

No entanto, em nenhum dos casos foi comprovado igualdade de médias entre os tratamentos 1 e 3. Isto indicou que realmente existiu influência da tensão nas áreas dos modos de fratura, como foi analisado anteriormente no trabalho e que, novamente, o tratamento 2 poderia ter sido eliminado do planejamento experimental sem afetar os resultados experimentais.

**Tabela 4.19:** Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por QC. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis- Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Área do Modo de fratura QC (%)- CO <sub>2</sub> +5 %H <sub>2</sub>					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
495	59,9	54,8	74,5	64,1	66,5	319,8	102272,0	20454,4	5	63,9	
424	53,7	62,7	52,1	54,8	57,4	280,7	78792,5	15758,5	5	56,1	
389	42,8	49,6	47	43,9	50	233,3	54428,9	10885,8	5	46,7	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	47098,7		
Y <sub>..</sub>	833,8					SS		GL	SS / GL		Fo
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	695222,4					SST	1079,6	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	46348,2					SSA	750,5	2	SSA/(a-1)	375,3	13,68
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	47427,8					SSE	329,1	12	SSE/(N-a)	27,4	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)		2,81	CONCLUSÃO	REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.20:** Resumo do teste de Tukey para comparação de médias da variável área do modo de fratura QC. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de Tukey. Comparação de Médias Área QC.- CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub>				
				10%
Nível de significância estabelecido q (α, n, (N-a)) =				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				27,55
Numero de repetições (n) =				5
Diferença mínima significativa (dms) =				7,51
Ordem	Trat. (MPa)	Médias Área CQ (%)	Tratamentos	Diferenças
1	495	63,9	(1 - 2)	7,83
2	424	56,1	(2 - 3)	9,47
3	389	46,7	(1 - 3)	17,30
<b>Comparação das Médias (α=10%)</b>				
Média 1 significativamente maior que Média 2				
Média 2 significativamente maior que Média 3				
Média 1 significativamente maior que Média 3				

**Tabela 4.21:** Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por CMV. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis - Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Área do Modo de fratura CMV (%) - CO <sub>2</sub> +5%H <sub>2</sub>					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
495	12,9	10,1	10,8	10,9	13,6	58,3	3398,9	679,8	5	11,7	
424	25,4	23,7	10	18,9	15,4	93,4	8723,6	1744,7	5	18,7	
389	32,6	15,6	15,5	20,7	22,5	106,9	11427,6	2285,5	5	21,4	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	4710,0		
Y <sub>..</sub>	258,6					SS		GL	SS / GL		Fo
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	66873,9					SST	612,9	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	4458,3					SSA	251,7	2	SSA/(a-1)	125,9	4,18
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	5071,2					SSE	361,1	12	SSE/(N-a)	30,1	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,31	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA HO	

**Tabela 4.22:** Resumo do teste de Tukey para comparação de médias da variável área do modo de fratura CMV. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de Tukey. Comparação de Médias Área CMV. - CO <sub>2</sub> +5%H <sub>2</sub>				
				10%
Nível de significância estabelecido q (α, n, (N-a)) =				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				30,12
Número de repetições (n) =				5
Diferença mínima significante (dms) =				7,85
Ordem	Trat. (MPa)	Médias Área MVC (%)	Tratamentos	Diferenças
1	495	11,7	( 2 - 1 )	7,02
2	424	18,7	( 3 - 2 )	2,69
3	389	21,4	( 3 - 1 )	9,71
<b>Comparação das Médias (α=10%)</b>				
Não maior para este nível de significância				
Não maior para este nível de significância				
Média 3 significativamente maior que Média 1				

**Tabela 4.23:** Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura por IG. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis - Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Área do Modo de fratura IG (%) - CO <sub>2</sub> +5 %H <sub>2</sub>					Y <sub>i.</sub>	Y <sub>i.</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i.</sub> <sup>2</sup> / n <sub>i</sub>	n <sub>i</sub>	Média	
	495	25,6	27,2	7,9	19,8	19,5	100	10000,0	2000,0	5	20,0
424	11,9	10,5	30,5	14,5	17,5	84,9	7208,0	1441,6	5	16,9	
389	15	7	9,2	7	6,8	45	2025,0	405,0	5	9,0	
								S(Y <sub>i.</sub> <sup>2</sup> / n <sub>i</sub> )	3846,6		
Y <sub>..</sub>	229,9					SS		GL	SS / GL		Fo
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	52854,0					SST	858,8	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	3523,6					SSA	323,0	2	SSA/(a-1)	161,5	3,62
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	4382,4					SSE	535,8	12	SSE/(N-a)	44,6	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4. 24:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias da variável área do modo de fratura IG. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias Área IG.- CO <sub>2</sub> +5%H <sub>2</sub>				
				10%
Nível de significância estabelecido q (α, n, (N-a)) =				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				44,643
Numero de repetições ( n ) =				5
Diferença mínima significativa (dms) =				9,56
Ordem	Trat. (MPa)	Medias Área IG (%)	Tratamentos	Diferenças
1	495	20,02	( 1 - 2 )	3,04
2	424	16,98	( 2 - 3 )	8
3	389	8,98	( 1 - 3 )	11,04
<b>Comparação das Médias (α=10%)</b>				
Não maior para este nível de significância				
Não maior para este nível de significância				
Média 1 significativamente maior que Média 3				

### 4.3.3- Análise de Variância e Comparação de Médias das Variáveis Parâmetros do Sinal de EA

As análises de variância e comparação das médias dos parâmetros dos sinais de EA foram realizadas em duas partes, que correspondem aos níveis de hidrogênio usados no trabalho. Inicialmente serão apresentados, entre as TAB. 4.25 e 4.30, os resultados obtidos nas análises estatísticas dos resultados dos ensaios realizados, usando menor nível de hidrogênio (CO<sub>2</sub>).

As TAB. 4.25, 4.27 e 4.39, mostram na forma de resumo, os resultados das análises de variância realizadas sobre as variáveis número de eventos, energia e amplitude do sinal de EA. Nestas tabelas, constata-se que, em todas as variáveis, foi verificado que a tensão aplicada teve influência nos resultados obtidos. Isto pode ser afirmado já que as análises de variância sempre revelaram que o  $F_o$  foi maior que o  $F$  (10%, (a-1), (N - a)) tabelado, rejeitando a hipótese nula  $H_0$ , significando que pelos um par de tratamentos apresentaram médias diferentes.

Os resumos dos testes de comparação de médias, usando a técnica de *Tukey*, são mostrados nas TAB. 4.26, 4.28 e 4.30. A análise das tabelas mostra a existência de resultados semelhantes aos obtidos nos testes de comparação de médias, realizados sobre as áreas dos modos de fratura, mostrados no item anterior.

O resumo do teste de comparação de médias, realizado sobre a variável número de eventos (TAB. 4.26), revela que não foram encontradas diferenças significativas entre as médias dos tratamentos 1 (601 MPa) e 2 (560 MPa) e entre as médias dos tratamentos 2 (560 MPa) e 3 (495 MPa), o que significa igualdade de média para 90 % de confiança entre estes tratamentos.

Os testes de comparação de médias, realizados sobre as variáveis energia total e amplitude total do sinal de EA (TAB. 4.28 e TAB. 4.30), mostraram que também as médias dos tratamentos 1 e 2 foram iguais, sendo as diferenças entre elas menores que a dms.

É importante enfatizar que em nenhuma destas análises de comparação de médias foram encontradas igualdade de médias entre os tratamentos 1 e 3, o que permite comprovar que realmente existiu influência da tensão nos resultados de parâmetros dos sinais de EA.

Igualmente, nestas análises comprovou-se que o tratamento 2 (524 MPa) não foi necessário para o desenvolvimento do trabalho.

**Tabela 4.25:** Resumo da análise de variância da variável número total de eventos de EA. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis - Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Número de Eventos Total EA. (CO <sub>2</sub> )					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
601	10	8	10	20	12	60	3600	720	5	12	
560	3	20	12	7	8	50	2500	500	5	10	
495	5	1	7	6	6	25	625	125	5	5	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	1345		
Y <sub>..</sub>	135,0					SS		GL	SS / GL		Fo
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	18225,0					SST	406,0	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	1215,0					SSA	130,0	2	SSA/(a-1)	65	2,83
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	1621,0					SSE	276,0	12	SSE/(N-a)	23,0	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	CONCLUSÃO	REJEITA H <sub>0</sub>		

**Tabela 4. 26:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias da variável número total de eventos da EA. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de Tukey. Comparação de Médias NE.- CO <sub>2</sub>				
				10%
Nível de significância estabelecido q (α, n, (N-a)) =				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				23
Numero de repetições (n) =				5
Diferença mínima significativa (dms) =				6,86
Ordem	Trat. (MPa)	Medias.NE.	Tratamentos	Diferenças
1	601	12	(1 - 2)	2
2	560	10	(2 - 3)	5
3	495	5	(1 - 3)	7
<b>Comparação das Médias (α=10%)</b>				
Não maior para este nível de significância				
Não maior para este nível de significância				
Média 1 significativamente maior que Média 3				

**Tabela 4.27:** Resumo da análise de variância da variável energia total do sinal de EA. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis - Análises de Variância										
Tensão (MPa)	Energia total do Sinal EA.(V <sup>2</sup> s) CO <sub>2</sub>					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média
601	0,098	0,09	0,109	0,121	0,104	0,522	0,272	0,054	5	0,104
560	0,093	0,09	0,09	0,089	0,1	0,462	0,213	0,043	5	0,092
495	0,058	0,078	0,056	0,055	0,031	0,278	0,077	0,015	5	0,055
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	0,113	
Y <sub>..</sub>	1,262	SS		GL		SS / GL		Fo		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	1,59	SST		0,008	14					
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	0,11	SSA		0,006	2	SSA/(a-1)	0,0032	22,30		
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	0,11	SSE		0,002	12	SSE/(N-a)	0,00014			
a	3									
N	15	F 10%, (a-1), (N - a)				2,81	CONCLUSÃO	REJEITA H <sub>0</sub>		

**Tabela 4.28:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias da variável energia total. Ensaio realizado com CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias Energia Total EA.- CO <sub>2</sub>				
				10%
Nível de significância estabelecido q (α, n, (N-a)) =				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				0,00014
Número de repetições (n) =				5
Diferença mínima significante (dms) =				0,018
Ordem	Trat. (MPa)	Médias Energia EA (V <sup>2</sup> /s)	Tratamentos	Diferenças
1	601	0,104	(1 - 2)	0,012
2	560	0,092	(2 - 3)	0,037
3	495	0,055	(1 - 3)	0,049
<b>Comparação das Médias (α=10%)</b>				
Não maior para este nível de significância				
Média 2 significativamente maior que Média 3				
Média 1 significativamente maior que Média 3				



**Tabela 4.29:** Resumo da análise de variância da variável amplitude total do sinal de EA. Amostras soldadas com menor nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis - Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Amplitude Total do Sinal de EA (V)					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
601	9,83	8,33	12,85	8,73	10,2	49,94	2494,00	498,80	5	9,98	
560	7,48	9,05	8,89	10,22	8,34	43,98	1934,24	386,85	5	8,79	
495	4,71	7,65	7,35	6,12	7,1	32,93	1084,38	216,87	5	6,58	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	1102,52		
Y <sub>..</sub>	126,85					SS	GL	SS / GL	Fo		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	16090,92					SST	52,15	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	1072,73					SSA	29,79	2	SSA/(a-1)	14,89	7,99
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	1124,88					SSE	22,35	12	SSE/(N-a)	1,86	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N-a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.30:** Resumo do teste de Tukey para comparação de médias da variável amplitude total do sinal de EA. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de Tukey. Comparação de Médias Amplitude Total EA.- CO <sub>2</sub>					
					10%
Nível de significância estabelecido q (α, r, (N-a)) =					3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =					1,862
Numero de repetições (n) =					5
Diferença mínima significante (dms) =					1,952
Ordem	Trat. (MPa)	Medias.Amplitude EA (V)	Tratamentos	Diferenças	
1	601	9,99	( 1 - 2 )	1,19	
2	560	8,79	( 2 - 3 )	2,21	
3	495	6,58	( 1 - 3 )	3,40	
<b>Comparação das Médias (α=10%)</b>					
Não maior para este nível de significância					
Média 2 significativamente maior que Média 3					
Média 1 significativamente maior que Média 3					

Os resumos das análises de variância, realizadas nas variáveis número de eventos, energia e amplitude total dos sinais de EA, obtidos nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\%\text{H}_2$ ), são mostrados nas TAB. 4.31, 4.33 e 4.35. Nestas análises de variância foi comprovado estatisticamente que existiu influência da tensão aplicada nos parâmetros medidos dos sinais de EA, muito semelhante aos outros resultados das análises estatística já discutidos neste trabalho.

Os testes de comparação de médias, realizados nos resultados obtidos dos parâmetros dos sinais de EA, são mostrados na forma de resumos nas TAB. 4.32, 4.34 e 4.36.

Os resultados do teste de comparação de médias, realizado no número de eventos totais do sinal de EA (TAB. 4.32), mostram que, semelhante aos ensaios realizados com menos hidrogênio, as diferenças entre as médias dos tratamentos 1 (495 MPa) e 2 (424 MPa) e dos tratamentos 3 (389 MPa) e 2 foram menores que a dms, podendo-se afirmar que estes tratamentos tem médias iguais para o nível de confiança de 90 %.

As análises de comparação de médias das variáveis energia e amplitude total do sinal de EA (TAB. 4.34 e 4.36), revelaram que, para o caso da energia total do sinal, as médias dos tratamentos 1 e 2 podem ser consideradas iguais, por apresentar uma diferença entre elas menor que a dms. Por outro lado, no caso da amplitude, a igualdade estatística foi encontrada para as médias dos tratamentos 2 e 3.

Os aspectos mais significativos dos testes de comparação de média, realizados sobre os parâmetros do sinal de EA, obtidos nos ensaios que usaram maior nível de hidrogênio, correspondem aos resultados já avaliados das outras variáveis de resposta usadas neste trabalho, ou seja, foi comprovado, através da comparação das médias dos tratamentos 1 e 3, que estas foram significativamente diferentes e, portanto, realmente a tensão aplicada teve influência nos parâmetros do sinal de EA.

A igualdade das médias dos tratamentos 1 e 2 ou 2 e 3 indicaram, mais uma vez, que o tratamento 2 foi pouco importante para o desenvolvimento do trabalho.

**Tabela 4.31:** Resumo da análise de variância da variável número total de eventos do sinal de EA. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub>+ 5%H<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Número de Eventos EA.(CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> )					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
495	5	4	2	6	4	21	441	88,2	5	4,2	
424	10	8	7	6	4	35	1225	245	5	7	
389	12	5	6	11	8	42	1764	352,8	5	8,4	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	686		
Y <sub>..</sub>	98,00					SS		GL	SS / GL		Fo
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	9604,00					SST	111,73	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	640,27					SSA	45,73	2	SSA/(a-1)	22,87	4,16
ΣY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	752,00					SSE	66,00	12	SSE/(N-a)	5,50	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N-a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.32:** Resumo do teste de Tukey para comparação de médias da variável número de eventos totais do sinal de EA. Ensaio realizado com CO<sub>2</sub>+ 5%H<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de Tukey. Comparação de Médias NE.- CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub>				
				10%
Nível de significância estabelecido q (α, n, (N-a)) =				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				5,5
Número de repetições (n) =				5
Diferença mínima significante (dms) =				3,35
Ordem	Trat. (MPa)	Médias. N. Eventos	Tratamentos	Diferenças
1	495	8	(1 - 2)	1,4
2	424	7	(2 - 3)	2,8
3	389	4	(1 - 3)	4,2
<b>Comparação das Médias (α=10%)</b>				
Não maior para este nível de significância				
Não maior para este nível de significância				
Média 1 significativamente maior que Média 3				

**Tabela 4.33:** Resumo da análise de variância da variável energia total do sinal de EA. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub>+ 5%H<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Energia do Sinal EA (V <sup>2</sup> s) CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub>					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
495	0,041	0,043	0,034	0,058	0,032	0,208	0,043	0,009	5	0,042	
424	0,045	0,049	0,048	0,046	0,049	0,237	0,056	0,011	5	0,047	
389	0,065	0,068	0,08	0,072	0,048	0,333	0,111	0,022	5	0,067	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	0,042		
Y <sub>..</sub>	0,778					SS	GL	SS / GL	Fo		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	0,61					SST	0,003	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	0,04					SSA	0,002	2	SSA/(a-1)	0,00085	10,33
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	0,04					SSE	0,001	12	SSE/(N-a)	0,00008	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.34:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias da variável energia total do sinal de EA. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub>+ 5%H<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias Energia EA.- CO <sub>2</sub> +5%H <sub>2</sub>				
				10%
Nível de significância estabelecido q (α, n, (N-a)) =				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				0,000083
Numero de repetições (n) =				5
Diferença mínima significante (dms) =				0,013
Ordem	Trat. (MPa)	Médias.Energia EA (V <sup>2</sup> /s).	Tratamentos	Diferenças
1	495	0,042	(2 - 1)	0,005
2	424	0,047	(3 - 2)	0,020
3	389	0,067	(3 - 1)	0,025
<b>Comparação das Médias (α=10%)</b>				
Não maior para este nível de significância				
Média 3 significativamente maior que Média 2				
Média 3 significativamente maior que Média 1				

**Tabela 4.35:** Resumo da análise de variância da variável amplitude total do sinal de EA. Amostras soldadas com maior nível de hidrogênio (gás de proteção CO<sub>2</sub>+5%H<sub>2</sub>)

Planejamento por Níveis Análises de Variância											
Tensão (MPa)	Amplitude Total do Sinal de EA (V)- CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub>					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
495	4,08	5,84	3,81	4,46	6,5	24,69	609,59	121,92	5	4,94	
424	8,39	7,43	6,2	6,15	8,6	36,77	1352,03	270,41	5	7,35	
389	11,38	8,12	7,45	9,35	5,51	41,81	1748,07	349,61	5	8,36	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	741,94		
Y <sub>..</sub>	103,27					SS	GL	SS / GL	Fo		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	10664,69					SST	60,97	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	710,98					SSA	30,96	2	SSA/(a-1)	15,48	6,19
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	771,95					SSE	30,01	12	SSE/(N-a)	2,50	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		<b>REJEITA HO</b>	

**Tabela 4.36:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias da variável amplitude total do sinal de EA. Ensaios realizados com CO<sub>2</sub>+ 5%H<sub>2</sub> como gás de proteção

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias Amplitude EA.- CO <sub>2</sub> +5%H <sub>2</sub>				
	10%			
Nível de significância estabelecido $\alpha$ ( $\alpha$ , n, (N-a)) =	3,2			
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =	2,501			
Numero de repetições (n) =	5			
Diferença mínima significante (dms) =	2,26			
Ordem	Trat. (MPa)	Medias.Amplitude EA (V)	Tratamentos	Diferenças
1	495	4,94	( 2 - 1 )	2,42
2	424	7,35	( 3 - 2 )	1,01
3	389	8,36	( 3 - 1 )	3,42
<b>Comparação das Médias (<math>\alpha=10\%</math>)</b>				
Média 2 significativamente maior que Média 1				
Não maior para este nível de significância				
Média 3 significativamente maior que Média 1				

#### 4.4- Resultados dos Ensaios de Implante Usados para Estudar a Sensibilidade ao TAH no Metal de Solda (MS)

Neste item serão analisados os resultados dos ensaios de implante realizados com o objetivo de avaliar a suscetibilidade ao TAH do metal de solda das juntas, quando soldadas com dois arames. Inicialmente serão usados dois parâmetros preestabelecidos na norma NF 89-100: tempo de fratura ( $T_f$ ) - tempo até a fratura final do implante e tensão crítica ( $\sigma_c$ ) - tensão onde não acontece o trincamento da junta.

##### 4.4.1- Tempo de Fratura ( $T_f$ ) e Tensão Crítica ( $\sigma_c$ ) - Resultantes do Ensaio de Implante no MS

Inicialmente serão analisados os resultados dos  $T_f$  obtidos com a utilização do arame T-120. Condição que possibilitou a realização de praticamente todos ensaios propostos na matriz experimental inicialmente prevista.

Os valores dos  $T_f$ , utilizando o arame T-120, são mostrados na TAB. 4.37, onde observa-se que os  $T_f$  diminuíram com o aumento do nível de hidrogênio e da tensão aplicada nos ensaios.

Ainda na TAB. 4.37, pode ser observado que quando foi utilizado o arame T-120, com tensão de 580 MPa equivalente à 66 % do limite de escoamento do arame como depositado e  $\text{CO}_2$  como gás de proteção, não aconteceu o trincamento do implante. Porém, este valor, representa a  $\sigma_c$  para este arame, o que será analisado posteriormente.

Uma análise mais detalhada dos  $T_f$ , utilizando o arame T-120, encontra-se no gráfico da FIG. 4.33, relacionando valores médios do  $T_f$ , tensão aplicada nos ensaios e gás de proteção usado.

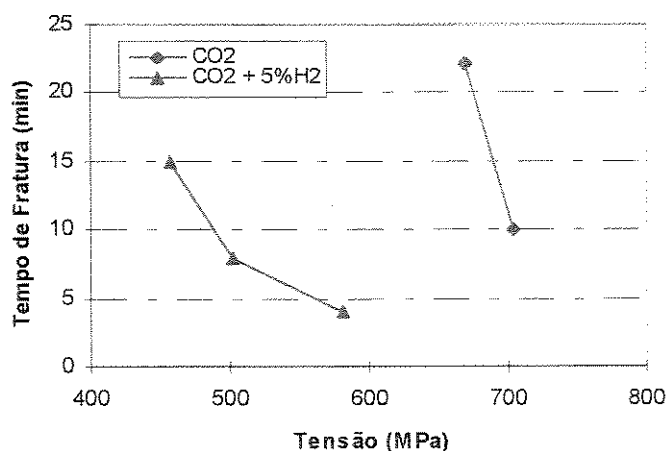
A FIG. 4.33 expõe, claramente, que os  $T_f$  foram menores quando houve aumento da tensão aplicada nos ensaios de implante, independente do nível de hidrogênio usado. Observa-se também que, nas amostras soldadas com maior nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ ) a fratura ocorreu em menores tempos. Esta análise é coerente com os resultados obtidos nos ensaios de implante na ZAC deste trabalho e os citados em outras pesquisas, publicadas por Gedeon & Eagar (1990) e Okuta et al (1987). Este fato deve-se fundamentalmente, ao

aumento da fragilidade que o hidrogênio provoca no material quando seu conteúdo está acima de determinados valores críticos, independente da região da junta soldada

**Tabela 4.37:** Resultados dos  $T_f$  nos ensaios para avaliação do trincamento assistido pelo hidrogênio no MS da junta. Arame T-120

CO <sub>2</sub>			CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub>		
Tensão MPa (%LE)	T <sub>f</sub> (min)	Média (min)	Tensão MPa (%LE)	T <sub>f</sub> (min)	Média (min)
703(80)	9	10	580 (66)	2	4
	12			5	
	15			7	
	7			3	
	8			2	
668(76)	21	22	501(57)	7	8
	12			4	
	33			4	
	25			11	
	18			12	
580(66)	NT		457(52)	10	15
				13	
				14	
				21	
				18	

NT- Não Trincou



**Figura 4.33:** Correlação entre os tempos de fratura e a tensão nos ensaios de implante no MS. Arame T-120

Como apontam Mota & Apps (1982), acima de determinada concentração de hidrogênio no material, o período de incubação ou período de transporte de hidrogênio, por difusão ou

movimento de discordância necessário para o hidrogênio assistir o trincamento, é diminuído grandemente. Porém, a formação e crescimento da trinca até a fratura ocorre em menores tempos.

Nos ensaios realizados com o arame T-75 foram obtidos os resultados que aparecem na TAB. 4.38, onde se observa que em nenhuma das amostras soldadas com arame T-75 e gás de proteção de CO<sub>2</sub> puro foi conseguido o trincamento e fratura dos implantes. Portanto, baseado nestes resultados experimentais e especificações já citadas da norma NF 100- 89, pode ser afirmado que o metal depositado com o arame T-75 não foi suscetível ao TAH para 6,07 ml/100g de nível de hidrogênio difusível, quando usado CO<sub>2</sub> puro como gás de proteção, nas condições experimentais da proposta de teste de implante usada.

Por outro lado, as amostras soldadas com o arame T-75, usando CO<sub>2</sub> + 5% de H<sub>2</sub> como gás de proteção, trincaram somente com a máxima tensão aplicada nos ensaios, equivalente a 66% do limite de escoamento do material depositado. O tempo de fratura obtido nesta condição experimental foi de 28 min, considerado alto para o nível de hidrogênio usado (18,32 ml/100g DM). Portanto, observa-se que o arame T-75 é altamente resistente ao fenômeno de TAH para os valores de hidrogênio difusível e condições experimentais usadas nesta pesquisa.

**Tabela 4.38:** Resultados dos T<sub>f</sub> nos ensaios para avaliação do trincamento assistido pelo hidrogênio no MS da junta. Arame T 75.

CO <sub>2</sub>		CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub>		Média
Tensão MPa (%LE)	T <sub>f</sub> (min)	Tensão MPa (%LE)	T <sub>f</sub> (min)	
400(80)	NT	330 (66)	23	28
			31	
			27	
			34	
			26	
380(76)	NT	285(57)	NT	
330(66)	NT	260(52)	NT	

NT- Não trincou.

Baseado na análise dos resultados dos T<sub>f</sub>, apresentados nas TAB. 4.37 e 4.38, e os resultados dos ensaios realizados, para avaliar a suscetibilidade ao TAH no metal de solda, são apresentados na TAB. 4.39 os valores das  $\sigma_c$  para cada arame e nível de hidrogênio utilizado. Estes valores de  $\sigma_c$  foram determinados nos ensaios preliminares, como foi explicado no item 3.6.1.



**Tabela 4.39:** Tensão crítica ( $\sigma_c$ ) obtida nos ensaios de implante no MS para cada do tipo de arame e gás de proteção

Arame	CO <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub>
	$\sigma_c$ MPa (%LE)	$\sigma_c$ MPa (%LE)
T-75	NT (80)	285 (57)
T-120	580 (66)	327 (37)

% LE- Percentual do limite de Escoamento

Usando como referência a porcentagem do limite de escoamento do material, para comparar arames com composição química e propriedades mecânicas diferentes, observa-se na TAB. 4.39, que a  $\sigma_c$  foi sempre superior no caso do arame T-75. Isto significa que o arame T-75 foi menos suscetível ao fenômeno de TAH que o arame T-120.

A menor suscetibilidade encontrada no depósito obtido com o arame T-75 deve-se fundamentalmente às características microestruturais e conseqüentemente a dureza da região.

Desde os primeiros trabalhos publicados na área, sempre foi sugerido que as TAH no MS podem acontecer quando a dureza do MS excede a dureza da ZAC, como acontece quando foi usado o arame T-120, contrariamente ao resultado obtido nos ensaios realizados com o arame T-75. A esse respeito, El-Batahgy (1994) achou uma maior incidência na formação de trincas a frio na ZAC de um aço alta resistência, devido à maior dureza da região de crescimento de grão como consequência das transformações microestruturais obtidas na zona, quando comparada com a dureza do metal de solda.

Vários autores relacionam a formação e desenvolvimento das trincas assistidas pelo hidrogênio, com a dureza da região fundida. Como já foi citado anteriormente, Alcantara & Rogerson (1984) acharam um valor de dureza crítica de 300 HV5 para evitar o TAH no MS. Hart (1986) também determinou que dureza acima de 330 HV no MS facilita o trincamento na zona. Estes valores são inferiores ao valor de dureza do MS, obtido na pesquisa quando usado o arame T-120 (36 HRc -354 HV), provocando aumento na suscetibilidade ao trincamento causado pelo hidrogênio na região, contrariamente ao arame T-75.

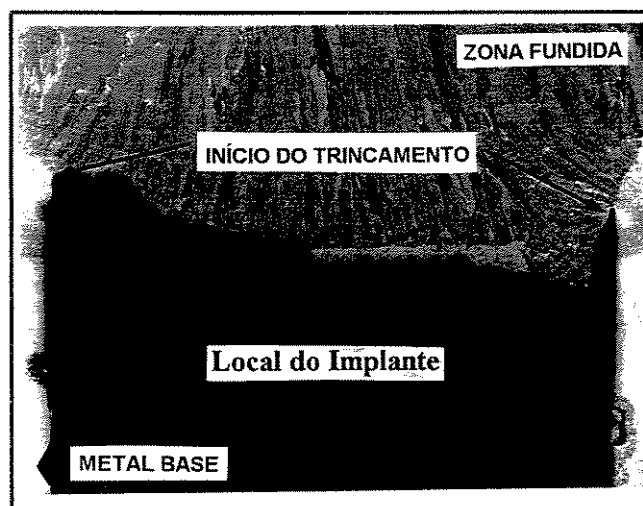
Em realidade, o metal de solda do arame T-75 apresentou uma microestrutura composta por ferrita acicular, ferrita de contorno de grão, ferrita poligonal intragranular e ferrita de segunda fase alinhada, o que possibilita maior tenacidade (Smith et al 1989) e menor dureza que aquela obtida com o arame T-120, caracterizada por fases microestruturais muito mais duras e frágeis, como a martensita e bainita.

#### 4.4.2- Localização e Desenvolvimento das Trincas no Ensaio de Implante Destinado a Avaliar a Suscetibilidade ao TAH no MS

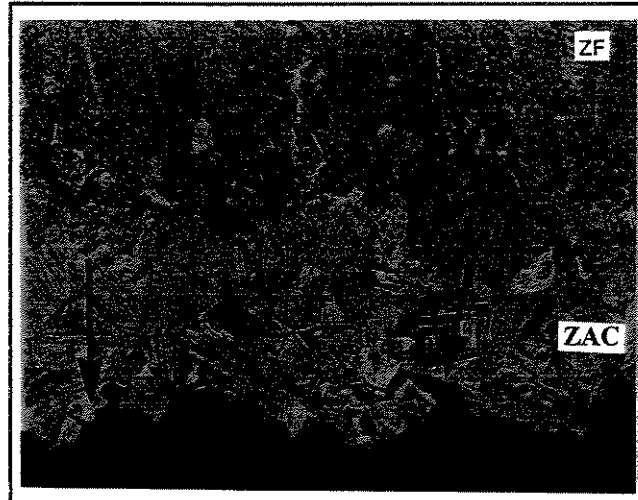
As trincas assistidas pelo hidrogênio, independente do tipo de arame e gás, sempre se formaram na região de alta concentração de tensões, localizada aproximadamente na linha de fusão, exatamente no local onde foi provocada, na nova proposta de ensaio, uma mudança brusca de seção em consequência do aumento da folga entre o implante e a placa base. A FIG. 4.34 mostra uma macrografia representativa da zona de formação das trincas.

Foi observado que, nos ensaios realizados com arame T-75, as trincas se propagaram de forma inter e transgranular na direção da CGZAC, onde, finalmente, aconteceu a fratura. A FIG. 4.35 mostra um exemplo típico desta morfologia de crescimento das trincas, obtido durante os ensaios realizados com o arame T-75 e  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$ .

A propagação das trincas inter e transgranularmente na direção de CGZAC, em ensaios realizados com o arame T-75, foi provocada pelo grande crescimento de grão da austenita primária na região, provocando a formação de fases de martensita e trazendo como consequência, maior fragilidade.



**Figura 4.34:** Zona de formação das trincas no ensaio de implante modificado para avaliar a suscetibilidade ao TAH no MS. Arame T-75 (10X. Nital 2%)



**Figura 4.35:** Morfologia de propagação das trincas. Ensaio realizado com o arame T-75 e  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$  como gás de proteção (800x Nital 2%)

Quando as trincas cresceram de forma transgranular, observou-se que geralmente se propagavam perpendicular à direção radial das placas de martensita. Esta observação é coerente com os resultados publicados por Di-jing, Hong & Jianming (1994), que explicam, baseados na nova teoria de transformação termoelástica da martensita, que esta direção coincide com a máxima componente da tensão de cisalhamento provocada pela transformação martensítica, porém, se transforma numa direção preferencial de crescimento das trincas.

O efeito negativo do tamanho de grão da ZAC foi também verificado por Vasudevan, Stout & Pense (1981). Estes autores comprovaram que, além da formação da martensita e bainitas na região, a austenita primária, com tamanho de grão grande, provoca maior segregação nos contornos e, portanto, maior fragilidade; esses contornos de grãos estariam numa direção favorável para a propagação das TAH.

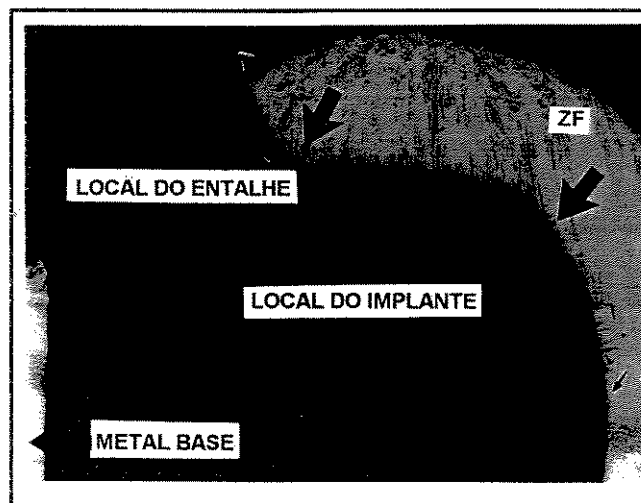
Como as trincas se formaram na linha de fusão e cresceram na direção da CGZAC, correspondente ao material do implante e não ao metal de solda, pode ser afirmado, baseado nos ensaios realizados e usando a modificação proposta ao teste de implante convencional para avaliar o MS, que o arame T-75 não foi suscetível ao fenômeno de TAH nas condições experimentais usadas nesta pesquisa.

Nos ensaios realizados com o arame tubular T-120 foi observada uma notável diferença na direção de crescimento das trincas, isto se deve a que o MS da junta obtida com o arame T-120 apresentou grãos colunares com forte segregação nos contornos, composta de microestrutura fina de martensitas em forma de placa, bainitas e ferrita acicular.

Nas análises realizadas por microscopia óptica, foi observado que, de forma geral, as trincas se propagaram verticalmente no metal de solda, concordando com os resultados obtidos por Mota & Apps (1982), que estudaram o mecanismo de formação das trincas conhecidas como trincas transversais a 45° no MS (*chevron cracking*). Estes autores provaram que esta morfologia de crescimento das trincas é característica de trincas em metais de solda de alta resistência, como é o caso particular do arame T-120, e que a direção de propagação das trincas a 45° é característico de depósitos de menor resistência mecânica.

A forma de crescimento das TAH nestes ensaios pode ser observada na FIG. 4.36, que mostra a macrografia de uma seção transversal representativa da região onde aconteceu a fratura da junta. Observa-se, na macrografia, que a trinca principal se propagou verticalmente até uma determinada distância no MS e, posteriormente, foi mais inclinada no sentido da zona deformada na região em consequência da cerâmica inserida no ensaio. Ainda na FIG. 4.36 se constata a falta do material da junta como causa da fratura final.

O crescimento vertical das trincas, observado neste trabalho, foi consequência principalmente do mecanismo de trincamento, que funcionou nos ensaios realizados. Como já foi analisado, o arame T-120 é suscetível ao aumento da fragilidade por hidrogênio, devido às características metalúrgicas desenvolvidas no arame para obter um MS com maior resistência mecânica. Nestes materiais, as trincas podem nuclear e propagar-se com menor nível de hidrogênio, sem necessitar do transporte de hidrogênio pelas discordâncias através dos planos de deslizamento a 45° (período de incubação).



**Figura 4.36:** Macrografia representativa da seção transversal das superfícies de fratura, mostrando o desenvolvimento geral das trincas (Arame T-120) (10x. Nital 2%)

Outro aspecto que não deve ser esquecido na análise do mecanismo de trincamento, é que, em consequência dos elementos de liga (molibdênio, níquel e cromo) adicionados à região para aumentar a resistência do MS, as bordas dos grãos colunares de solidificação sofrem um processo de fragilização, devido à segregação que atua durante a solidificação da zona, provocando a formação de bandas de martensita como explicam Grong & Matlock (1986), observado nas análises metalográficas deste trabalho. Portanto, esta região, constitui também um caminho preferencial para o crescimento das trincas.

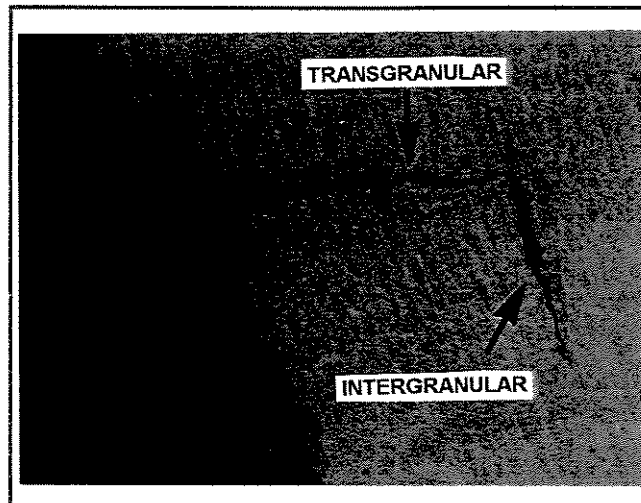
Apesar que, de forma geral, as trincas tenham crescido verticalmente, observou-se uma ligeira inclinação durante a propagação. Isto pode ser atribuído ao sentido de aplicação da carga no ensaio de implante e a influência dos planos de escorregamento do material do MS os quais estão a aproximadamente  $45^\circ$  com respeito a direção de soldagem. Foram observados, em alguns casos isolados, trincas com locais de morfologia escalonada (*staircase*), que lembram de alguma forma trincas transversais a  $45^\circ$ .

Em geral, as trincas não seguiram uma trajetória típica, apresentaram-se de forma intergranular orientadas no sentido dos grandes grãos colunares do metal de solda, ou de forma transgranular (FIG. 4.37).

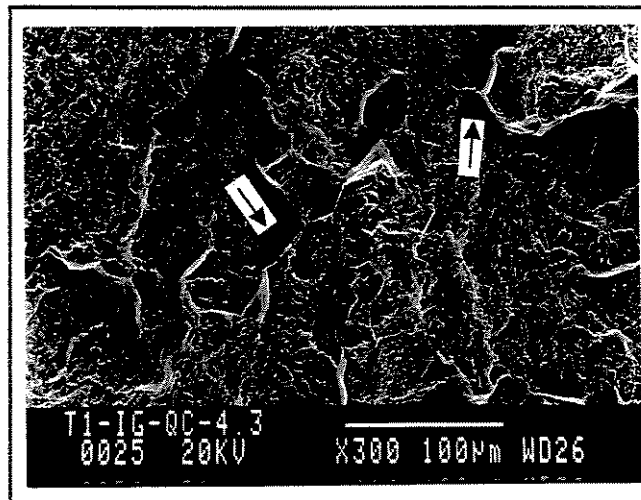
Foi constatado também que, nas amostras soldadas com maior nível de hidrogênio, houve formação de microtrincas, além da trinca principal. Estas microtrincas se formaram aleatoriamente na matriz em supostos locais como vazios, inclusões, etc., ou seja, em locais que funcionaram como sítios de acúmulo de hidrogênio e que não necessitam do transporte de hidrogênio pelas discordâncias ou difusão (Toribio, 1996) para alcançar o valor da tensão crítica, formando uma microtrinca. A FIG. 4.38 mostra uma fratógrafia, onde se observa claramente a formação de microtrincas no MS do depósito realizado com o arame T-120 e gás de proteção  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ .

O acúmulo de hidrogênio no MS, que favorece a formação de microtrincas, se deve a existência de locais como inclusões, precipitados incoerentes, descontinuidades, etc., que atuam como sítios de retenção do hidrogênio. Também Svensson (1994) aponta que o nível de hidrogênio pode ser maior no MS que na ZAC dos aços ARBL, provocado pela maior temperatura de transformação destes materiais e devido ao menor teor de carbono e elementos de liga em geral presente. Isto faz com que a transformação austenita - ferrita da ZAC aconteça antes da total transformação do MS. Porém, quando o MS se transforma em ferrita a força motriz para a difusão de hidrogênio do MS para ZAC é relativamente pequena e os

átomos de hidrogênio são retidos no cordão de solda, aumentando a incidência de ocorrência do trincamento assistido pelo hidrogênio na região.



**Figura 4.37:** Macrografia da seção transversal do MS, mostrando a forma de propagação das trincas na região. Arame T-120 (10x. Nital 2%)



**Figura 4.38:** Fratografia obtida por MEV. Microtrincas formadas aleatoriamente no MS, obtida com o arame T-120 e  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$  como gás de proteção

#### 4.4.3- Análises dos Modos ou Micromecanismos na Superfície de Fratura dos Implantes nos Ensaios Realizados no MS

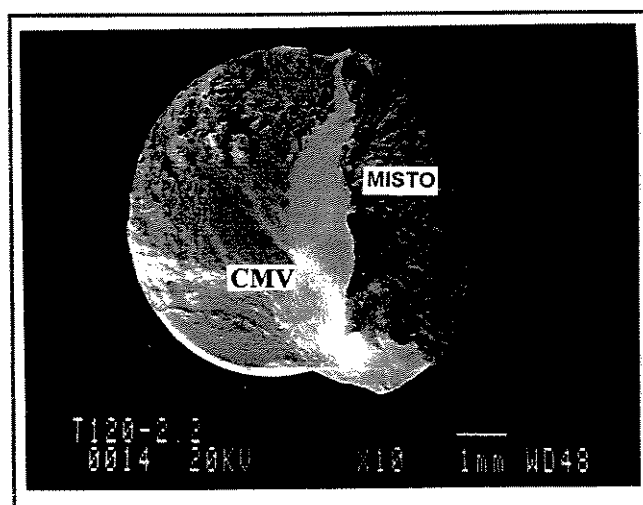
Através do uso da técnica de MEV, constatou-se a formação de superfícies de fratura com morfologia complexa em todos os ensaios de implante realizados para avaliar a

suscetibilidade ao TAH no MS, verificando-se a presença dos modos de fratura por coalescência de microvazios (CMV), quase-clivagem (QC) e intergranular (IG).

A título de exemplo, a FIG. 4.39 apresenta uma fratógrafia com uma imagem geral da superfície de fratura de um implante ensaiado com arame T-120, 668 MPa e CO<sub>2</sub> como gás de proteção, onde pode ser observado os diferentes modos ou micromecanismos presentes e sua distribuição na fratura.

Em muitos casos nos ensaios realizados com o arame T-120, com exceção do modo de fratura por CMV, não foi clara a distinção entre as diferentes áreas características de cada modo de fratura, devido à formação de zonas com morfologia mista.

O modo de fratura misto, referenciado neste trabalho, esteve caracterizado pela coexistência de dois ou três micromecanismos de fratura numa dada região da superfície. Estes modos de fratura atuaram de forma independente numa região muito pequena, impossível de quantificar ou interagindo com outro modo, como acontece nas zonas onde aparece misturado o modo IG com os modos CMV e QC. Esta questão será retomada posteriormente.



**Figura 4.39:** Fratógrafia obtida por MEV. Vista geral da superfície de fratura do MS em um implante ensaiado com 668 MPa de tensão aplicada CO<sub>2</sub> como gás de proteção

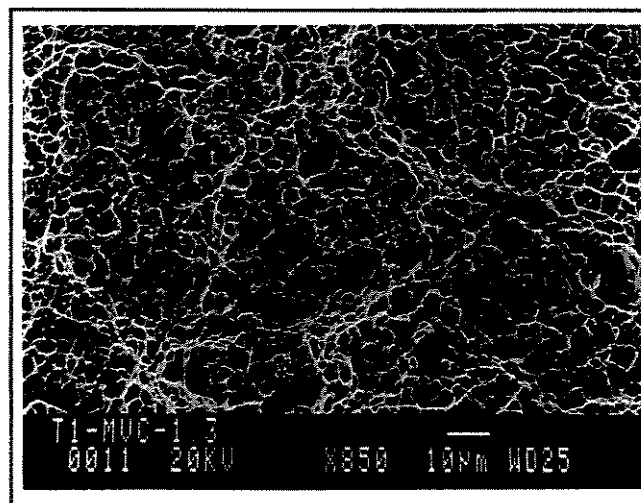
A formação nas superfícies de fratura da morfologia mista esteve associada, como apontaram Lundin & Patriarca (1986), à interação complexa de diferentes fatores: características microestruturais da região, quantidades e tipos de discontinuidades, acúmulo de hidrogênio e intensidade de tensão que atuam nas mesmas.

Na FIG. 4.40 observa-se uma caracterização mais detalhada da zona representada como modo CMV na FIG. 4.39. Nela fica claro a formação dos *dimples*, típicos de uma fratura

alveolar. Nesta zona, existe uma aumento da deformação plástica, produto da coalescência de microvazios provocado pela influência do hidrogênio, que, como foi comprovado por Beachem (1972), assiste a microdeformação plástica na ponta da trinca.

Observa-se ainda, na FIG. 4.40, que o modo de fratura por CMV está intrinsecamente caracterizado por *dimples* equiaxiais muito pequenos, devido à existência no MS de grande quantidade de inclusões não metálicas (AlO e SiO<sub>2</sub>), formadas ou induzidas na região, com o objetivo de servir para a nucleação da fase ferrita acicular (Zhang & Farrar, 1996), atuando no mecanismo do modo de fratura por CMV, como apontado por Fernadini (1997).

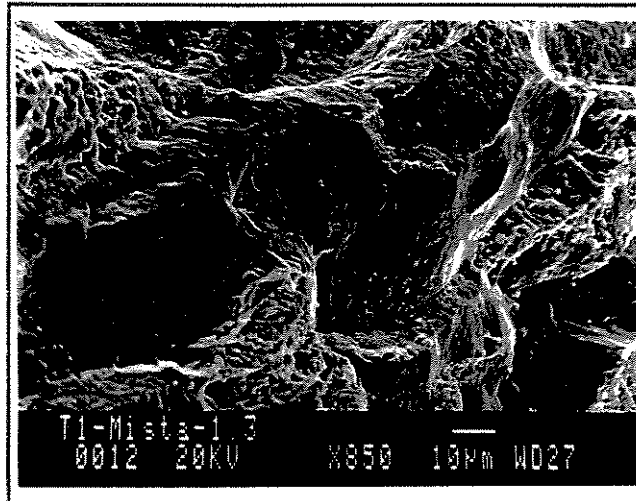
O modo de fratura misto da FIG. 4.39 é mostrado com mais detalhe na FIG. 4.41. Este modo de fratura apresentou, como característica fundamental em todas as superfícies fraturada dos implantes, a presença marcante do modo IG combinado com regiões de QC e CMV, dependendo, como já foi citado, das características microestruturais da região, do nível de hidrogênio difusível, do estado de tensões aplicada e da presença de algumas descontinuidades na matriz.



**Figura 4.40:** Fratografia obtida por MEV. Modo de fratura por CMV. Arame T-120, com 668 MPa de tensão aplicada CO<sub>2</sub> como gás de proteção

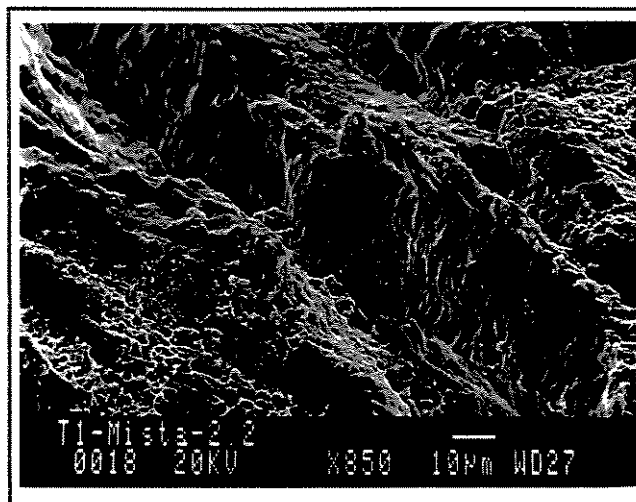
O modo de fratura misto ocorre quando a fratura se propaga descontinuamente de forma frágil e dúctil. Esta morfologia mista de fratura também foi observada por Lundin & Patriarca (1986). Eles sugeriram que o modo de fratura misto ocorre no metal de solda na região de grãos colunares e de crescimento de grão desta zona, especulando que o modo CMV acontece nos grãos mais dúcteis de ferrita proteutectóide e a fratura por quase-clivagem nas áreas com presença de microconstituintes mais duros, como bainita inferior e martensita.





**Figura 4.41:** Fratografia obtida por MEV. Modo de fratura misto de IG + CMV. Ensaio de Implante no MS com 668 MPa de tensão aplicada e CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Nas observações experimentais constatou-se que a morfologia de fratura IG mista teve como característica que o modo de fratura por QC ocorreu de forma transgranular em combinação com áreas visíveis de fratura IG. Por outro lado, observou-se a fratura por CMV na zona mista, como junção das áreas de fratura frágil. Este comportamento pode ser observado claramente na FIG. 4.42.



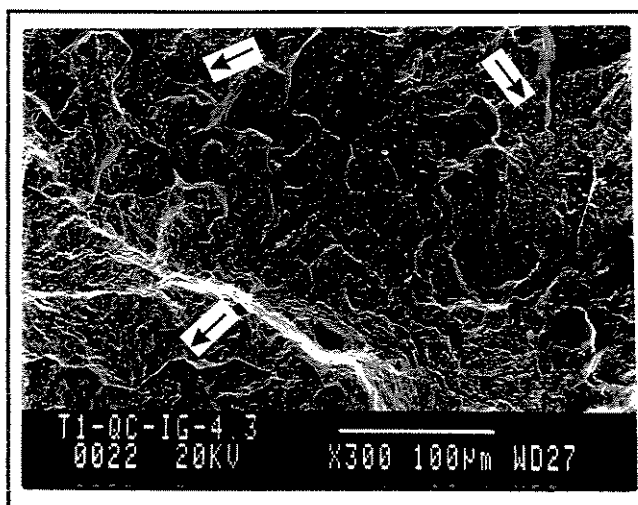
**Figura 4.42:** Fratografia obtida por MEV. Modo de fratura mista de IG, CMV e QC. Ensaio de implante com 668 MPa e CO<sub>2</sub> como gás de proteção

No geral, zonas compostas por superfície sem morfologia definida e com muitas microtrincas foram também observadas, nestes ensaios no MS, nas amostras soldadas com

maior nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ ). Esta morfologia de fratura, como já foi dito, é freqüentemente chamada, na literatura especializada, de fratura por olho de peixe (*fisheyes*).

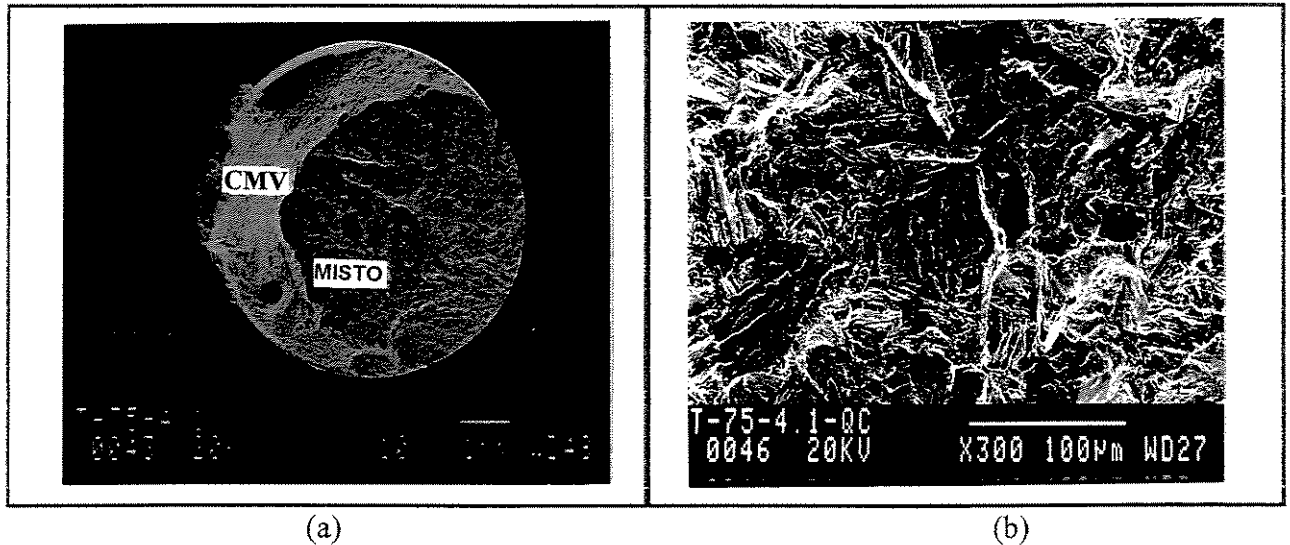
Este tipo de morfologia deve-se provavelmente à fragilização causada pelo hidrogênio nas áreas vizinhas a inclusões ou descontinuidades de maior tamanho, que servem como locais de acúmulo de hidrogênio, como expõem Tsuboi, Yatabe & Yamada (1996). Uma fratografia representativa da região aparece na FIG. 4.43. Regiões de superfícies de fratura com esta morfologia foram também identificadas por diversos autores, entre eles Gedeon & Eagar (1990).

Na superfície de fratura das amostras ensaiadas com o arame T-75, constatou-se que o modo de fratura por QC foi predominante no mecanismo de fratura do implante, como pode ser observado na FIG. 4.44.



**Figura 4.43:** Região caracterizada pela presença de várias microtrincas (*Fisheyes*). Superfície de fratura obtida no MS de um implante ensaiado com arame T-120, 580 MPa e  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$

A formação do modo de fratura QC, nos ensaios realizados com o arame T-75, se deve, fundamentalmente, às características microestruturais da zona onde cresceram as TAH. Deve ser lembrado que os ensaios realizados com este arame, de forma geral, fraturaram na CGZAC, caracterizada pela formação de microestrutura martensítica com grande crescimento de grão da austenita primária.



**Figura 4.44:** Macrografia da superfície de fratura de uma amostra típica dos ensaios realizados com arame T-75, 330 MPa e  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$ . (a) Macrografia geral da superfície de fratura; (b) Detalhe da zona caracterizada pelo modo QC .

#### 4.4.4- Análise Quantitativa das Áreas dos Modos que Atuaram nas Superfícies de Fratura do MS

As áreas características de cada modo nas superfícies de fratura variaram de tamanho, dependendo da tensão aplicada e do nível de hidrogênio difusível nas amostras, concordando com o modelo de microplasticidade proposto por Beachem (1972).

A seguir serão explicados os resultados quantitativos das medidas das áreas pertencentes a cada modo de fratura que atuaram nos ensaios realizados para cada arame e nível de hidrogênio empregado.

A TAB. 4.40 apresenta os valores percentuais das áreas dos modos de fratura encontrados nas superfícies fraturadas dos implantes ensaiados, usando o arame T-120 e  $\text{CO}_2$  como gás de proteção.

De forma geral, na análise da TAB. 4.40, observa-se que a área caracterizada como CMV foi a única corretamente quantificada na superfície de fratura. Os modos IG e QC apresentaram-se geralmente de forma mista, como foi analisado anteriormente e será comprovado, posteriormente, na TAB. 4.42. Portanto, esta zona foi considerada como uma região importante na análise quantitativa da fratura destes ensaios.

Observando os dados da TAB. 4.40, pode-se encontrar uma relação entre as áreas percentuais dos modos de fratura e a tensão aplicada nos testes. Os resultados mostraram que nos ensaios com maior tensão aplicada (703 MPa) existe um predomínio da área com modo de fratura por CMV, apresentando-se os modos de fratura por QC e IG, geralmente de forma mista, com tamanho de área menor em todos os casos.

Nos ensaios, semelhantemente aos testes de implante realizados na ZAC da junta soldadas, comprovou-se que a área de fratura caracterizada como CMV foi maior com o incremento da tensão aplicada no ensaio de implante, coerente com a teoria de microplasticidade de Beachem.

Nesta condição experimental, apesar de não estarem corretamente definidas as áreas de cada modo de fratura dentro das zonas caracterizadas como mista, observou-se que ao diminuir a tensão aplicada nos ensaios ocorreu um aumento da zona de fratura mista com incidência dos modos de fratura por QC e IG (TAB. 4.40).

**Tabela 4.40:** Valores médios das áreas percentuais de cada modo de fratura. Ensaio de implante no MS usando CO<sub>2</sub> como gás de proteção e arame T-120

Tensão MPa (%LE)	QC (%)	CMV (%)	Média CMV	IG (%)	Mista (%)	Média Mista
703 (80)	--	74,8	<b>63,8</b>	--	25,2	<b>31,3</b>
	--	67,1		--	32,9	
	3	55,2		8,59	33,2	
	5	64,2		1,33	29,7	
	--	57,4		6,75	35,8	
668 (76)	--	30,8	<b>26,4</b>	--	69,2	<b>73,1</b>
	--	45,4		--	54,5	
	2,4	12,5		--	85,0	
	--	23,6		--	76,4	
	--	19,7		--	80,3	
580 (66)	<i>NT</i>	<i>NT</i>	<i>NT</i>	<i>NT</i>	<i>NT</i>	<i>NT</i>

As áreas percentuais dos modos de fratura, resultantes dos ensaios realizados com arame T-120 e maior nível de hidrogênio (CO<sub>2</sub> +5% de H<sub>2</sub>), são mostradas na TAB. 4.41. Observa-se que nesta condição experimental as áreas do modo de fratura por CMV foram menores que as áreas caracterizadas como mista, independente do nível de tensão aplicado nos ensaios de implante.

É importante salientar que, diferente dos ensaios realizados com menor nível de hidrogênio, o modo de fratura misto foi predominante nesta condição experimental. Isto acontece devido à fragilização gerada pelo acúmulo de discordâncias em locais preferenciais,

provocado pelo alto nível de hidrogênio usado nestes ensaios. Este resultado também é citado por McMahon (1991) e Savage, Nippes & Tokunaga (1978).

Também existe um aumento do acúmulo de hidrogênio em inclusões, precipitados incoerentes, descontinuidades, etc., presentes no metal de solda. Estes sítios facilitam a formação de microtrincas quando se alcança o nível de tensão crítica no local. Estas microtrincas provocam superfícies com pequenos e diferentes graus de deformação plástica, característicos dos modos de fratura QC e IG e que, posteriormente, servem como caminho fácil de propagação da trinca principal.

**Tabela 4.41:** Valores médios das áreas percentuais de cada modo de fratura. Ensaios de implante no MS, usando  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$  como gás de proteção e arame T-120

Tensão MPa (%LE)	QC (%)	CMV (%)	Média CMV	IG (%)	Mista (%)	Média Mista
580 (66)	--	13,9	15,8	-	86,1	73,6
	--	22,1		3,19	74,7	
	--	12,5		25,9	61,6	
	--	17,4		-	80,6	
	--	12,9		22,2	64,9	
501 (57)	9,8	26,0	22,4	--	64,1	70,7
	--	27,3		--	72,5	
	14,0	13,3		--	72,6	
	10,0	21,8		--	68,2	
	--	23,8		--	76,2	
457 (52)	--	35,0	35,5	--	64,0	60,2
	11,9	24,0		--	64,1	
	--	44,6		--	55,4	
	4,9	37,5		--	57,6	
	5,4	35,2		--	60,2	

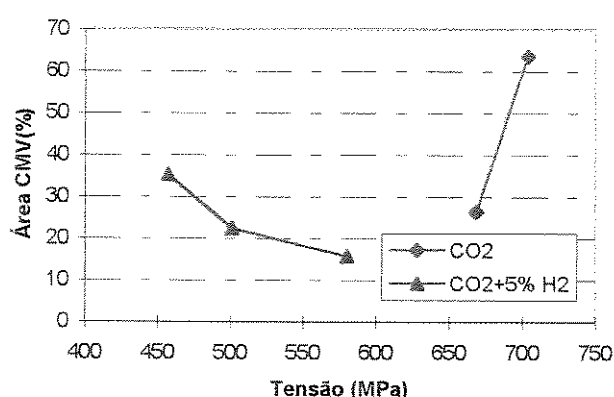
Esta morfologia de fratura em forma de microtrincas localizadas numa dada região, aconteceram independente do tipo de microestrutura presente, mas sua ocorrência depende do nível de hidrogênio, da quantidade de deformação plástica e da intensidade de tensão localizada na descontinuidade. O modo de fratura nesta região foi primariamente QC, variando o grau de deformação plástica.

Nestes locais, o grau de deformação plástica não é o suficiente para induzir a coalescência de microvazios, devido ao empilhamento de discordâncias provocado na frente da trinca para altos níveis de hidrogênio.

O aumento da área da zona mista com o incremento da tensão aplicada nos ensaios, como se observa na TAB. 4.41, está relacionado ao incremento do número de microtrincas

formadas no MS, ou seja, o aumento da tensão facilitou a formação das trincas com um menor nível de hidrogênio crítico.

Na FIG. 4.45 são correlacionadas as áreas de fratura por CMV e os valores de tensão aplicados nos ensaios, onde observa-se que, diferente das amostras ensaiadas com menor nível de hidrogênio, existe uma diminuição da área de CMV com o incremento da tensão aplicada, nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ ). Isto pode ser perfeitamente relacionado com o aumento da fragilidade provocada pelo empilhamento de discordâncias e a formação de várias microtrincas no MS.



**Figura 4.45:** Correlação entre as áreas do modo CMV e as tensões aplicadas no teste de implante no MS, para cada nível de hidrogênio usado nos experimentos

A TAB. 4.42 mostra as diferentes morfologias de fratura mista quantificadas no trabalho. Da análise da tabela comprova-se que os modos IG e QC apresentaram-se de forma combinada entre eles ou com o modo de fratura CMV.

**Tabela 4.42:** Valores médios das áreas com morfologia características do modo de fratura misto na superfície fraturada nos ensaios de implante no MS

Tensão (MPa) (%) LE	Área de Fratura Mista (%) Arame T-120			
	CMV+CQ	IG+ CMV+CQ	IG+CMV	IG+CQ
CO <sub>2</sub>				
703 (80)	19,2	--	12,2	--
668 (76)	--	39,1	34,1	--
CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub>				
580 (66)	2,9	15,0	--	55,7
501 (57)	--	7,8	22,1	40,8
457 (52)	--	--	24,4	35,8

Observa-se ainda, na TAB. 4.42, que nas amostras soldadas com menor hidrogênio o modo CMV esteve presente com maior intensidade nas áreas caracterizadas como mistas, diferente dos resultados obtidos quando se aumentou o nível de hidrogênio, constatando-se que a fratura mista foi majoritariamente composta pelos modos IG e QC.

Nos ensaios realizados com arame T-75, constatou-se que o modo de fratura predominante foi o modo QC, apresentando como média 64,6% da área de fratura total. Isto se deve a que os implantes fraturaram na região de grãos grosseiros da ZAC composta, principalmente, por martensita e também, como já foi explicado, ao alto teor de hidrogênio presente nesta condição experimental.

A TAB. 4.43 mostra os resultados quantitativos das áreas dos modos de fratura encontrados nas superfícies fraturadas dos implantes soldados com o arame T-75, onde observa-se que o modo de fratura CMV esteve pouco presente, apenas 11,4%, como média, da área total da fratura.

Nos resultados destes ensaios, constatou-se que o modo de fratura IG apresentou-se de forma combinada com os modos QC e CMV. Porém, esta região foi caracterizada como área de fratura mista com 23,9% da área total da fratura (TAB. 4.43).

**Tabela 4.43:** Áreas percentuais dos modos de fratura. Ensaios de implante no MS, usando CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub> como gás de proteção e arame T-75

Tensão MPa (% LE)	Área QC (%)	Média	Área CMV (%)	Média	Área IG (%)	Mista (%)	Média
330 (66)	89,2	64,6	10,8	11,4	-	-	23,9
	50,6		11,8		-	37,6	
	54,5		12,4		-	33,1	
	63,8		10,7		-	25,6	
	65,2		11,5		-	23,3	

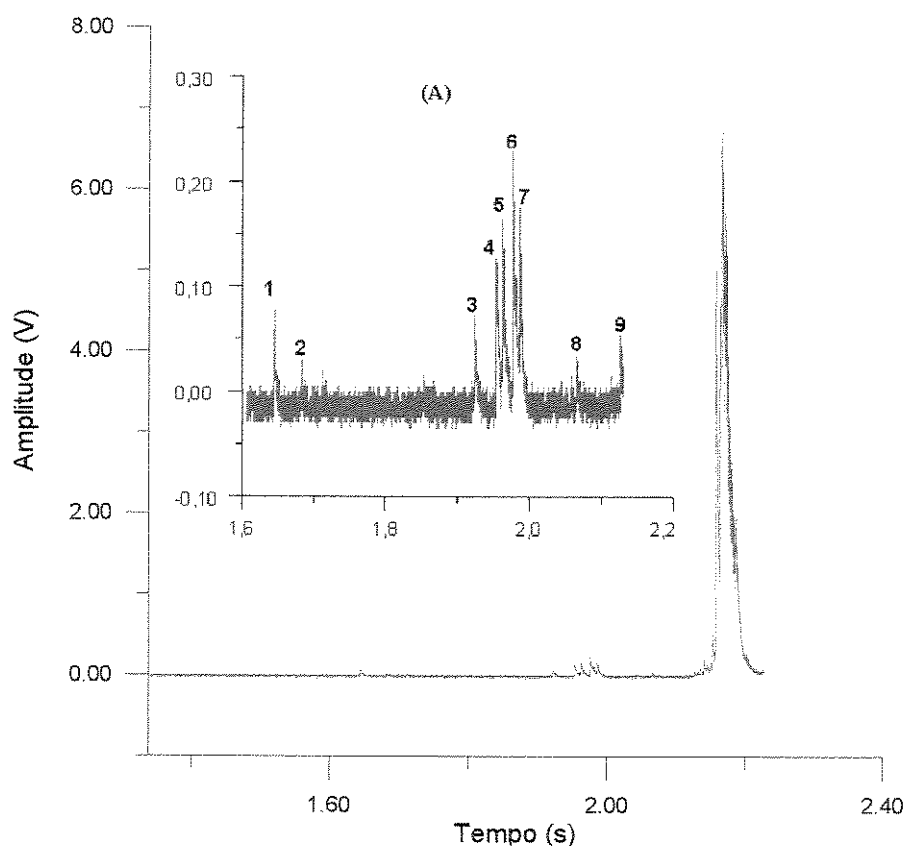
#### 4.4.5- Análises dos Sinais de Emissão Acústica (EA) nos Ensaios de Implante Realizados no MS

Os sinais de emissão acústica (EA), detectados pelo sistema de medição da EA (SMEA), foram de grande auxílio nas análises das características da fratura de cada condição experimental. Também é importante explicar que a medição das áreas equivalentes a cada micromecanismo de fratura permitiu estabelecer uma correlação entre os parâmetros

característicos do sinal de EA: número total de eventos, amplitude e energia total do sinal e os modos de fratura presente.

Semelhantemente aos sinais obtidos como resultados dos ensaios de implante realizados na ZAC, os sinais de EA, em todos os casos, tiveram como característica geral a ocorrência de eventos de pequena amplitude antes do evento da fratura final. O número de eventos e suas amplitudes correspondentes dependeram do modo de fratura predominante no desenvolvimento de fratura.

A FIG. 4.46 mostra um gráfico do sinal de EA de uma amostra ensaiada com arame T-120, 457 MPa (52% limite de escoamento) e alto nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ ).



**Figura 4.46:** Gráfico representativo do sinal de EA. Amostra ensaiada com arame T-120, 457 MPa e alto nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ ). (A) Ampliação da escala da amplitude

No gráfico da FIG. 4.46, observam-se as características do sinal de EA, instantes antes da fratura final do implante, correspondente com o evento de maior amplitude (6,88 V). Também destaca-se a existência de 9 pequenos eventos no sinal, melhor detalhados na

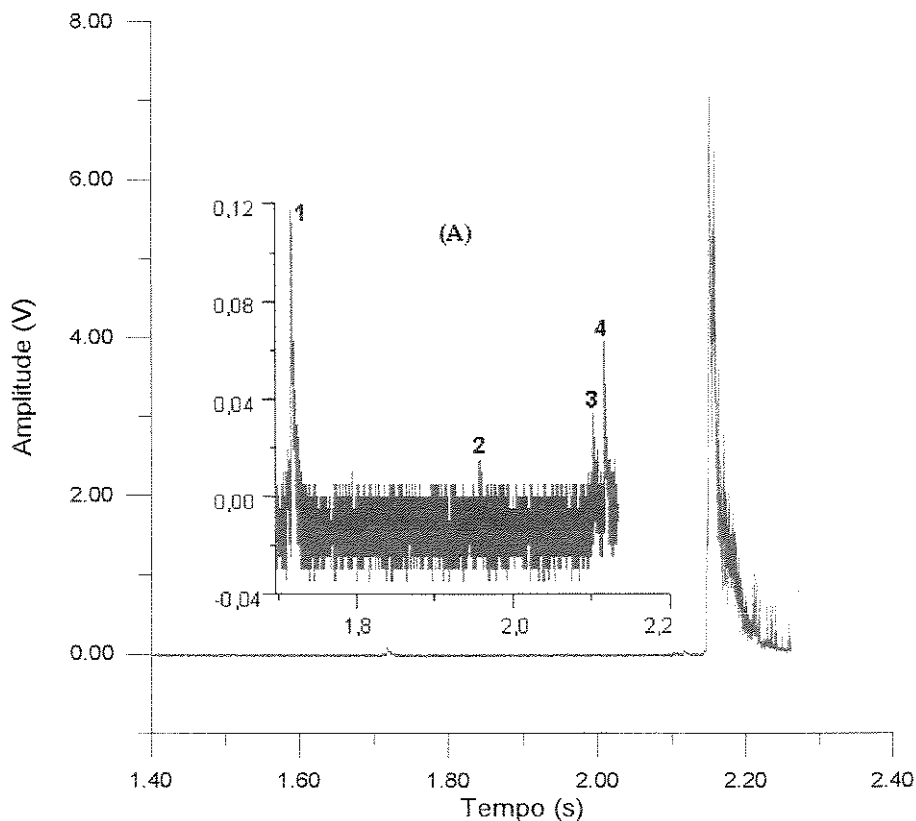


ampliação da escala de amplitude observada na seção (A) da figura. Estes pequenos eventos são característicos da forma de propagação das trincas, nesta condição experimental.

Da mesma maneira, o gráfico da FIG. 4.47 mostra parte do sinal de EA gerado antes da fratura final do implante, ensaiado com arame T-120, 580 MPa (66% Limite de escoamento) e  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ . Note-se que a tensão aplicada nesta condição foi superior, o que provocou mudanças nos micromecanismos que atuaram na superfície de fratura das amostras, como foi analisado anteriormente.

No gráfico do sinal de EA da FIG. 4.47, verifica-se que a quantidade de eventos prévios à fratura final, geradas nesta condição experimental, foi menor (4), quando se compara com o sinal mostrado no gráfico da FIG. 4.46.

A variação do número de eventos e dos outros parâmetros do sinal de EA, como resultado dos diferentes modos de fratura, serão analisados posteriormente.



**Figura 4.47:** Gráfico representativo do sinal de EA. Amostra ensaiada com arame T-120, 580 MPa e alto nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ ). (A) Ampliação da escala da amplitude

A TAB. 4.44 mostra os parâmetros do sinal de EA medidos pelo SMEA, característicos do TAH no MS, quando usado o arame T-120 e menor nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2$ ). Ainda nesta

tabela são apresentados os valores médios de cada parâmetro de EA, dependendo da tensão aplicada nos ensaios.

A análise da TAB. 4.44 permite constatar, de forma clara, que o número de eventos, a energia e a amplitude total do sinal de EA aumentaram quando a tensão aplicada nos ensaios foi maior. Isto pode ser melhor entendido através da análise das FIG. 4.48 e 4.49.

Esta pesquisa comprovou, conforme sugerido no trabalho de Racko (1987), que a variação dos parâmetros do sinal de EA depende diretamente da forma em que a fratura se propaga, ou seja, dos modos de fratura que operam na superfície, dependendo ainda do nível de hidrogênio, da tensão aplicada e das características microestruturais.

**Tabela 4.44:** Parâmetros do sinal de EA característicos do TAH no MS. Arame T-120 e gás de proteção CO<sub>2</sub>

Tensão MPa (%LE)	Número Eventos	Média	Energia. Total (V <sup>2</sup> s)	Média	Amp Total (V)	Média
703 (80)	17	17	0,117	0,106	12,78	11,80
	13		0,103		8,23	
	22		0,094		13,78	
	18		0,102		13,69	
	16		0,112		10,53	
668 (76)	11	11	0,059	0,069	7,5	7,48
	12		0,089		8,04	
	13		0,056		8,40	
	11		0,078		7,13	
	10		0,065		6,3	
580 (66)	NT		NT		NT-	

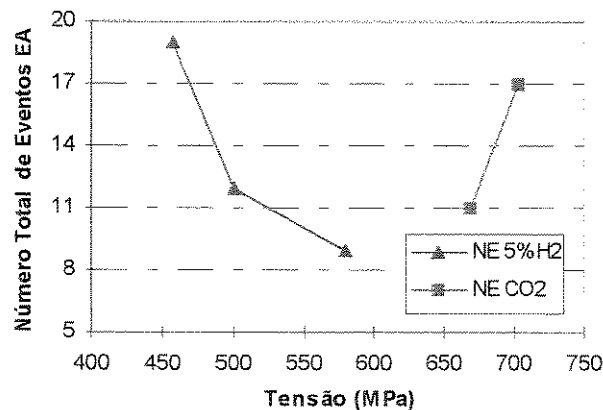
Portanto, para a realização de uma análise coerente e comparativa dos resultados dos parâmetros do sinal de EA, serão apresentados, na TAB. 4.45, os resultados dos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio (CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub>).

A TAB. 4.45, ainda mostra os valores médios de cada parâmetro, dependendo da tensão aplicada nos ensaios. Como se observa nesta tabela, foi constatado que, ao invés dos ensaios realizados com menor nível de hidrogênio, existiu uma diminuição dos parâmetros de EA com o aumento da tensão nos ensaios. Este comportamento pode ser também observado nas FIG. 4.48 e 4.49, onde se comprova, de forma gráfica, que os parâmetros do sinal de EA variam sua tendência com a mudança do nível de hidrogênio usado nos ensaios.

Observando os gráficos das FIG. 4.48 e 4.49 pode ser afirmado que, nas amostras ensaiadas com maior nível de hidrogênio, os parâmetros do sinal de EA diminuem quando aumenta a tensão aplicada no ensaio de implante.

**Tabela 4.45:** Parâmetros do sinal de EA característicos do TAH no MS. Arame T-120 e gás de proteção CO<sub>2</sub>+5% H<sub>2</sub>

Tensão MPa (%LE)	Número Eventos	Média	Energia Total (V <sup>2</sup> s)	Média	Amplitude Total(V)	Média
580(66)	8	9	0,114	0,108	8,51	8,28
	9		0,107		7,13	
	12		0,105		8,99	
	11		0,117		9,18	
	7		0,098		7,61	
501(57)	7	12	0,107	0,113	9,32	9,95
	17		0,118		12,46	
	15		0,121		11,75	
	6		0,096		8,97	
	14		0,126		7,23	
457(52)	20	19	0,121	0,126	12,45	12,94
	22		0,135		14,78	
	16		0,118		9,24	
	14		0,114		10,18	
	23		0,143		18,07	

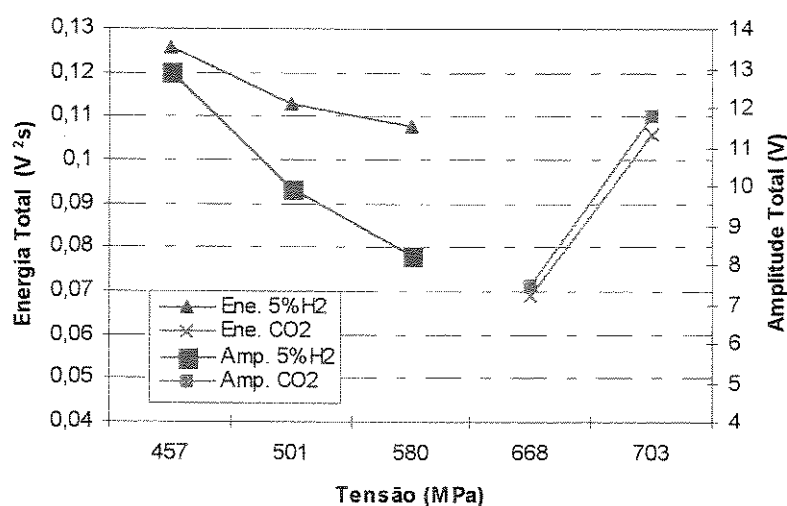


**Figura 4.48:** Correlação entre a tensão aplicada nos ensaios e o número total médio de eventos do sinal de EA para cada gás de proteção usado

Como se observa nas FIG. 4.48 e 4.49, o comportamento inverso dos parâmetros do sinal de EA quando aumentou o nível de hidrogênio nos ensaios, pode ser explicado com base nos modos de fratura que caracterizaram as superfícies fraturadas para cada condição experimental.

Nas amostras soldadas com menor hidrogênio (CO<sub>2</sub>) foi constatado um aumento do modo de fratura CMV, quando a tensão passou de 668 MPa para 703 MPa, o que está de acordo com a teoria de microplasticidade de Beachem. Isto significa que, de acordo com o mecanismo de formação da fratura por CMV, existe a formação de uma zona plástica assistida

pelo hidrogênio na frente da trinca, que provoca a coalescência de microvazios. Esta zona plástica e suas características de formação geram uma maior quantidade de eventos de EA, com pequena amplitude e energia, mas a somatória deles, como foi avaliado nesta pesquisa, é um sinal com maior energia total.



**Figura 4.49:** Correlação entre a tensão aplicada os parâmetros do sinal de EA (Energia e Amplitude total) para cada gás de proteção usado

Por outro lado, nas amostras soldadas com maior nível de hidrogênio, a área do modo de fratura CMV diminui com o aumento da tensão, porém, cresce a fratura mista caracterizada pelos modos CQ e IG. Estes modos de fratura possuem como característica importante uma mínima deformação plástica e por conseqüência uma menor atividade acústica.

Os gráficos das FIG. 4.50 e 4.51, confirmam a análise anterior, constatando-se que existe uma tendência marcante de aumento dos parâmetros do sinal de EA (números de eventos, energia e amplitude do sinal), com o incremento da área do modo de fratura CMV, independente do nível de hidrogênio.

No entanto, da análise das FIG. 4.50 e 4.51 se observa que, em determinadas zonas do gráfico, existe um maior número de eventos, energia e amplitude do sinal de EA nas amostras soldadas com  $\text{CO}_2 + 5\%\text{H}_2$ .

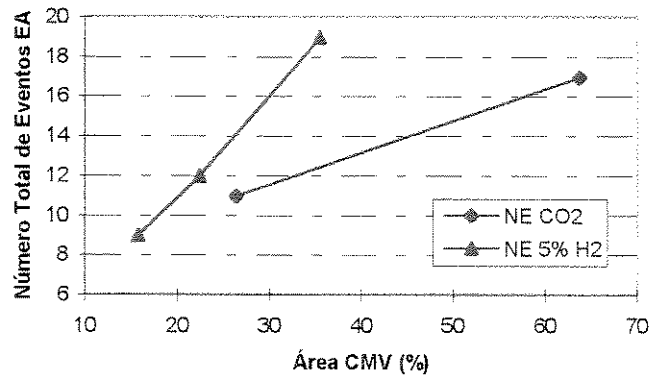
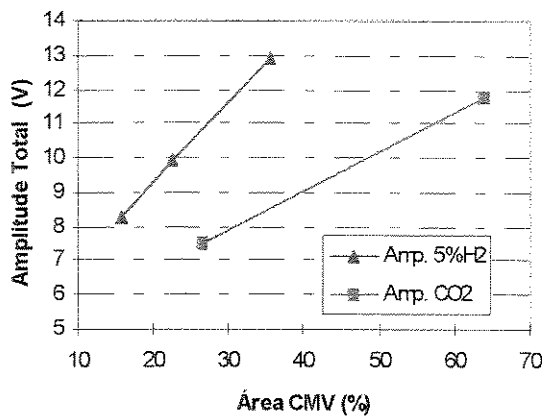
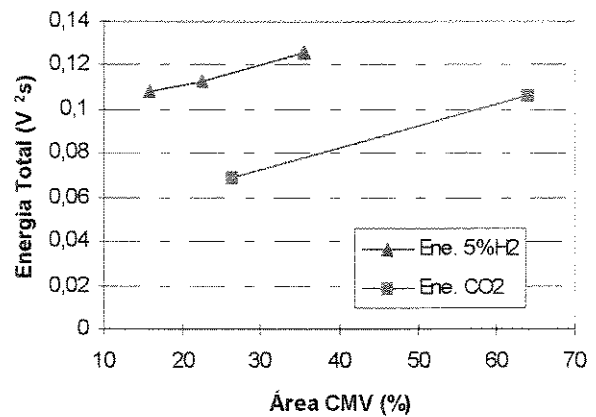


Figura 4.50: Correlação entre o número total de eventos no sinal de EA e as áreas de CMV para cada gás de proteção usado nos ensaios



(a)



(b)

Figura 4.51: Correlação entre as áreas do modo de fratura CMV e amplitude (a) e energia (b) do sinal de EA, para cada gás de proteção

A afirmação anterior pode ser analisada tomando como referência no gráfico da FIG 4.50, um valor da área de fratura do modo CMV equivalente para os dois gases usados (Ex: 30% CMV). Neste ponto observa-se claramente que existe um maior número de eventos, energia e amplitude do sinal de EA nas amostras com maior nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ ).

Isto resultou ser característico do fenômeno de TAH no MS com altos níveis de hidrogênio, dado que nesta zona existe a formação de regiões com morfologia de fratura mista (QC+IG+CMV) e também muitas microtrincas, formadas com diferentes graus de deformação

plástica. Portanto, o processo de fratura no MS nesta condição gera uma maior atividade acústica no sinal analisado.

Assim pode ser afirmado que nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio, ao sinal EA gerado pelo modo de fratura CMV somam-se os eventos de EA formados durante cada mudança no micromecanismo de fratura que caracteriza o modo misto e os eventos formados durante a formação e crescimento das microtrincas.

A TAB. 4.46 mostra os parâmetros do sinal de EA da condição experimental ensaiada com o arame T-75. É importante reiterar que esta foi a única condição que provocou o trincamento da junta de implante, quando usado o arame T-75.

Observa-se na TAB. 4.46 que a quantidade de eventos, a energia e amplitude do sinal registrados nesta condição experimental é pequena quando se compara com os resultados analisados anteriormente para o arame T-120. Este resultado é coerente com as características dos modos que atuaram no processo de fratura destas amostras. Como foi analisado, o micromecanismo de fratura predominante nesta condição experimental foi QC, apresentando como média 64,6 % da área da fratura total. Isto leva a crer que a pouca atividade acústica obtida seja consequência do menor desenvolvimento do modo de fratura por CMV (11,4 % da área total) e da região mista (23,9%).

**Tabela 4.46:** Parâmetros do sinal de EA obtidos durante a fratura. Ensaios realizados com o arame T 75 a 932 MPa e CO<sub>2</sub> +5% H<sub>2</sub> como gás de proteção

Tensão MPa (%LE)	Número Eventos	Média	Energ. Total (V <sup>2</sup> s)	Média	Amp Total(V)	Média
330 (66)	4	3	0,073	0,069	7,66	6,82
	2		0,055		5,92	
	4		0,081		7,14	
	3		0,067		6,43	
	3		0,071		6,94	

Ao comparar os resultados dos parâmetros do sinal de EA medidos nos processos de fraturas dos arames T-120 e T-75, na condição de maior nível de hidrogênio (CO<sub>2</sub>+5% H<sub>2</sub>) e tensão aplicada equivalente a 66 % do limite de escoamento, comprova-se a validade da análise dos modos de fratura do fenômeno de TAH através do uso da técnica de EA. Nesta comparação constata-se que, devido às características dos modos de fratura que atuam em cada caso particular, existe uma notável diferença entre os sinais de EA.

#### 4.5- Análise Estatística das Variáveis de Resposta dos Ensaios de Implante no MS

O planejamento experimental usado em todo o desenvolvimento da pesquisa foi por níveis com um único fator. Para a realização da análise de variância e comparação de médias dos resultados dos ensaios de implante no MS, foi usado o mesmo modelo estatístico, detalhado no item 4.3 - “Análise estatística das variáveis de resposta dos ensaios de implante na ZAC”.

##### 4.5.1- Análise Estatística da Variável Tempo de Fratura ( $T_f$ ) no MS

A TAB. 4.47 mostra o resumo da análise de variância realizada sobre os resultados da variável  $T_f$ , em amostras ensaiadas com o arame T-120 e  $CO_2$  como gás de proteção.

Nesta TAB. 4.47, observa-se que o  $F_o$  calculado é maior que o  $F$  tabelado para 90 % de confiança. Desta forma, a rejeição do  $H_0$  significa que as médias dos tratamentos são estatisticamente diferentes, ou seja, a tensão aplicada influenciou no tempo de fratura.

Como o número de tratamentos nesta condição experimental foi 2, não foi necessário fazer um teste estatístico para comparar as médias dos tratamentos estatisticamente diferentes, já que os resultados da análise de variância foram suficientes e conclusivos.

A análise de variância realizada na variável de resposta  $T_f$  nos ensaios feitos com o arame T-120 e maior nível de hidrogênio ( $CO_2 + 5\% H_2$ ) é mostrada na forma de resumo na TAB. 4.48. Como resultado desta análises de variância, observa-se que a hipótese nula  $H_0$  foi rejeitada, isto é, existe pelo menos um par de médias da variável  $T_f$  que são diferentes estatisticamente, ou seja, nesta condição experimental, a tensão aplicada também influenciou no tempo de fratura das amostras.

**Tabela 4.47:** Resumo da análises de variância da variável  $T_f$  no MS. Ensaios realizados com arame T-120 e  $CO_2$  como gás de proteção

Planejamento por Níveis - Análise de Variância											
T <sub>f</sub> . MS (CO <sub>2</sub> )- T-120											
Tensão (MPa).	T. fratura (min)					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
703	9	12	15	7	8	51	2601	520,2	5	10,2	
668	21	12	33	25	18	109	11881	2376,2	5	21,8	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	2896,4		
Y <sub>..</sub>	160,00					SS	GL	SS / GL	F <sub>0</sub>		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	25600,0					SST	626,00	9			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	2560,00					SSA	336,40	1	SSA/(a-1)	336,4	9,29
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	3186,00					SSE	289,60	8	SSE/(N-a)	36,20	
a	2										
N	10					F 10%, (a-1), (N-a)	3,46	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.48:** Resumo da análise de variância da variável  $T_f$  no MS. Ensaios realizados com arame T-120 e  $CO_2+5\% H_2$  como gás de proteção

Planejamento por Níveis- Análise de Variância											
T <sub>f</sub> -MS (CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> ).T120											
Tensão (MPa)	T. Fratura (min)					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
580	2	5	7	3	2	19	361	72,2	5	3,8	
501	7	4	4	11	12	38	1444	288,8	5	7,6	
457	21	13	14	10	18	76	5776	1155,2	5	15,2	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	1516,2		
Y <sub>..</sub>	133,00					SS	GL	SS / GL	F <sub>0</sub>		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	17689,00					SST	487,73	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	1179,27					SSA	336,93	2	SSA/(a-1)	168,46	13,40
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	1667,00					SSE	150,80	12	SSE/(N-a)	12,56	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	



Os resultados do uso do método de *Tukey*, para comparação de médias, são mostrados na TAB. 4.49, onde se constata que para 90% de nível de confiança, não existiu diferença estatística entre as médias do  $T_f$  dos tratamentos 1 (580 MPa) e 2 (501 MPa), na medida em que a diferença entre eles foi menor que a diferença mínima significativa (dms).

Portanto, para o nível de confiança de 90 % usado nos ensaios, um dos tratamentos 1 e 2 poderia ter sido eliminado na análise da influência da tensão aplicada no  $T_f$ , das amostras ensaiadas nestas condições. No entanto, nos resultados expostos na TAB. 4.49 revela-se que existe diferença estatística entre os outros tratamentos ou seja, entre os tratamentos 3 e 2 e 3 e 1. Este resultado nesta condição experimental, confirma estatisticamente a tendência da diminuição do  $T_f$  com o aumento da tensão aplicada nos ensaios.

**Tabela 4.49:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias. Resultados do  $T_f$  para as amostras ensaiadas com arame T-120 e  $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ , como gás de proteção

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias $T_f$ MS- $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ T120				
		10%		
Nível de significância estabelecido $q(a, n, (N-a)) =$		3,2		
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =		12,567		
Número de repetições (n) =		5		
Diferença mínima significante (dms) =		5,07		
Ordem	Trat. (MPa)	Médias $T_f$ (min)	Tratamentos	Diferenças
1	580	3,8	(2 - 1)	3,8
2	501	7,6	(3 - 2)	7,6
3	457	15,2	(3 - 1)	11,4
		Comparação das Médias ( $\alpha = 10\%$ )		
		Não maior para o nível de significância		
		Média 3 significativamente maior que Média 2		
		Média 3 significativamente maior que Média 1		

#### 4.5.2- Análise de Variância e Comparação de Médias das Variáveis Áreas Percentuais dos Modos de Fraturas, no MS

Neste item serão analisadas as áreas de fratura característica do modo CMV, o único modo possível de medir em todas as superfícies de fratura das amostras. Lembre-se que os modos de fratura IG e QC apresentaram-se, geralmente, de forma mista.

A TAB. 4.50 mostra o resumo da análise de variância realizada para avaliar os resultados da variação da área de fratura pertencente ao modo CMV, dependendo da tensão aplicada nos ensaios de implante, usando  $\text{CO}_2$  como gás de proteção.

Como resultado da análises de variância, mostrado na TAB. 4.50, foi encontrado que o  $F_0$  (31,88) foi maior que  $F$  (10%, 1, 8), indicando que a hipótese nula  $H_0$  foi rejeitada. Portanto, é possível afirmar-se que existiu diferença entre as médias dos tratamentos. Através desta análise foi comprovado estatisticamente que realmente existiu influência da tensão aplicada sobre a área de fratura do modo CMV.

**Tabela 4.50:** Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura CMV no MS. Ensaio realizado com arame T-120 e  $CO_2$  como gás de proteção

Planejamento por Níveis. - Análise de variância											
Área CMV %- MS ( $CO_2$ ) T-120											
Tensão MPa.	Área CMV (%)					$Y_{i..}$	$Y_{i..}^2$	$Y_{i..}^2 / n_i$	$n_i$	Média	
703	74,8	67,1	55,1	64,2	57,4	318,8	101633,44	20326,68	5	63,8	
668	30,8	45,4	12,5	23,5	19,7	132,12	17455,69	3491,13	5	26,4	
								$S(Y_{i..}^2 / n_i)$	23817,86		
$Y_{..}$	450,920					SS	GL	SS / GL	$F_0$		
$Y_{..}^2$	203328,85					SST	4359,46	9			
$Y_{..}^2 / N$	20332,88					SSA	3484,94	1	SSA/(a-1)	3484,94	31,88
$\sum Y_{ij}^2$	24692,35					SSE	874,52	8	SSE/(N-a)	109,31	
a	2										
N	10					F 10%, (a-1), (N - a)	3,46	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA $H_0$	

A análise de variância dos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio é resumida na TAB. 4.51. Observa-se na tabela que, analogamente às amostras testadas com menor nível de hidrogênio, foi possível constatar a influência da tensão aplicada na área de fratura do modo CMV. Estatisticamente isto significa que foi obtida rejeição da hipótese nula  $H_0$ . Porém, comprovou-se diferença estatística das médias das áreas do modo CMV entre pelo menos um par de tratamentos.

Os resultados da aplicação da técnica de *Tukey* sobre as médias dos tratamentos foram resumidos na TAB. 4.52. Observa-se que não existiu diferença estatística, comprovada para 90% de confiança, entre as médias das áreas de CMV dos tratamentos 1 (580 MPa) e 2 (501 MPa), mas foi verificado que entre as médias dos tratamentos 2 e 3 (457 MPa) e 1 e 3 apareceu uma diferença estatística significativa.

**Tabela 4.51:** Resumo da análise de variância da variável área do modo de fratura CMV no MS. Ensaio realizado com arame T-120 e CO<sub>2</sub>+ 5% H<sub>2</sub>

Planejamento por Níveis- Análise de Variância											
Área CMV (%)-MS (CO <sub>2</sub> + 5% de H <sub>2</sub> ).T120											
Tensão MPa	Área CMV (%)					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
580	13,9	22,1	12,5	17,4	12,9	78,83	6214,16	1242,83	5	15,8	
501	26,0	27,3	13,3	21,8	23,8	112,26	12602,30	2520,46	5	22,4	
457	35,9	24,0	44,6	37,4	35,2	177,29	31431,74	6286,34	5	35,5	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	10049,64		
Y <sub>..</sub>	368,38					SS	GL	SS / GL	F <sub>0</sub>		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	135703,82					SST	1408,97	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	9046,92					SSA	1002,72	2	SSA/(a-1)	501,36	14,80
ΣY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	10455,89					SSE	406,24	12	SSE/(N-a)	33,85	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

A igualdade estatística, encontrada entre as médias dos tratamentos 1 e 2, não influencia os resultados experimentais já analisados, já que a diferença verificada entre os tratamentos 3 e 1 comprova que realmente, na medida que aumentou-se a tensão aplicada no ensaio de implante, a área de fratura pertencente ao modo CMV diminuiu.

Isto permite supor, semelhante ao estudo estatístico da variável T<sub>f</sub>, que para o nível de confiança usado (90%) seria possível eliminar da pesquisa um dos tratamentos com médias iguais, sem comprometer o objetivo final do estudo da influência da tensão aplicada nas áreas dos modos de fratura que atuam no fenômeno de TAH, nesta condição experimental.

**Tabela 4.52:** Resumo do teste de *Tukey* para comparação de médias. Áreas do modo de fratura CMV. Arame T-120 e CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub>

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias CMV(%) MS- CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> T120				
				10%
Nível de significância estabelecido $q(a, n, (N-a)) =$				3,2
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =				33,85
Número de repetições (n) =				5
Diferença mínima significativa (dms) =				8,32
Ordem	Trat. (MPa)	Medias. Amp. do Sinal	Tratamentos	Diferenças
1	580	15,8	( 2 - 1 )	6,68
2	501	22,4	( 3 - 2 )	13,01
3	457	35,5	( 3 - 1 )	19,69
Comparação das Médias ( $\alpha=10\%$ )				
Não maior para o nível de significância				
Média 3 significativamente maior que Média 2				
Média 3 significativamente maior que Média 1				

#### 4.5.3- Análise de Variância e Comparação de Médias das Variáveis Parâmetros do Sinal de EA no MS

Neste item serão apresentadas as análises de variância e comparação de médias de cada parâmetro do sinal de EA medido pelo SMEA, para os níveis de hidrogênio usados no trabalho. Este tratamento permite confirmar a validade estatística necessária dos resultados experimentais desta pesquisa.

Inicialmente serão apresentadas as análises estatísticas realizadas nos resultados dos ensaios realizados usando CO<sub>2</sub> como gás de proteção.

Os resultados das análises de variância do número de eventos, energia e amplitude do sinal de EA, mostraram que estas variáveis estão diretamente influenciadas pela tensão aplicada no ensaio de implante. Esta observação fica comprovada quando se analisa os resultados apresentados nas TAB. 4.53, 4.54 e 4.55.

Nas TAB. 4.53, 4.54 e 4.55 constata-se que os valores dos  $F_0$  calculados foram sempre superiores ao  $F$  tabelado para 90% de confiança. Isto confirma que as médias dos tratamentos (níveis de tensão aplicada) são diferentes, portanto, existe influência da tensão aplicada nos parâmetros medidos do sinal de EA.

Como nesta condição experimental (CO<sub>2</sub>-menor nível de hidrogênio) só foi possível ensaiar dois níveis de tensão, a análise de variância é suficiente para confirmar a diferença

estatística dos resultados, não sendo necessário o uso de qualquer outro método para comparar as médias.

**Tabela 4.53:** Resumo da análise de variância da variável número total médio de eventos. Ensaio no MS, arame T-120 e CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Planejamento por Níveis - Análise de Variância										
Número de Eventos EA. MS (CO <sub>2</sub> ) T-120										
Tensão MPa	N. Eventos Total EA					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média
703	17	13	22	18	16	86	7396	1479,2	5	17,2
668	11	12	13	11	10	57	3249	649,8	5	11,4
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	2129	
Y <sub>..</sub>	143,00		SS		GL		SS / GL		F <sub>0</sub>	
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	20449,00		SST		132,10		9			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	2044,90		SSA		84,10		1		SSA/(a-1) 84,1 14,017	
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	2177,00		SSE		48,00		8		SSE/(N-a) 6,00	
a	2									
N	10		F 10%, (a-1), (N-a)		3,46		<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

Nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio a análise será realizada para cada parâmetro individual, já que foram encontrados alguns aspectos relevantes que devem ser corretamente explicados em cada caso.

Os resultados da análise de variância, realizada no parâmetro número de eventos total do sinal de EA, são mostrados na TAB. 4.56, onde constata-se a existência de rejeição da hipótese nula H<sub>0</sub>, já que F<sub>0</sub> (8,509) é maior que F (10%, 2, 12) tabelado (2,81). Isto significa que pelo menos um par de tratamentos possui médias estatisticamente diferentes. Em outras palavras, a tensão aplicada no ensaio influencia no número de eventos do sinal de EA.

**Tabela 4.54:** Resumo da análise de variância da variável energia total média. Ensaio no MS, arame T-120 e CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Planejamento por níveis - Análise de Variância												
Energia (V <sup>2</sup> s). MS (CO <sub>2</sub> ) T-120												
Tensão MPa.	Energia					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média		
703	0,117	0,103	0,094	0,102	0,112	0,528	0,278	0,055	5	0,105		
668	0,059	0,089	0,056	0,078	0,065	0,347	0,120	0,024	5	0,069		
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	0,079			
Y <sub>..</sub>	0,875						SS	GL	SS / GL	F <sub>0</sub>		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	0,77						SST	0,004	9			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	0,08						SSA	0,003	1	SSA/(a-1)	0,0032	24,036
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	0,08						SSE	0,001	8	SSE/(N-a)	0,00014	
a	2											
N	10						F 10%, (a-1), (N - a)	3,46	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.55:** Resumo da análise de variância da variável amplitude total média. Ensaio no MS, arame T-120 e CO<sub>2</sub> como gás de proteção

Planejamento por Níveis - Naálise de Variância												
Amplitude do sinal (V). MS (CO <sub>2</sub> ) T-120												
Tensão MPa	Amplitude					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média		
703	12,78	8,23	13,78	13,69	10,53	59,01	3482,180	696,436	5	11,80		
668	7,5	8,04	8,4	7,13	6,35	37,42	1400,256	280,051	5	7,48		
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	976,48			
Y <sub>..</sub>	96,430						SS	GL	SS / GL	F <sub>0</sub>		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	9298,74						SST	71,983	9			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	929,87						SSA	46,613	1	SSA/(a-1)	46,612	14,698
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	1001,86						SSE	25,370	8	SSE/(N-a)	3,171	
a	2											
N	10						F 10%, (a-1), (N-a)	3,46	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.56:** Resumo da análise de variância da variável número total médio de eventos. Ensaio no MS, arame T-120 e CO<sub>2</sub>+5% H<sub>2</sub> como gás de proteção

Planejamento por Níveis- Análise de Variância											
N. Eventos EA-MS- CO <sub>2</sub> +5% H <sub>2</sub> -T120											
Tensão MPa	N. Eventos Total					Yi..	Yi.. <sup>2</sup>	Yi.. <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
580	8	9	12	11	7	47	2209	441,8	5	9,4	
501	7	17	15	6	14	59	3481	696,2	5	11,8	
457	20	22	16	14	23	95	9025	1805	5	19,0	
								S(Yi.. <sup>2</sup> / ni)	2943		
Y..	201,000					SS		GL	SS / GL		F <sub>0</sub>
Y.. <sup>2</sup>	40401,00					SST	425,60	14			
Y.. <sup>2</sup> / N	2693,40					SSA	249,60	2	SSA/(a-1)	124,8	8,509
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	3119,00					SSE	176,00	12	SSE/(N-a)	14,667	
a	3										
N	15					F10%,(a-1), (N - a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

A TAB. 4.57 mostra o quadro resumo do teste de comparação de médias realizado, onde pode ser observada a existência de uma diferença estatística entre os tratamentos 3 e 2 e entre os tratamentos 3 e 1, já que a diferença real entre eles é maior que a dms (5,481). Este comportamento não é o mesmo entre os tratamentos 2 e 1, ou seja, a diferença real é menor que a dms. Portanto, pode ser afirmado estatisticamente que não existe diferença entre as médias desses tratamentos para um nível de confiança de 90%.

Do ponto de vista prático isto significa que, quando a tensão aplicada diminuiu de 580 MPa para 501 MPa, não houve influência sobre o número do eventos do sinal de EA. No entanto, esta influência foi comprovada quando a tensão decresceu de 580 para 457 MPa e de 501 para 457 MPa, confirmando a análise teórica anteriormente desenvolvida.

A análise de variância, realizada sobre a energia do sinal de EA e obtida nesta condição experimental (alto hidrogênio), mostrou que, semelhante às outras variáveis de respostas estudadas, existe rejeição da hipótese nula H<sub>0</sub>, como se observa na TAB. 4.58. Isto permitiu inferir que existe diferença entre pelo menos um par de médias dos tratamentos, ou seja, a tensão aplicada exerce influencia na energia do sinal de EA.

**Tabela 4.57:** Teste de *Tukey* para comparação de médias. Número total médio de eventos do sinal de EA (CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub> -T120)

Teste de <i>Tukey</i> . Comparação de Médias N. Eventos. MS- CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> -T120				
		10%		
Nível de significância estabelecido $q(a, n, (N-a)) =$		3,2		
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =		14,67		
Número de repetições (n) =		5		
Diferença mínima significante (dms) =		5,481		
Ordem	Trat. (MPa)	Medias.N. Eventos	Tratamentos	Diferenças
1	580	9	(2 - 1)	3
2	501	12	(3 - 2)	7
3	457	19	(3 - 1)	10
<b>Comparação das Médias (<math>\alpha=10\%</math>)</b>				
Não maior para o nível de significância				
Média 3 significativamente maior que Média 2				
Média 3 significativamente maior que Média 1				

**Tabela 4.58:** Resumo da análise de variância da variável energia total média. Ensaio no MS, arame T-120 e CO<sub>2</sub>+5% H<sub>2</sub> como gás de proteção

Planejamento por Níveis- Naálise de Variância												
Energia (V <sup>2</sup> s)-MS (CO <sub>2</sub> + 5% de H <sub>2</sub> ).T120												
Tensão MPa	Energia					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média		
580	0,114	0,107	0,105	0,117	0,098	0,541	0,292	0,058	5	0,108		
501	0,107	0,118	0,121	0,096	0,126	0,568	0,322	0,064	5	0,113		
457	0,121	0,135	0,118	0,114	0,143	0,631	0,398	0,079	5	0,126		
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	0,202			
Y <sub>..</sub>	1,740						SS	GL	SS / GL	F <sub>0</sub>		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	3,03						SST	0,002	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	0,20						SSA	0,001	2	SSA/(a-1)	0,00042	3,629
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	0,20						SSE	0,001	12	SSE/(N-a)	0,00012	
a	3											
N	15						F 10%, (a-1), (N - a)	2,31	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA HO	

A diferença estatística entre as médias dos tratamentos foi confirmada mediante a análise dos resultados do teste de comparação de médias (TAB. 4.59).



Na TAB. 4.59, observa-se que somente a média correspondente ao tratamento 3 (457 MPa) é diferente estatisticamente à média do tratamento 1 (580 MPa), já que os outros pares de tratamentos apresentam diferença real menor que a dms.

Este resultado estatístico leva a crer que o tratamento 2 (510 MPa) não foi necessário no desenvolvimento experimental para determinar a influência da tensão aplicada no ensaio de implante na energia do sinal de EA. No entanto, o aumento da energia do sinal de EA com a diminuição do nível de tensão foi comprovada, estatisticamente para 90% de confiança, entre os tratamentos 3 (457 MPa) e 1 (580 MPa).

**Tabela 4.59:** Teste de *Tukey* para comparação de médias. Energia total média do sinal de EA (CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub> -T120)

Teste de Tukey. Comparação de Médias Energia. MS- CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> -T120				
		10%		
Nível de significância estabelecido q (a, n, (N-a)) =		3,2		
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =		0,00012		
Número de repetições (n) =		5		
Diferença mínima significante (dms) =		0,0156		
Ordem	Trat. (MPa)	Medias. Energia	Tratamentos	Diferenças
1	580	0,108	( 2 - 1 )	0,006
2	501	0,114	( 3 - 2 )	0,012
3	457	0,126	( 3 - 1 )	0,018
		Comparação das Médias (a=10%)		
		Não maior para o nível de significância		
		Não maior para o nível de significância		
		Média 3 significativamente maior que Média 1		

Na análise da variável amplitude do sinal de EA, encontrou-se um comportamento estatístico semelhante ao parâmetro energia do sinal. Isto significa que na análise de variância foi obtida rejeição da hipótese nula *H0* (TAB. 4.60), comprovando que existe pelo menos um par de médias dos tratamentos diferentes e que, realmente, a tensão aplicada afeta a amplitude do sinal de EA.

Os resultados da técnica de comparação de médias comprovou, igualmente, que as médias dos tratamentos 3 (457 MPa) e 1 (580 MPa) foram as únicas estatisticamente diferentes para 90 % de confiança, como se observa na TAB. 4.61.

**Tabela 4.60:** Resumo da análise de variância da variável amplitude total média. Ensaio no MS, arame T-120 e CO<sub>2</sub>+5% H<sub>2</sub> como gás de proteção

Planejamento por Níveis- Análise de Variância											
Amplitude (V) EA-MS-(CO <sub>2</sub> + 5% de H <sub>2</sub> ).T120											
Tensão MPa	Amplitude					Y <sub>i..</sub>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni	ni	Média	
580	8,51	7,13	8,99	9,18	7,61	41,42	1715,616	343,12	5	8,28	
501	9,32	12,46	11,75	8,97	7,23	49,73	2473,072	494,61	5	9,94	
457	12,45	14,78	9,24	10,18	18,07	64,72	4188,678	837,73	5	12,94	
								S(Y <sub>i..</sub> <sup>2</sup> / ni)	1675,47		
Y <sub>..</sub>	155,87					SS	GL	SS / GL	F <sub>0</sub>		
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup>	24295,46					SST	128,46	14			
Y <sub>..</sub> <sup>2</sup> / N	1619,70					SSA	55,77	2	SSA/(a-1)	27,88	4,60
SY <sub>ij</sub> <sup>2</sup>	1748,16					SSE	72,68	12	SSE/(N-a)	6,05	
a	3										
N	15					F 10%, (a-1), (N - a)	2,81	<b>CONCLUSÃO</b>		REJEITA H <sub>0</sub>	

**Tabela 4.61:** Teste de Tukey para comparação de médias. Amplitude total média do sinal de EA (CO<sub>2</sub> + 5% H<sub>2</sub> -T120)

Teste de Tukey. Comparação de Médias Amp. EA MS- CO <sub>2</sub> + 5%H <sub>2</sub> T120				
		10%		
Nível de significância estabelecido q (a, n, (N-a)) =		3,2		
Quadrado médio do resíduo (SSE/N-a) =		6,06		
Número de repetições (n) =		5		
Diferença mínima significativa (dms) =		3,522		
Ordem	Trat. (MPa)	Médias. Amplitude	Tratamentos	Diferenças
1	580	8,28	( 2 - 1 )	1,67
2	501	9,95	( 3 - 2 )	2,99
3	457	12,94	( 3 - 1 )	4,66
		<b>Comparação das Médias (a=10%)</b>		
		Não maior para o nível de significância		
		Não maior para o nível de significância		
		Média 3 significativamente maior que Média 1		

Este resultado corrobora com as conclusões de que o tratamento 2 (501 MPa) poderia ser eliminado do planejamento experimental, já que em todas as variáveis analisadas estatisticamente não existiu diferença entre os tratamentos 1 e 2, para o nível de confiança de 90%.

A afirmação anterior não afeta os resultados alcançados na pesquisa, dado que por outro lado, foi comprovado que o nível de tensão aplicado no ensaio de implante influenciou nas variáveis de resposta, quando comparado às médias dos tratamentos 3 (457 MPa) e 1 (580 MPa). Isto é um critério conclusivo na validação positiva da análise teórica realizada na pesquisa.

#### **4.6- Análise da Funcionalidade da Nova Proposta do Teste Implante para Avaliar Suscetibilidade ao TAH no MS**

Como têm sido citado por Viuk (1992), a maioria dos testes de restrição externa foram desenvolvidos para que o trincamento assistido pelo hidrogênio aconteça na zona afetada pelo calor. Os testes **LB-TRC** (*Longitudinal Bead-Tensile Cracking*) e o **LBC** (*Longitudinal Bend Cracking*) foram especialmente desenvolvidos para avaliar o fenômeno de trincamento a frio no metal de solda.

Baseado no aumento da tendência do TAH no MS dos aços ARBL e na versatilidade e possibilidades que oferece o ensaio de implante, resultou altamente interessante projetar uma modificação do teste implante para estudar a sensibilidade ao trincamento assistido pelo hidrogênio do cordão de solda.

A modificação proposta foi analisada anteriormente na pesquisa. Portanto, neste item será realizado uma avaliação de sua funcionalidade, de forma qualitativa e através da análise estatística dos resíduos (erros) experimentais, dos resultados dos ensaios de implante realizados usando a nova proposta de modificação.

A TAB. 4.62, mostra a proposta dos parâmetros mais importantes usados durante a realização dos ensaios de implante para avaliar o MS.

A nova proposta de modificação do ensaio de implante, realizada para avaliar a tendência ao TAH no MS, foi funcional e, apesar de alguns problemas que serão posteriormente detalhados, cumpriu os objetivos inicialmente propostos.

A funcionalidade do projeto, foi comprovada através da análises dos resultados dos ensaios obtidos usando a nova metodologia já explicada. As análises qualitativas e quantitativas dos resultados, mostraram coerência nas repostas experimentais.

**Tabela 4.62:** Resumo dos parâmetros fundamentais do ensaio proposto para avaliar a suscetibilidade a trincas assistidas pelo hidrogênio no metal de solda

ITENS		PARÂMETROS DO TESTE PROPOSTO
Geometria do Implante	Diâmetro útil	6 mm
	Comprimento do diâmetro útil	75 mm
	Comprimento total	90 mm
	Entalhe	Sem entalhe
Remoção do implante	Direção	Paralelo a direção de laminação
	Posição	A meia-espessura
	Material	Semelhante ao metal de solda, para afetar o mínimo na diluição
Placa base	Formato	Placa plana Retangular
	Dimensões Gerais	25,4x150x250 mm
	Material	Semelhante ao implante
	Furo de inserção do implante	Diâmetro do Implante + 1 mm no diâmetro.
	Características particulares	Realização de uma ranhura para a injeção de uma cerâmica e obter o entalhe no MS e diminuir diluição.
Cerâmica	Características (AL <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - 99,6%)	Altas temperaturas de fusão Não reagir quimicamente com a poça fundida.
	Tempo para injeção no MS	No intervalo de solidificação, depende da geometria da poça fundida, do tipo de material e das condições de resfriamento.
Zona Fundida	Geometria	A largura deve ser igual ao diâmetro do orifício da placa base.
Procedimentos de Soldagem	Processo	Deve-se controlar a velocidade de soldagem
	Condições de soldagem	Deve ser mencionado no relatório do teste.
	Comprimento do cordão	mínimo de 130 mm.
	Pré-aquecimento	Sem pré-aquecimento.
Aplicação da carga	Temperatura de início de carregamento	150 °C.
	Temperatura de termino de carregamento	Acima de 100 °C.
	Tempo de manutenção da carga	Mínimo de 16 horas.
	Nível de tensão	Máximo limite de escoamento do material.
	Varição da carga durante o teste	Máximo de 2 Kgf/cm <sup>2</sup>
Apresentação dos resultados		Trincamento ou não de acordo com o tempo de resfriamento, nível de hidrogênio e nível de tensão aplicada

O uso da nova proposta de modificação ao ensaio de implante, com o objetivo de avaliar o MS, e possui as seguintes características:

1. O ensaio foi representativo usando poucos corpos de prova e de simples elaboração;
2. Vários valores da tensão residual podem ser simulados pela aplicação de carga artificial, independente do processo de soldagem usado;
3. A zona fundida é obtida na condição de uma soldagem real;
4. É possível analisar independentemente fatores tais como: tensão aplicada, insumo de calor e nível de hidrogênio.

#### **4.6.1- Dificuldades Encontradas na Utilização da Nova Proposta de Modificação do Ensaio de Implante.**

Neste item serão comentados os principais tipos de problemas encontrados durante a realização dos ensaios, problemas estes que provocaram grande variabilidade nos resultados experimentais.

O principal problema constatado durante a realização dos testes foi a obtenção do entalhe durante a solidificação da poça fundida, através da injeção pneumática da haste de cerâmica. Este mecanismo não possibilitou a formação da geometria correta do entalhe, com o raio na ponta necessário para obter máxima concentração de tensão na zona e, com isto, a formação das trincas na região.

Este problema aconteceu como consequência da contração do material, característica do processo de solidificação, que provocou um aumento do raio na ponta do entalhe, após a obtenção do mesmo, quando o material do MS estava em estado semilíquido.

Concomitantemente a este fato, observou-se que o local de formação das trincas localizava-se sempre na linha de fusão da junta, especificamente na zona de grande concentração de tensões, produto do aumento da tolerância (1 mm) entre o orifício da placa base e o implante. Posteriormente, as trincas formadas se propagaram verticalmente na direção dos entalhes obtidos no MS, nos ensaios realizados com o arame T-120, já que nos ensaios feitos com arame T-75 as trincas se propagaram na CGZAC, mostrando a grande influência da microestrutura e conseqüentemente a dureza no TAH.

Assim, pode se afirmar que o entalhe obtido no MS, através da injeção de uma haste de cerâmica, não alcançou o objetivo proposto inicialmente; mas provocou uma diminuição da

área do MS, provocando uma deformação plástica na zona que facilitou a propagação das trincas no metal de solda obtidos com o arame T-120.

Outro tipo de problema, freqüentemente constatado nos ensaios e que o usuário deve tomar muito cuidado, é a possibilidade da falta de centralização do implante no orifício da placa base, isto provocado pelo aumento da folga entre os elementos. Porém, foi muito importante controlar este fator, para evitar diferenças na concentração de tensões no local e alteração nos resultados experimentais. Nesse sentido, outro fator considerado foi a simetria necessária entre o cordão de solda e o orifício da placa base (implante).

#### **4.6.2- Uso da Análise de Resíduos dos Resultados Experimentais para Comprovar a Validade da Nova Proposta de Teste**

Para comprovar a funcionalidade da nova proposta de teste de implante do ponto de vista estatístico, será apresentado neste item a análise de resíduos da variável de resposta  $T_f$  obtida nos experimentos quando usado o novo projeto.

Através da análise de resíduos foi possível determinar o comportamento dos erros obtidos durante os ensaios, comprovando-se, no modelo estatístico aplicado, a independência, igualdade de variância e normalidade dos resultados (Drumond, Werkema & Aguiar, 1996). Dessa forma, foi determinada a possível existência de erros que influenciam nos resultados, provocados por fatores externos e induzidos pela nova metodologia experimental proposta no teste de implante.

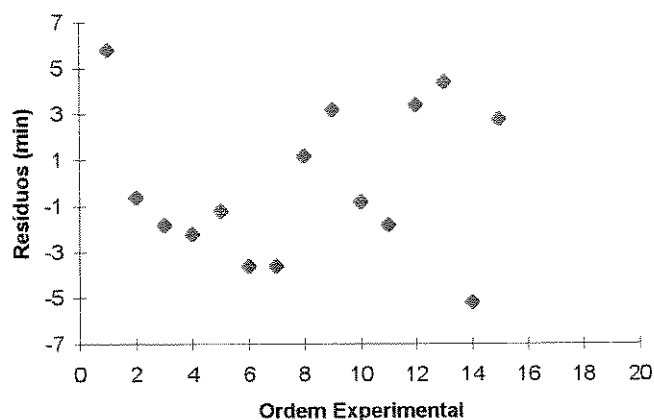
A análise de resíduos foi efetuada em todas as variáveis de respostas experimentais, mas, devido ao grande volume de dados, só serão mostradas, de forma representativa, a análise realizada na variável de resposta  $T_f$ , na condição de alto nível de hidrogênio e arame T-120.

Com o objetivo de-se ter um padrão do comportamento dos erros num teste normalizado, os resultados das análises residuais dos ensaios, usando a nova proposta de modificação do teste de implante para avaliar o MS, foram comparadas às análises do mesmo tipo realizadas nas variáveis de respostas obtidas no desenvolvimento do ensaio de implante convencional e normalizado segundo a NF 89-100, destinado a avaliar suscetibilidade ao TAH na ZAC de juntas soldadas.

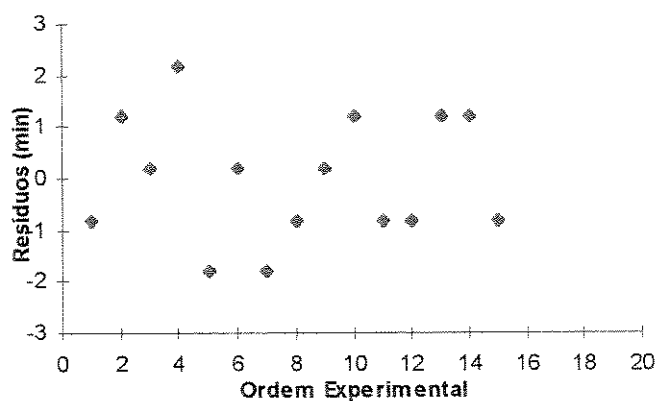
A FIG. 4.52 mostra o gráfico dos resíduos experimentais contra a ordem de coleta dos dados experimentais, da variável  $T_f$  na condição experimental usando o arame T-120 e  $CO_2 +$

5% $H_2$  como gás de proteção. Neste gráfico, não foram notadas quaisquer configurações especiais que revelassem uma associação dos resíduos com a ordem de coleta, indicando que a suposição de independência não parecia ter sido violada durante a realização dos experimentos.

De forma comparativa, a FIG. 4.53 mostra o gráfico de análise residual da variável  $T_f$ , correspondente ao ensaio de implante normalizado, realizado para avaliar a suscetibilidade ao fenômeno de TAH na ZAC. A condição experimental usada para esta comparação é muito semelhante ao tipo de arame e nível de hidrogênio. Observa-se no gráfico que a relação entre a ordem de coleta dos dados e os resíduos experimentais tem comportamento similar ao mostrado no gráfico da FIG. 4.52, ou seja, foi cumprida a condição de independência.



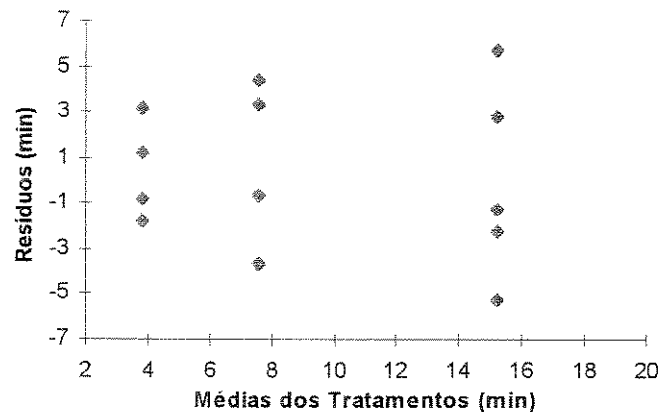
**Figura 4.52:** Gráfico de resíduos contra ordem de coleta dos dados. Variável  $T_f$  no ensaio de implante modificado para avaliar o MS na condição de alto nível de hidrogênio



**Figura 4.53:** Gráfico de resíduos contra ordem de coleta dos dados. Variável  $T_f$  no ensaio de implante para avaliar a ZAC na condição de alto nível de hidrogênio

Isto leva a crer que a nova modificação proposta no teste de implante foi realizada com uma metodologia experimental que não alterou a independência das variáveis de resposta.

A FIG. 4.54 mostra a dispersão dos resíduos para cada média dos tratamentos. Isto permite comprovar a igualdade de variância dos valores dos  $T_f$  no MS nos ensaios realizados, usando a nova proposta de modificação do ensaio de implante.



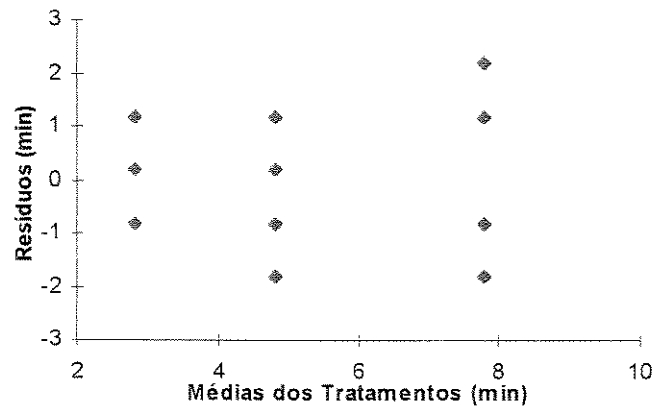
**Figura 4.54:** Gráfico de resíduo contra médias para a variável  $T_f$  no ensaio de implante modificado para avaliar o MS. Condição de alto nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ )

Analisando a FIG. 4.54, foi possível notar que as faixas de dispersão dos resíduos em cada média (tratamento) tem comprimentos aproximadamente iguais, indicando que a suposição de igualdade de variâncias poderia ser considerada válida. Em outras palavras, pode ser dito que a condição de igualdade de variância especifica que a “precisão” (variabilidade) é a mesma em cada tratamento.

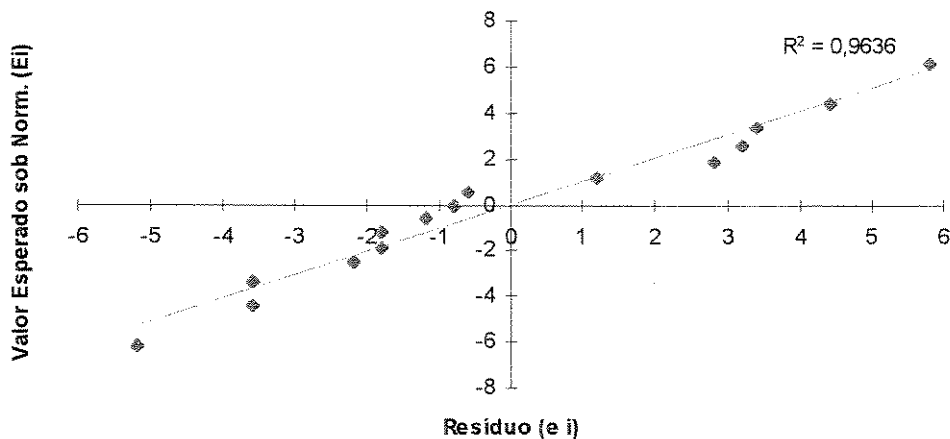
Os ensaios realizados, usando o teste de implante convencional e normalizado, com arame T-120 e alto nível de hidrogênio, mostraram que a dispersão dos resíduos dos  $T_f$  para cada média dos tratamentos foi muito semelhante às obtidas na avaliação dos  $T_f$  no MS com a nova metodologia ensaio, ou seja, constatou-se igualdade de variância. Isso pode ser observado na FIG. 4.55.

Em relação ao gráfico de probabilidade normal (FIG. 4.56), foi possível notar que os pontos centrais estavam localizados, de forma aproximada, ao longo de uma reta, indicando que os componentes de erro do modelo seguiram uma distribuição normal.





**Figura 4.55:** Gráfico de resíduo contra médias para a variável  $T_f$  no ensaio de implante modificado para avaliar a ZAC. Condição de alto nível de hidrogênio ( $\text{CO}_2 + 5\% \text{H}_2$ )



**Figura 4.56:** Gráfico de probabilidade normal. Resíduos do  $T_f$  no ensaio de implante modificado para avaliar o MS na condição de alto nível de hidrogênio

Mediante a realização do teste de avaliação baseado no cálculo do coeficiente de correlação linear, foi confirmada a indicação de normalidade. O resultado do teste mostrou que o coeficiente calculado (0,982), usando a função normal de probabilidade que permite determinar o valor esperado sob normalidade (Ei), foi sempre superior ao crítico (0,951) tabelado para 90% de confiança e 15 amostras.

Os resíduos da variável  $T_f$  dos ensaios realizados, para avaliar a ZAC, cumpriram também a condição de normalidade, semelhante ao analisado anteriormente. O coeficiente de correlação linear calculado teve um valor de 0,963 superior ao crítico tabelado - 0,951. O gráfico da FIG. 4.57 representa a condição analisada anteriormente.

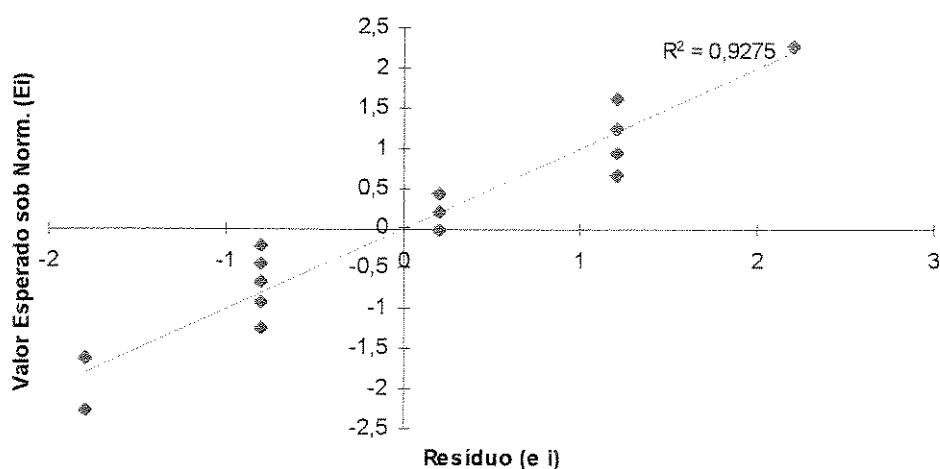


Figura 4.57: Gráfico de probabilidade normal. Resíduos do  $T_f$  no ensaio de implante modificado para avaliar a ZAC na condição de alto nível de hidrogênio

Através da comparação dos resultados observados nos gráficos de probabilidade normal, pode verificar-se que, na nova proposta de modificação do ensaio de implante, não existe a incidência de outros fatores externos dentro a metodologia experimental responsáveis pela geração de erros, a não ser os já presente no ensaio de implante convencional.

É importante lembrar que o ensaio de implante convencional apresenta, dentro de sua metodologia experimental, algumas variáveis que devem ser muito bem controladas, porque pequenas variações geram grandes fontes de erros. Portanto, foi necessário o uso de 90% de confiança nos testes realizados para avaliar a ZAC. No entanto, este nível de confiança foi mantido nos ensaios realizados com base na nova modificação do teste de implante e os resultados avaliados mostraram que, de forma geral, foi cumprido o modelo estatístico proposto, garantindo, desta forma correta validade e funcionalidade.

Como resultado geral da análise de resíduos, pode-se afirmar que a nova proposta de modificação do ensaio de implante, destinada a avaliar suscetibilidade ao TAH do MS, não provocou a formação de erros grosseiros nos ensaios que alteraram os resultados experimentais.

Devido ao grande volume de dados, resultantes da metodologia usada nos tratamentos dos resíduos, nos anexos 1 e 2 são mostradas, na forma de resumos tabelados, a seqüência de cálculo completa dos exemplos resrepresentativos da variável  $T_f$ , usada na análise do trabalho.

## Capítulo 5

### Conclusões e Recomendações para Trabalhos Futuros

#### 5.1- Conclusões

Considerando os resultados e as análises realizadas no presente trabalho, pode-se concluir que:

(1)- A mistura  $\text{CO}_2 + 5\%$  de  $\text{H}_2$ , como gás de proteção, foi uma ferramenta importante nos experimentos, induzindo a formação do trincamento assistido pelo hidrogênio em menores tempos de ensaios.

(2)- O SMEA, com a configuração proposta no trabalho, acoplado ao teste de implante modificado, mostrou-se adequado e eficaz na detecção das características do sinal de EA, para serem correlacionadas com os micromecanismos de fratura do fenômeno de TAH.

Assim temos que:

- Observou-se que em todos os ensaios realizados, independente do nível de hidrogênio e tensão aplicada, ocorreram eventos de EA de pequena amplitude, que caracterizaram o desenvolvimento das trincas assistidas pelo hidrogênio e foram relacionados com os modos de fraturas.
- O trabalho mostra os valores do número de eventos, energia e amplitude total RMS do sinal de EA, característicos do fenômeno de TAH; tanto na ZAC como no MS;
- Verificou-se um aumento da somatória do número de eventos, energia e amplitude do sinal de EA, quando aumentou a área pertencente ao modo de fratura por CMV. Foi

comprovado, também, um aumento do número total de eventos com o incremento da área de fratura IG nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio;

- Apesar de menor área de fratura por CMV, nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio, foi constatado uma maior atividade acústica do sinal, provocado pela formação de microtrincas, característico do TAH no metal de solda;

(3)- Com relação aos resultados dos ensaios de implante, destinados a avaliar a zona afetada pelo calor do aço microligado estudado, pode-se concluir que:

- O aço estudado de alta resistência e baixa liga, mostrou alta sensibilidade à formação do fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio, quando soldado com o processo de arame tubular e proteção gasosa de CO<sub>2</sub>, usando o arame T-120;
- As trincas sempre se formaram na região de crescimento de grão da zona afetada pelo calor, exatamente no local de alta triaxialidade de tensões provocada pelo entalhe obtido no corpo de prova (implante) e, posteriormente, se propagaram para o metal de solda obtido com o arame T-120, onde, finalmente, aconteceu a fratura;
- Através das análises das superfícies de fratura dos implantes, foram constatadas a formação dos modos de fratura por QC, CMV e IG e uma região mista de transição;
- Nos ensaios realizados com menor nível de hidrogênio, a área de fratura por CMV foi maior com o aumento da tensão, diminuindo as áreas dos modos QC e IG, totalmente coerente com o modelo de microplasticidade proposto por Beachem;
- Contrariamente, nos ensaios realizados com maior nível de hidrogênio, foi verificado que as áreas de fratura por QC e IG cresceram quando a tensão foi maior, sugerindo uma modificação do modelo de microplasticidade de Beachem para altos valores de hidrogênio difusível no material;

(4)- Com relação à nova proposta de modificação do teste de implante modificado, para estudar a suscetibilidade ao TAH no metal de solda, pode-se concluir que:

- Permitiu avaliar o fenômeno de TAH no metal de solda da junta com a obtenção de resultados coerentes, sendo de grande utilidade no desenvolvimento da pesquisa;
- Mostrou boa funcionalidade, comprovada através de análises estatístico-residual dos resultados experimentais obtidos com esta nova metodologia de teste;

- É uma nova e interessante modificação ao ensaio de implante, destinada a estudar o TAH no metal de solda, que necessita ser otimizada para garantir maior aplicação na pesquisas vinculadas.

(5)- Com relação aos resultados dos ensaios de implante, realizados com a nova metodologia, destinados a avaliar o metal de solda da junta soldada, pode-se concluir que:

- O metal de solda, obtido com o arame T-120 e proteção gasosa de CO<sub>2</sub>, foi suscetível à formação e propagação das trincas assistidas pelo hidrogênio;
- As trincas sempre se formaram na linha de fusão, local de alta concentração de tensões provocado pelo aumento da tolerância entre o implante e a placa base. Posteriormente, as trincas cresceram verticalmente de forma intergranular e transgranularmente no metal de solda;
- No metal de solda, verificou-se a formação dos modos de fratura CMV, QC e IG. Foi característica da região fundida a existência marcante de uma zona de fratura mista composta geralmente pelos modos QC e IG;
- Nas amostras ensaiadas com menor nível de hidrogênio, observou-se que a área de fratura por CMV aumentou com o incremento da tensão, ao contrário da área mista composta pelos modos QC e IG, coerente com o modelo de microplasticidade de Beachem;
- Quando o nível de hidrogênio foi maior as áreas de fratura mista foram predominantes na superfície de fratura e aumentaram quando a tensão aplicada foi maior nos testes;
- A formação das áreas de fraturas mistas foram associadas à formação de microtrincas em locais preferenciais de acúmulo de hidrogênio na região, como inclusões e precipitados incoerentes.
- O metal de solda obtido com o arame T-75 não foi suscetível à formação e propagação de trincas assistidas pelo hidrogênio, nas condições experimentais e metodologia utilizadas nesta pesquisa.

(6)- A análise estatística realizada no trabalho permitiu afirmar com 90 % de confiança que existe validade dos resultados experimentais.

## 5.2- Recomendações para Trabalhos Futuros

Durante o desenvolvimento do trabalho e para cumprir os objetivos inicialmente propostos, surgiram inúmeras de dificuldades e incógnitas na busca de soluções e explicações de fenômenos. A partir dessas observações, é importante deixar explícitos os tópicos que se mostram a seguir, que podem servir como objetivos para próximos trabalhos de pesquisa no tema:

- Otimizar a metodologia da nova proposta de modificação do ensaio de implante para estudar a sensibilidade ao TAH no MS de juntas obtidas de aços alta resistência e baixa liga. Para tanto deve ser estudada a influência do aumento da tolerância entre o implante e o orifício da placa base;
- Estudar a ótima correlação entre os fatores que afetam o fenômeno de trincamento assistido pelo hidrogênio em juntas soldadas, com o objetivo de provocar a ocorrência de um único modo de fratura durante o trincamento, para obter as características dos sinais de EA, geradas por cada modo de fratura;
- Avaliar a influência das inclusões no metálicas, induzidas no metal de solda para favorecer a formação da fase tenaz de ferrita acicular, no acúmulo de hidrogênio na região e, por consequência, na formação de microtrincas de hidrogênio.

## Capítulo 6

### Referências Bibliográficas e Bibliografia

#### 6.1- Referências Bibliográficas

- Alcântara, N.G. & Rogerson, J.H. A Prediction Diagram for Preventing Hydrogen-Assisted Cracking in Weld Metal. *Welding Journal*, v 63, n 4, p.116s, 1984.
- Alé, R.M; Jorge, J.C. & Rebello, J.M. Constituintes Microestruturais de Soldas de Aço C-Mn Baixa Liga. Parte III: ZAC. *Soldagem & Materiais*, v. 1, n. 3, 1993.
- Alé, R.M; Jorge, J.C. & Rebello, J.M. Constituintes Microestruturais de Soldas de Aço C-Mn Baixa Liga. Parte II Metal de Solda. *Soldagem & Materiais*, v. 1, n. 2, 1993.
- American National Standards Institute/American Welding Society; EU, ANSI/AWS A 4-3-86; Standard Methods for Determination of the Diffusible Hydrogen Content of Martensitic, Bainitic, and Ferritic Steel Weld Metal Produced by Arc Welding. 1986, 17p
- American Society for Testing Materials; Philadelphia; ASTM E- 338 - 91; Standard Test Method of Sharp-Notch Tension Testing of High-Strength Sheet Materials. 1991, 6p.
- American Society for Testing Materials; Philadelphia; ASTM E- 8M - 95 a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (Metric). 1995, 27p.
- American Society for Testing Materials; Philadelphia; ASTM E - 92 - 82, Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. 1982, 12p.
- Bang, K-s., Ahn, Y-h. Weldability of Direct Quenched, Low-Carbon, Ti-B-Containing Steels. *Welding Journal*, p.151s, april, 1997.
- Ball, D.J., et al. Determination of Diffusible Hydrogen in Weldments by the RPI Silicone-Oil Extraction Method. *Welding Journal*, p.50s, March, 1981.
- Beachem; C.D. A New Model for Hydrogen-Assisted Cracking (Hydrogen "Embrittlement"); *Metallurgical Transactions*; v. 3; p.437, february, 1972.

- Beattie, A.G. Acoustic Emission, Principles and instrumentation. *Journal of Acoustic Emission*, v. 2; p.95-128, 1983.
- Bergner, F. High Frequency Acoustic Emission Induced by Indentation Fracture in Brittle Materials. *Acta Acustica*, n. 3, p.401 - 578, May/June, 1996.
- Biswas, K. The J integral analysis for implant specimens: A Comparations for Some Notch Geometries. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 43, n. 3, p.331-351;1992.
- Boellinghaus. Th et al. A scatterband for hydrogen diffision coefficients in micro-alloyed and low carbon strauctural steels. *Welding in the Word*, v. 35, p.83-96, 1995.
- Boniszewski, T. & Watkinson, F. Effect to Weld Microestrutres on Hydrogen-Induced Cracking in Transformable Steels, Part I and II. *Metals and Materials*, 7 (2), p.90-96, Feb, 7(3), p.145-151, Mar., 1973.
- Brass, Chene & Pivin. *Journal of Materials Sciences*, v. 24, p.1993-1999, 1989.
- Briant, C.L. & Banerji, S.K. Intergranular Failure in Steel: The Role of Grain-Boundary Composition. *International Materials Reviews*, n.4; p.164; 1978.
- Bryhan, A J. The Effetcs of Testing Procedure on Implant Test Results. *Welding Journal*; p.169s; September, 1981.
- Carpenter, S. H. & Smith Jr, D. R. The Effects of Cathodic Charging on the Acoustic Emission Generated by Intergranular Cracking in Sensitized 304 Stainless Steel. *Metallurgical Transaction A*; v. 21, p 1933, July, 1990.
- Chakravarti, A.P. & Bala; S.R. Evaluation of Metal Cold Cracking Using the G-BOP Test; *Welding Journal*; p.2s, January, 1989.
- Chan, Lee & Yang,. *Metallurgical Transactions*, v. 22A, p.2579-2586, 1991.
- Chew, B. & Flabbling. F.T. Diffusible Hydrogen Analysis. *Metals Science Journal*, v. 6, p.140-142, 1972.
- Coe. F.R., *Welding Steel Without Hydrogen Cracking*. 2<sup>a</sup>. ed.: The Welding Institute, Abington pres, England, 1973, 68p
- Coe, F.R. Hydrogen Measurements: currents trends versus forgotten fact. *Metal Constrution*, v.18, n. 1, p.20-25, jan, 1986.
- Das, M.N. & Giri, N.C.; *Design and Analysis of Experiments*. 2<sup>a</sup>. Ed.: John Wiley & Sons, 1988, Cap. 5, p. 201.
- Dickehut, G. & Hotz, U. Effects of Climatic Conditions on Diffusible Hydrogen Content in Weld Metal, *Welding Journal*, p.1s, January 1991.



- Di-Jing.X.; Hong. Q. & Jianming. J. Investigation on Susceptibility to Hydrogen Assisted Cracking in HSLA Steel Weldments; *Welding Journal*, p.286s, December, 1994.
- Domingues; J.R. & Ros, D.A. Fatores que Afetam o Teor de Hidrogênio Difusível na Soldagem com Arame Tubular. *Anais do XXII Encontro de Tecnologia da Soldagem*, Blumenau, SC; Brasil, Associação Brasileira de Soldagem; Julho, 1996, p815.
- Drumond, F.B.; Werkema, M.C.C. & Aguiar, S. *Análise de Variância: Comparação de Várias Situações (Serie Ferramenta de Qualidade)*. Ed. Fundação Christiano Ottoni, Escola de Engenharia , UFMG, v. 6, 1996, 302p.
- El-Batahgy, A M. A Study on Cold Cracking Susceptibility in High Strength Steel Fillet Weld Joints. *Steel Research*; v.65; n.12; p.551; 1994.
- Ellerbrock, Vibrans & Stüwe. *Acta Metallurgica*, v. 20, p.53-60, 1972.
- Fang C.K.; Kannatey-Asibu E. & Barber J.R. Acoustic Emission Investigation of Cold Cracking in Gas Metal Arc Welding of AISI 4340 Steel. *Welding Journal*, p.178s, June, 1995.
- Farrar, R. & Harrison, P. Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni Weld Metals. Part 2 Toughness. *Metal Construction*, August; 1987.
- Ferraresi; V A. *Estudo do fenômeno de trinca de reaquecimento com auxílio da técnica de emissão acústica*; FEM/UNICAMP, SP, Brasil, 1996; 173p; Tese (Doutorado).
- Fernadini; P.L. *Avaliação dos micromecanismos de fratura de um aço microligado ao Ti e Nb em algumas condições microestruturais*, DEMA/UNICAMP, SP, Brasil, 1997; 75p; Tese (Mestrado)
- Festo - Automação Pneumática. *Catálogo Linha Geral Festo*. 2º Edição. 1996.
- Gedeon; S.A. & Eagar; T.W. Assessing Hydrogen-Assisted Cracking Frature Modes in High-Strength Steel Weldments. *Welding Journal*, p.213s, June; 1990.
- Gedeon, S. A & Eagar, T. W. Thermochemical Analysis of Hydrogen Absorption in Welding, *Welding Journal*, p. 264s, July, 1990.
- Godoy, A, F. *Estudo da suscetibilidade a Trinca Frio em Juntas Soldadas de Aços SAR - 80 BT*, DEF/FEM/UNICAMP, Campinas, Brasil, 1989; 120p; Tese (Mestrado).
- Granjon. P. H. Studies on Craking of and Transformation in Steels During Welding. *Welding Journal*, p.1s, January, 1962.
- Granjon, H. Cold Cracking in the Welding of Steels. *Welding in the Word*, v.9, n.11, p.383-396, 1971.

- Grong, Ø. *Metallurgical Modelling of Welding*. Edit. H.K.D.H. Bhadeshia: University of Cambridge, 1994; 581p.
- Grong, O. & Matlock, D.K. Microstructural Development in Mild and Low-Alloy Steel Weld Metal. *International Metals Review*, v.33, n. 1, p.27, 1986.
- Hart, P.H.M. Resistance to Hydrogen Cracking in Steel Weld Metals. *Welding Journal*, p.14s; January, 1986.
- Hart, P.H.M. & Evans, G.M. Hydrogen Content of Single and Multipass Steel Welds. *Welding Journal*, p74s, February, 1997.
- Hart, P.H.M. & Watkinson, E. Weld Metal Implant Test Ranks Cr-Mo Hydrogen Cracking Resistance. *Welding Journal*, p.288s, September, 1975.
- Hines, W.W. & Montgomery, D.C. *Probability and Statistic in Engineering and Management Science*. Third Edition. Ed. John Wiley & Sons, 1990, 732p.
- Hipsley, C.A., Buttle, D.J. & Scruby, C.B. A Study of the Dynamics of High Temperature Brittle Intergranular Fracture by Acoustic Emission. *Acta Metallurgica*; v.36; n.2; p.441; 1988.
- Hooijmans, J.W. & Den Ouden, G. Hydrogen Absorption 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. *The Sumitomo Search*, n. 1, p. 59-70, May, 1969.
- Kiefer, J.H. Effects of Moisture Contamination and Welding Parameters on Diffusible Hydrogen. *Welding Journal*, p 156s, May, 1996.
- Kim; B.C., et al. Microstructure and Local Brittle Zone Phenomena in High-Strength Low-Alloy Steel Welds. *Metallurgical Transactions A*; v. 22A; p.139; January; 1991.
- Kotecki, D.J. & La Fave, R. A. AWS A5 Committee Studies of Weld Metal Diffusible Hydrogen. *Welding Journal*, p31, March, 1985.
- Kotecki, D.J. Hydrogen Reconsidered. *Welding Journal*, p35, August, 1992.
- Lancaster, J. F., *Metallurgy of Welding*. 4th Edition. London: Ed. Allen & Unwin, 1987, 240p.
- Lathabai; S. & Stout; R.D. Hydrogen-induced Cracking in Flux-cored electrode welds. *Welding Journal*, 59s, March, 1983.
- Lee & Lee. *Acta Metallurgica*, v. 35, p. 2695-2700, 1987.
- Lessar, J.F. & Gerberich, W.W. Grain Size Effects in Hydrogen-Assisted Cracking. *Metallurgical Transactions A*, v.7A, p.953, 1976.

- Liu, J.J.B. Monitoring Precision Machining Process: sensor, signal, processing and information analysis. Dept. of Mech. Eng. of University of California, 1991, p.171, PhD Thesis.
- Liu, X. & Kannatey-Asibu, Jr, E. Classification of AE Signals for Monitoring Martensite Formation from Welding. *Welding Journal*, p. 389s, October; 1990.
- Liu, S. & Bracarense, A.Q.. Desenvolvimento da Soldagem de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga. *Soldagem e Materiais*, v.2, n.2, 1994.
- Lundin, C.D. & Patriarca, C.R. Assessment of the Significance of Weld Discontinuities: Effects of Microstructure and Discontinuities upon Fracture Morphology. *Welding Research Council Bulletin*, Bulletin 311, ISSN 0043-2326, January; 1986.
- Machado, I.G., Soldagem & Técnicas Conexas. Processos, Porto Alegre: Editado pelo Autor, 1996; 477p.
- Martins, F. & Trevisan, R.E. A Utilização do Teste de Implante Modificado como forma de Determinação da Suscetibilidade à Trinca de Reaquecimento. *Revista Brasileira de Ciências Mecânicas*, v. XVIII, No 3, p. 273-281, 1996.
- Mashino, S. et al. Analysis of Microfracture mechanism of Titanium Alloy by Acoustic Emission Technique. *Materials Science and Engineering*, A213, p.66-70, 1996.
- Mckeown, D. Hydrogen and its Control in Weld Metal. *Metal Construction*, p. 655, October, 1985.
- McMahon, Jr. C. J. Mechanisms of Intergranular Fracture in Alloy Steels. *Materials Characterization*, v. 26, n.4; p. 269, June, 1991.
- Mota; J.M. & Apps, R.L. "Chevron Cracking"- A New Form of Hydrogen Cracking in Steel Weld Metal. *Welding Journal*, p. 222s, July, 1982.
- Moorthy, V., Jayakumar, T, & Baldev, R. Acoustic Emission for Identification of Stage II a to II b Transition During Stage II Fatigue Crack Growth in Parent and Weld Metal in AISI 316 austenitic Stainless Steel. *Materials Science and Technology*, v.12, p. 56, January, 1996.
- Norma Francesa. NF A 89-100. Cold Cracking Test Methods Using Implants, April, 1982, 10p
- Nippes, E.F. & Xiong, D.J. Investigation of Hydrogên-Assisted Cracking in FCA Welds on HY-80 Steel. *Welding Journal*, p.132s, June, 1988.
- Okuda, N. et al. Hydrogen-Induced Cracking Susceptibility in High-Strength Weld Metal. *Welding Journal*, p. 141s, May, 1987.
- Oldland, P.T.; et al. Significant Features of High-Strength Steel Weld Metal Microstructures. *Welding Journal*, p. 158s, April, 1989.

- Pigari, A. C. Monitoramento do Processo de Torneamento Usando Emissão Acústica. Departamento de Engenharia de Fabricação, Faculdade de Engenharia Mecânica; UNICAMP, SP, Brasil, 1995, 130p.; Tese (Mestrado).
- Rak, I., Gliha, V. & Koçak, M. Weldability and Toughness Assessment of Ti-Microalloyed Offshore Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.28A, p. 199, January, 1997.
- Racko, D. Acoustic Emission from Welds as Indicator of Cracking. *Materials Science and Technology*; v. 3, p. 1062, December, 1987.
- Roger W. Y. et al. Classification of Acoustic Emission Signals Generated During Welding. *Journal of Acoustic Emission*; v.4; n.4; p. 115; 1985.
- Savage, W. F., Nippes, E.F. & Homma, H. Hydrogen Induced Cracking in HY-80 Steel Weldments. *Welding Journal*, v.61, n.8, p. 368s, 1976.
- Savage, W.F; Nippes, E. F. & Szekeres, E.S. Hydrogen Induced Cold Cracking in Low Alloy Steel. *Welding Journal*, p.276s, September; 1976.
- Savage, W.F; Nippes, E. F. & Tokunaga, Y. Hydrogen Induced Cracking in HY-130 Steel Weldments. *Welding Journal*, p. 118s, April, 1978.
- Sawhill; J.M.; Dix; A.W.Jr. & Savage W.F. Modified Implant Test for Studying Delayed Cracking. *Welding Journal*, p.554s, December; 1974.
- Shimomura, H., Shinoda, T. & Haze, T. Dynamic Observation of Hydrogen Induced Fracture in High Strength Bolts. *Materials Engineering OMAE*, v.III-B, 1992.
- Shirley & Hall. *Scripta Metallurgica*, v.17, p. 1003-1008, 1983.
- Smith, N.J. et al. Microstructure /Mechanical Property Relationships of Submerged Arc Welds in HSLA 80 Steel. *Welding Journal*, p. 112s, March, 1989.
- Suzuki, S., Weatherly, G.C. & Hoghton, D.C. The Response of Carbonitride Particles in HSLA Steels to Weld Thermal Cycles. *Acta Metallurgica*, 35(2), p. 341, 1987.
- Svensson; L. E. *Control of Microstructures and Properties in Steel arc Welds*. The ESAB Group, Esab AB, Gothenburg, Sweden: CRC Pres, Inc. , 1994
- Terashima, H. & Tsuboi, J. Submerged Arc Flux for Low Oxygen and Hydrogen Weld Metal. *Metal Construction*, v.14, p. 648, December, 1982.
- Toribio, J. Hydrogen-Plasticity Interaction in Ferritic Steel: A Fractographic and Numerical Study. *Materials Science and Engineering*, A219, p.180, 1996.

- Toribio, Q. & Kharin, V. Aplicabilidad de la Mecánica de Fractura a la Fragilización por Hidrógeno de Elementos Estructurales. *Anais em CD: III Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica*, La Habana, Cuba, 1997.
- Tsuboi, K., Yatabe, H. & Yamada, K. Hydrogen Induced Cracking in High Strength Steel. *Materials Science and Technology*, v.12, p. 400, May, 1996.
- Vasudevan, R., Stout, R.D. & Pense, A W. Hydrogen - Assisted Cracking in HSLA Pipeline Steels. *Welding Journal*, 60 (9), p.155s, 1981.
- Ventrella, A., Alcântara, N.G., & Evans, G.M. Efeito dos Elementos de Liga nas Microestruturas e Propriedades de Metais de Solda de aços ARBL. *Anais do XXII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, Blumenau - SC, Brasil; 1996; p. 447.
- Vieira, M.C.B. Medição do Nível de Hidrogênio no Metal de Solda, PPGEMM/Universidade Federal de Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1990, Tese (Mestrado).
- Viera, S. & Hoffmann, R. *Estatística Experimental*. Ed. Atlas, São Paulo, 1989.
- Vuick, J. An Update of the State-of-The-Art of Weld Metal Hydrogen Cracking. *Welding in the Word (Le Soudage Dans Le Monde)*, v.31, n.5, p. 308-321, 1993.
- Wang, G.R., North, T.H. & Leewis, K.G. Microalloying Additions and HAZ Frature Toughness in HSLA Steels. *Welding Journal*, January, p.14s, 1990.
- Welding Filler Metal Data Book-ESAB. *ESAB Welding & Cutting Products*. 1996, 291p.
- Welding Handbook, Welding Process. v.2. *American Welding Society*, Eighth Edition: Edt R.L. O'Brien, 1991.
- Young, B. Shielding and Purging Gases: Making the Right Selection. *Welding Journal*, v.74, n.1, January, 1995.
- Yurioka, N., Ohshita, S. & Tamehiro, H. Study on Carbon Equivalents to Assess Cold Cracking Tendency and Hardness in Steel Welding. *Conf. On Pipeline Welding in 80's*, AWRA, Melbourne, 1981.
- Yurioka. N. & Suzuki. H. Hydrogen Assisted Cracking in C-Mn and Low Alloy Steel weldment. *International Materials Reviews*; v. 35; n.4, 1990.
- Zhang, Z. & Farrar, R.A. Role of Non-Metallic Inclusions in Formation of Acicular Ferrite in Low Alloy Weld Metals. *Materials Science and Technology*, v.12, p. 237, March, 1996.

## 6.2- Bibliografia Consultada

- Abson, D.J. et al. A Scheme for the Quantitative Description of ferritic Weld Metal Microstructures. *The Welding Institute Research Bulletin*, v.21, n.4, p. 100, April, 1980.
- Allen, D.J., Chew, B. & Harris, P. The Formation of Chevron Cracks in Submerged Arc Weld Metal. *Welding Journal*, p. 212s, July; 1982.
- Bangaru, N. & Sachdev, A. K. Influenced of Cooling Rated on the Microstructure and Retained Austenite in na Intercritically Annealed Vanadium Containing HSLA Steel. *Metallurgical Transactions A*; v.13A, p. 1899; November, 1982.
- Berkovits, A. & Fang, D. Study of Fatigue Crack Characteristics by Acoustic Emission. *Engineering Fracture Mechanics*. v.51, n. 3, p. 401, 1995.
- Boniszewski, T. & Morris, A.G.C. Test Show IIW Mercury Method Unreliable for Hydrogen Determination. *Welding and Metal Fabrication*, p. 131, April, 1981.
- Craig, B. D. & Kraus, G. The Structure of Tempered Martensite and its Susceptibility to Hydrogen Stress Cracking. *Metallurgical Transactions A*, v.11A, p.1799, November, 1980.
- Davey, T.G. & Hart, P.H.M. The Influence of Weld Preparation and Restraint on the Risk of Root Pass HAZ Cracking in Butt Welds in a C:Mn:Si:Nb Steel, *Welding International Report*, v.135, February, 1981.
- Davidson, D.L., Chan, K.S. & McClung. Cu-Beraing High-Strength Low Alloy Steels: The Influence of Microstructure on the Initiation and Growth of Small Fatigue Cracks. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.27 A, p. 2540, September, 1996.
- Davis, C.L. & King, J. E. Effects of Cooling Rate on Intercritically Reheated Microstructured and Toughness in High Strength Low Alloy Steel. *Materials Science and Technology*, v.9, p. 8, January, 1993.
- Dongwood, S. et al. Orientation Dependence of Microfracture Behavior in a Dual-Phase High-Strength Low-Alloy Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.28A, p. 504, February, 1997.
- Fairchild, D.P.; et al. A Study Concerning Intercritical HAZ Microstructure and Toughness in in HSLA Steels. *Welding Journal*, p. 321, December, 1991.

- Fang, C.K., Kannatey-Asibu, E. Jr. & Barber, J.R.. Far-Field Initial Response of Acoustic Emission from Cracking in a Weldment. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, v.119, p. 281, August, 1997.
- Francis, R.E., Jones, J.E. & Olson, D.L. Effects of Shielding Gas Oxygen Activity on Weld Microstructure of GMA Welded Microalloyed HSLA Steel. *Welding Journal*, p. 408s, November, 1990.
- Glover, A G. et al. The Influence of Cooling Rate and Composition on Weld Metal Microstructures in a C/Mn and HSLA Steel. *Welding Journal*, p. 267s, September, 1977.
- Gooch, T.G. Metallography and Examination of Welds. *Welding & Metal Fabrication*, p. 157, April, 1990.
- Harrinson, P. & Farrar, R. Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni Weld Metals, Part 1 - Microstructural Development. *Metal Construction*, p.392R, July,1987.
- Hoekstra, S. et al. Microstructure and Notch Toughness of Ferritic Weld Metal. *Metal Construction*, p.771, December, 1986.
- Howden, D.G. Behavior of Hydrogen in Arc Weld Pools. *Welding Journal*, p.103, April, 1982
- Ikawa, H., Oshige, H. & Tanque, T. Effects of Martensitic-Austenite Constituent on HAZ Toughness of a High Strength Steel. *Transactions of the Japan Welding Society*, v.11; n.2, p. 50, October, 1980.
- Jenkins, N., Hart, P. H.M.H. & Parker, D.H. An Evaluation of Rapid Methods for Diffusible Weld Hydrogen. *Welding Journal*, p. 1s; January, 1997.
- Lysak, M. V. Development of the Theory of Acoustic Emission by Propagating Crack in Terms of Fracture Mechanics. *Engineering Fracture Mechanics*, v.55, n.3, p.443, 1996.
- Nagl, M.M. et al. Investigation of Failure of Brittle Layers Under Compressive Stresses Using Acoustic Emission. *Materials Science and Technology*, v.8, p.1043, November, 1992.
- Neto, B.B., Scarminio, I.S. & Bruns R.E. *Planejamento e Otimização de Experimentos*; Ed. UNICAMP, São Paulo, 1995. 299p.
- Savage, W. F., Nippes, E.F. & Sawhill, Jr, J.M. Hydrogen Induced Cracking During Implant Test of Alloy Steel. *Welding Journal*, p. 400s, December, 1976.
- Shutt, R.C. & Fink, D.A. New Considerations for the Measurement and Understanding of Diffusible Hydrogen in Weld Metal. *Welding Journal*, p. 19, January, 1985.

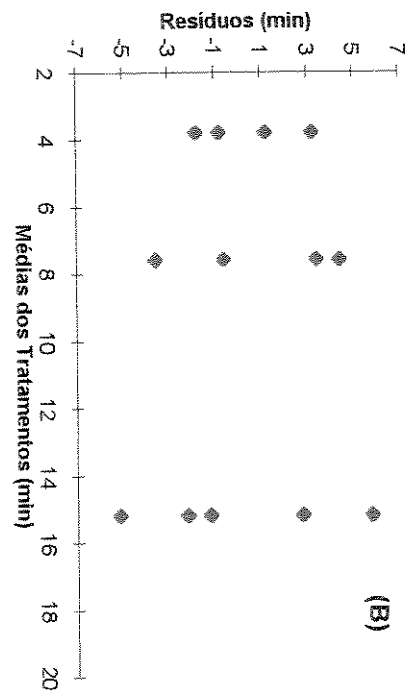
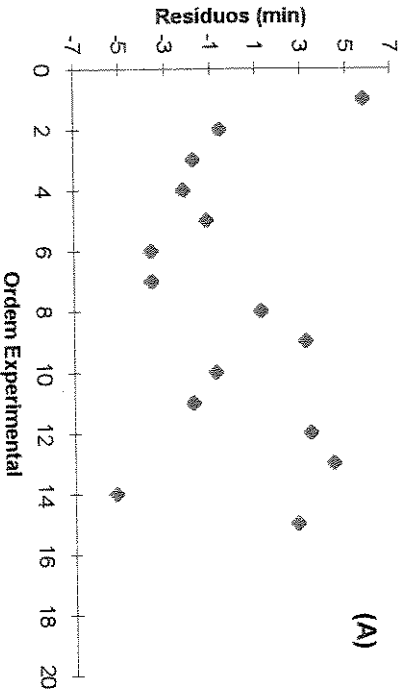
- Snyder, J.P. & Pense, A.W. The Effects of Titanium on Submerged Arc Weld Metal. *Welding Journal*, p. 201, July, 1982.
- Takashima, K. et al. Characterisation of Acoustic Emission Signals During Fracture and fatigue of SiC Fibre Reinforced Titanium Alloy Composites. *Materials Science and Technology*, v.12, p. 917, November, 1996.
- Tanikela, B.V. & Scattergood, R.O. Acoustic Emission During Identification Fracture. *J. Am. Ceram. Soc.*, v.78, n.6; p.1698, 1995.
- Thewlis, G. Transformation Kinetics of Ferrous Weld Metals. *Materials Science and Technology*, v.10, p. 110, February, 1994.
- Ohya, K. et al. Microstructures Relevant to Brittle Fracture Initiation at the Heat-Affected Zone of Weldment of a Low Carbon Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.27 A, p.2574, September, 1996.
- Pargerter, R.J. The Effects of Arc Energy, Plate Thickness and Preheat on C-Mn Steel Weld Metal Hydrogen Cracking. *IIW Doc. II-A-973-96*, 1996.
- Porter, L.F. & Repas, P.E. The Evolution of HSLA Steels. *Journal of Metals*, p.14, April, 1982.
- Ramirez, J.E., Liu, S. & Olson, D.L. Dual Precipitation Strengthening Effect of Copper and Niobium in High Strength Steel Weld Metal. *Materials Science and Engineering A*, v.216; p. 91; 1996.
- Watkinson, F. Hydrogen Cracking in High Strength Weld Metal. *Welding Journal*, September, p. 417, 1969.
- Werkema, M.C.C. & Aguiar, S. *Planejamento e Análise de Experimentos. Como Identificar e Avaliar as Principais Variáveis Influentes em um Processo (Série Ferramentas de Qualidade)*; Ed. Fundação Christiano Ottoni; Escola de Engenharia, UFMG, v.8, 1996, 294p.



**ANÁLISE DE RESÍDUOS**

		Resíduos T, ZF, CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> , T1					Média Trat	ni																								
Tensão		580	-1,8	1,2	3,2	-0,8	-1,8	5																								
		501	-0,6	-3,6	-3,6	3,4	4,4	5																								
		457	5,8	-2,2	-1,2	-5,2	2,8	5																								
INDEPENDÊNCIA																																
Ordem	Resíduos	1	5,8	2	-0,6	3	-1,8	4	-0,8	5	-1,2	6	-3,6	7	3,2	8	3,4	9	3,2	10	-0,8	11	-1,8	12	3,4	13	4,4	14	-5,2	15	2,8	
IGUALDADE DE VARIÂNCIA																																
Médias	Resíduos	3,8	3,8	3,8	3,8	3,8	3,8	3,8	-1,8	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6

**ANEXO 1**



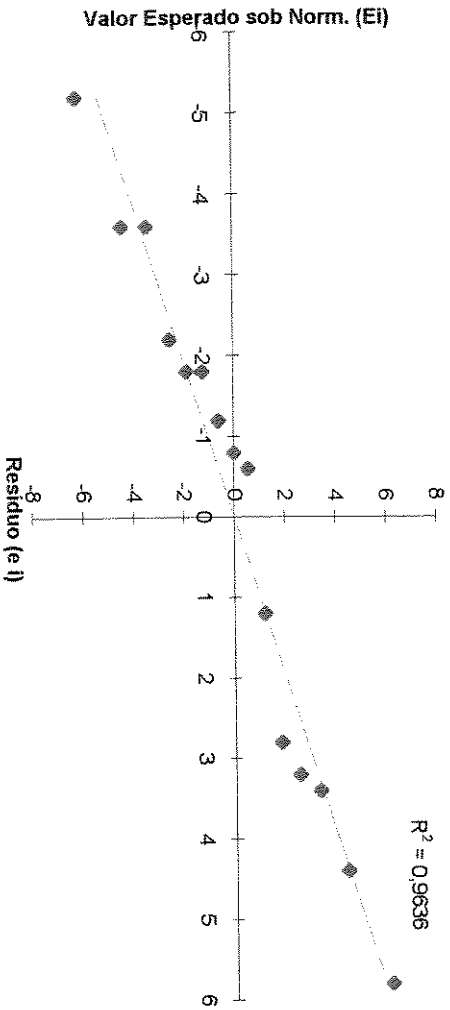
ANEXO 1

NORMALIDADE			
Ordem(i)	R. Ordem Crescente(e)	V. Esp. Sob. Norm. (Ei)	
1	-5,2	-6,16657571	
2	-3,6	-4,3945712	
3	-3,6	-3,40224867	
4	-2,2	-2,51624641	
5	-1,8	-1,8428847	
6	-1,8	-1,20496307	
7	-1,2	-0,60248153	
8	-0,8	0	
9	-0,6	0,56704144	
10	1,2	1,20496307	
11	2,8	1,8428847	
12	3,2	2,5516865	
13	3,4	3,36680858	
14	4,4	4,43001129	
15	5,8	6,16657571	
<b>MEDIA</b>	-2,9606E-16	-2,9606E-16	

n	15	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
SSE/N-1	12,56															
NGM.Ordem		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
t(NORMAL,P)		-1,74	-1,24	-0,96	-0,71	-0,52	-0,34	-0,17	0	0,16	0,34	0,52	0,72	0,95	1,25	1,74
Ei		-6,16657571	-4,3945712	-3,40224867	-2,51624641	-1,8428847	-1,20496307	-0,60248153	0	0,56704144	1,20496307	1,8428847	2,5516865	3,36680858	4,43001129	6,16657571

(e <sub>i</sub> - e <sub>m</sub> ) <sup>2</sup>	(E <sub>i</sub> - E <sub>m</sub> ) <sup>2</sup>	(e <sub>i</sub> - E <sub>i</sub> )
27,04	38,026656	32,0661937
12,96	19,312256	15,8204563
12,96	11,575296	12,2480952
4,84	6,331496	5,5357421
3,24	3,396224	3,31719245
3,24	1,451936	2,16893353
1,44	0,362984	0,72297784
0,64	8,7651E-32	0
0,36	0,321536	-0,34022487
1,44	1,451936	1,44595568
7,84	3,396224	5,16007715
10,24	6,511104	8,1653968
11,56	11,3354	11,4471492
19,36	19,625	19,4920497
33,64	38,026656	35,7661391
150,8	161,124704	153,016134

Gráfico de Probabilidade Normal (C)



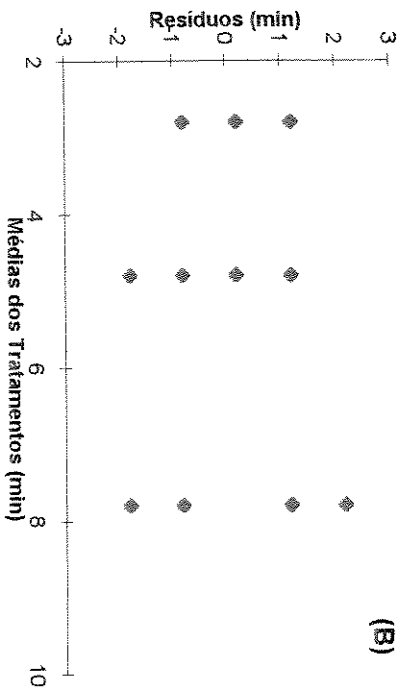
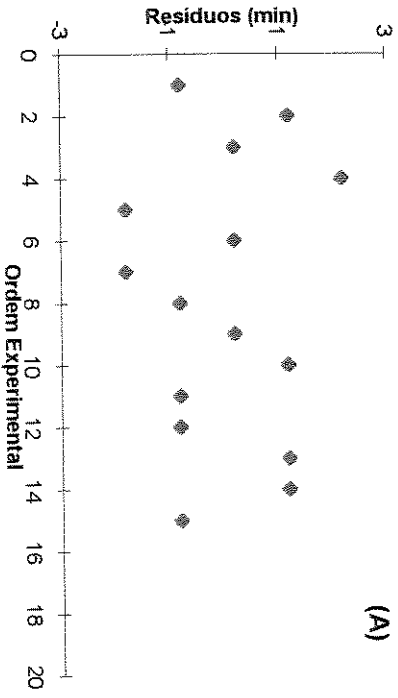
C. Correl. crit. (10%,n) = 0,951

C. Correl. Calculado = 0,98164733

CONDICAO CUMPRE NORMALIDADE

## ANÁLISES DE RESÍDUOS

Tensão	Resíduos T <sub>1</sub> CO <sub>2</sub> + 5% H <sub>2</sub> (ZAC)				Media Trat.	ni
	495	0,2	-0,8	0,2	1,2	2,8
424	1,2	0,2	-1,8	-0,8	4,8	5
389	-0,8	2,2	-1,8	1,2	7,8	5
INDEPENDÊNCIA						
Ordem	Resíduos					
1	-0,8					
2	1,2					
3	0,2					
4	2,2					
5	-1,8					
6	0,2					
7	-1,8					
8	-0,8					
9	0,2					
10	1,2					
11	-0,8					
12	-0,8					
13	1,2					
14	1,2					
15	-0,8					
IGUALDADE DE VARIÂNCIA						
Médias	Resíduos					
2,8	0,2					
2,8	-0,8					
2,8	0,2					
2,8	1,2					
2,8	-0,8					
4,8	1,2					
4,8	0,2					
4,8	-1,8					
4,8	-0,8					
4,8	1,2					
7,8	-0,8					
7,8	2,2					
7,8	-1,8					
7,8	1,2					
7,8	-0,8					

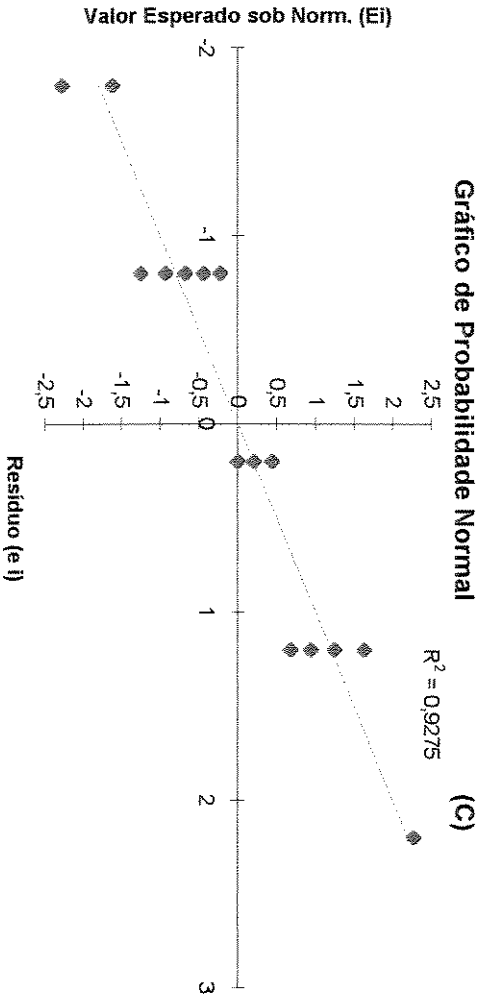


NORMALIDADE			
Ordem(i)	R. Ordem Crescente(e)	V. Esp. Sob Norm. (Ei)	ni
1	-1,8	-2,26868244	15
2	-1,8	-1,6167622	SSE/Na
3	-0,8	-1,25168686	1,7
4	-0,8	-0,92572674	
5	-0,8	-0,67799705	
6	-0,8	-0,44330576	
7	-0,8	-0,22165288	
8	0,2	0	
9	0,2	0,20861448	
10	0,2	0,44330576	
11	1,2	0,67799705	
12	1,2	0,93876515	
13	1,2	1,23864846	
14	1,2	1,6298006	
15	2,2	2,26868244	
<b>MÉDIA</b>		1,1842E-16	-2,9606E-17

NUM. ORDEM	F. NORMAL P	Ei
1	-1,74	-2,26868244
2	-1,24	-1,6167622
3	-0,96	-1,25168686
4	-0,71	-0,92572674
5	-0,52	-0,67799705
6	-0,34	-0,44330576
7	-0,17	-0,22165288
8	0	0
9	0,16	0,20861448
10	0,34	0,44330576
11	0,52	0,67799705
12	0,72	0,93876515
13	0,95	1,23864846
14	1,25	1,6298006
15	1,74	2,26868244

(ei - em) <sup>2</sup>	(Ei - Em) <sup>2</sup>	(ei + Ei)
3,24	5,14692	4,08362839
3,24	2,61392	2,91017195
0,64	1,56672	1,00134949
0,64	0,85697	0,74058139
0,64	0,45968	0,54239764
0,64	0,19652	0,35464461
0,64	0,04913	0,17732231
0,04	8,7651E-34	0
0,04	0,04352	0,0417229
0,04	0,19652	0,08866115
1,44	0,45968	0,81359646
1,44	0,88128	1,12651818
1,44	1,53425	1,48637815
1,44	2,65625	1,95576072
4,84	5,14692	4,99110136
<b>SOMA</b>	20,4	21,80828
		20,3138347

ANEXO 2



C. Correl. crit. (10%, ni) = 0,951

C. Correl. Calculado = 0,96308834

**CUMPRE NORMALIDADE**