

WALDEMIR DOS PASSOS MARTINS

**UTILIZAÇÃO DA TÉCNICA DE EMISSÃO ACÚSTICA
NO ESTUDO DA TRINCA DE HIDROGÊNIO NA
SOLDAGEM DE UM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2013

WALDEMIR DOS PASSOS MARTINS

**UTILIZAÇÃO DA TÉCNICA DE EMISSÃO ACÚSTICA NO ESTUDO
DA TRINCA DE HIDROGÊNIO NA SOLDAGEM DE UM AÇO DE ALTA
RESISTÊNCIA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi

Co-orientador: Prof. Dr. Valdemar Silva Leal

UBERLÂNDIA - MG

2013

WALDEMIR DOS PASSOS MARTINS

**UTILIZAÇÃO DA TÉCNICA DE EMISSÃO ACÚSTICA NO ESTUDO
DA TRINCA DE HIDROGÊNIO NA SOLDAGEM DE UM AÇO DE ALTA
RESISTÊNCIA**

Tese **APROVADA** pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi – UFU – Orientador

Prof. Dr. Valdemar Silva Leal – IFMA – Co-orientador

Prof. Dr. Marcio Bacci da Silva – UFU

Prof. Dr. Antonio Ernandes Macedo Paiva – IFMA

Prof. Dr. Keyll Carlos Ribeiro Martins – IFMA

Prof^a. Dra. Regina Célia de Sousa – UFMA

Prof. Dr. Ayrton de Sá Brandim – IFPI

Uberlândia, 13 de dezembro de 2013

A Deus

A Julieta e Filoxenes (in memoriam)

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por me conceder saúde, dedicação e muita força de vontade na condução dos meus objetivos.

A meu filho Filoxenes Neto e minhas filhas Wandréa e Vanessa que têm entendido a minha ausência em muitas ocasiões quando da busca da conclusão deste trabalho.

A toda minha família, irmãos, irmãs e em especial à minha irmã, amiga para todas as horas, Lindalva, por ter me conduzido para o caminho correto a ser seguido quando, em alguns momentos da minha vida, pensei tê-lo perdido.

Aos Professores, Valtair Antonio Ferraresi (Orientador) e Valdemar Silva Leal (Co-orientador), pela amizade, dedicação, confiança, apoio, orientação, ajuda, críticas, sugestões motivadoras, ensinamentos e principalmente paciência, sem os quais este trabalho não se realizaria.

À PPGEM da UFU pela oportunidade, através do DINTER, para a realização e conclusão deste trabalho.

À USIMINAS, pelo fornecimento dos materiais de base, sem os quais não seria possível o desenvolvimento deste trabalho.

Ao IFMA e ao LAPROSOLDA/UFU por possibilitar e apoiar a execução deste trabalho.

Ao LCMM da UFMA, na pessoa da Prof^a. Dr^a. Regina Célia de Souza por ter permitido seu uso para realização da microscopia óptica.

A todos os amigos que fiz na 1^o turma do DINTER UFU/IFMA e a todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram na elaboração deste trabalho.

À CAPES pelo apoio financeiro.

MARTINS, W. P. **Utilização da Técnica de Emissão Acústica no Estudo da Trinca de Hidrogênio na Soldagem de um Aço de Alta Resistência**. 2013. 191 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Resumo

Este trabalho apresenta uma investigação do momento inicial da formação e da propagação da trinca de hidrogênio em juntas soldadas em um aço API 5L X80, com uso dos testes Implante e Tekken acoplado a técnica de emissão acústica (EA). Para este fim, foi desenvolvido um equipamento de emissão acústico denominado “Sistema de Emissão Acústica – SEA” e um programa computacional para registrar os sinais acústicos gerados pelos eventos da trinca. No desenvolvimento do trabalho foram usados dois processos de soldagem (Arame Tubular e MIG/MAG) com consumíveis de composições químicas e propriedades mecânicas diferentes do metal de base. Os gases de proteção foram as misturas $\text{Ar}+25\%\text{CO}_2$ e $\text{Ar}+25\%\text{CO}_2+3\%\text{H}_2$, este último para induzir altos valores de hidrogênio difusível na junta e dois níveis de energia de soldagem, 1,058 kJ/mm e 1,500 kJ/mm. A análise microestrutural do material mostrou que o material de base (MB) é constituído basicamente de ferrita poligonal e bainita; a zona fundida (ZF) de ferrita de contorno de grão (PF(G)), ferrita de segunda fase alinhada (FS(A)) e ferrita acicular (AF) e a ZTA por bainita (B), FS(A), ferrita de segunda fase não alinhada (FS(NA)) e martensita (M). Os ensaios mostraram que a microdureza encontrada na região de grão grosseiro da ZTA (RGGZTA) foi maior que nas demais regiões sendo superior a 300 Hv e inferior a 350 Hv. No MB a dureza variou, mas não ultrapassou a média de 250 Hv e a ZF apresentou valores entre 250 Hv e 320 Hv. A variação de energia de soldagem não interferiu de forma significativa nos valores das microdurezas da região da solda (ZF e ZTA). A emissão acústica, associada aos testes Implante e Tekken, mostrou-se uma ferramenta adequada na monitoração da formação e propagação da trinca de hidrogênio. Foi observado a existência, nas superfícies de fratura, dos modos Coalescência de Microvazios (CMV), Quase-clivagem (CQ) e Intergranular (IG). O material em estudo apresentou suscetibilidade à trinca de hidrogênio, mesmo na condição de soldado sem hidrogênio no gás de proteção.

Palavras chave: Emissão acústica. Trinca de hidrogênio. Aço API X80. Ensaio Implante. Ensaio Tekken.

MARTINS, W. P. **Use of Acoustic Emission Technique in the Study of Hydrogen Crack of a High Strength Low Alloys Steel Welding**. 2013. 191 p. Doctoral Thesis, Federal University of Uberlândia, Uberlândia.

Abstract

This work presents an investigation of the initial stage of formation and propagation of in hydrogen crack in welded steel API 5L X80, using the Implant and Tekken testing coupled to the acoustic emission (AE) technique. To this end, a equipment for acoustic emission called "System for Acoustic Emission - SEA" was developed and a computer program to record the acoustic signals generated by the events of the crack. In the development of the work two welding processes (FCAW-G and MIG/MAG) were used with different chemical compositions and mechanical properties consumables of the base metal. The shielding gases were mixtures Ar+25%CO₂ and Ar+25%CO₂ +3%H₂, the latter to induce high levels of diffusible hydrogen in the joint and two levels of heat input, 1,058 Kj/mm and 1,500 Kj/mm. Microstructural analysis of the material showed that the MB consists primarily of polygonal ferrite and bainite; ZF grain boundary ferrite (PF (G)), ferrite with aligned second phase (FS (A)) and acicular ferrite (AF) and ZTA with bainite (B), FS (A), ferrite with non aligned second phase (FS (NA)) and martensite (M). The tests showed that the microhardness found in RGGZTA was higher than in other regions being greater than 300Hv and less than 350 Hv. In MB hardness varied but did not exceed the average 250 Hv and ZF showed valuesbetween 250 Hv and 320 Hv and the variation of heat input not interfere significantly in the values of microhardness of the weld region (ZF and ZTA). The acoustic emission was used to correlate the parameters of the signals with the modes of fracture or crack without the onset of fracture, which proves that the test with EA is fully suitable and can be used in determining the moment of formation and propagation of hydrogen crack. Has been observed the existence, in the fracture surfaces, the coalescing of microvoids (CMV), Quasi-cleavage (QC) and Intergranular (IG) modes. The material under study showed susceptibility to hydrogen cracking, even in the welded condition without hydrogen in the shielding gas.

Keywords: Acoustic emission. Hydrogen crack. Steel API X80. Implant test. Tekken test.

LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 2.1 – Evolução dos aços API (FEDELE, 2002).....	6
Figura 2.2 – Microestrutura próxima à superfície da chapa de um aço API X80. (a) Seta indicando colônias de α_p em branco. 200X; (b) Observa-se α_q , e em menor quantidade de α_p . Colônia de agregado eutetóide (elipse). Grãos maiores de ferrita assinalado por uma seta. 500X. Nital 3%. (RAMIREZ et al, 2007).....	10
Figura 2.3 – Campo de tensões residuais de acordo com a escala de comprimento característica (WITHERS & BHADESHIA, 2001).....	16
Figura 2.4 – Solubilidade do hidrogênio em função da temperatura (MARTINS, 1990).	18
Figura 2.5 – Mecanismos da difusão do hidrogênio para a ZTA proposto por Granjon em 1972 (KOU, 2003).....	21
Figura 2.6 – Diagrama ilustrando o processo de adsorção induzida por deslizamento localizado que ocorrem ao longo de planos de corte alternativo (LYNCH, 1996).....	25
Figura 2.7 – Processos que podem resultar em trinca assistida pelo hidrogênio por deslizamento localizado e coalescência de microvazios (LYNCH, 1996)	25
Figura 2.8 – Variação do limite de escoamento e de resistência em função da temperatura (ZEEMANN, 2003).....	32
Figura 2.9 – Alívio de tensões com o aquecimento do material (ZEEMANN, 2003).....	33
Figura 2.10 – Esquema Ilustrativo do ensaio tekken com Y oblíquo mostrando a vista da peça e preparação da solda de ancoragem e solda teste (BOELLINGHAUS, VIYANIT, ZIMMER, 2010).....	36
Figura 2.11 – Esquema Ilustrativo do ensaio implante mostrando a vista da peça soldada e a aplicação da carga no implante (BOELLINGHAUS, VIYANIT, ZIMMER, 2010).....	37
Figura 2.12 – MEV da fratura na ZF de um aço de alta resistência mostrando a superfície com CMV (Cwiek, 2009).....	38
Figura 2.13 – MEV da fratura na ZF de um aço de alta resistência mostrando a superfície CMV que se transformou em clivagem transgranular na ZTA (Cwiek, 2009).....	38
Figura 2.14 – MEV mostrando fratura frágil transgranular, intergranular e clivagem (Cwiek, 2009).....	39
Figura 2.15 – Superfície de fratura com modo misto (CWIEK, 2009).....	39

Figura 2.16 – Esquema ilustrativo dos parâmetros de medição do sinal de EA (MIX 2005).....	42
Figura 3.1 – Equipamento de leitura de temperatura digital e via computador, usados em associação com termopar durante os ensaios (a) Implante e (b) Tekken.....	48
Figura 3.2 – (a) Fonte de soldagem e mesa de coordenadas do Laprosolda/UFU; (b) Dispositivo utilizado para soldagem do Labsolda/IFMA.....	49
Figura 3.3 – Ilustração esquemática do equipamento para teste de implante. LAPROSOLDA FEMEC/UFU.....	49
Figura 3.4 – (a) Dispositivo para solda de ponteameto das chapas; (b) Dispositivo para realização das soldas de ancoragem (restrição).....	50
Figura 3.5 – (a) Serra de Fita; (b) Cortadora de amostras; (c) Lixadeira e politriz. LABSOLDA/IFMA.....	51
Figura 3.6 – Máquina de ensaio de microdureza HMV Shimadzu do LABSOLDA/IFMA.....	51
Figura 3.7 – Sistema de obtenção da microscopia óptica do LCMM/UFMA.....	52
Figura 3.8 – Microscópio Eletrônico de Varredura da FEMEC / UFU.....	52
Figura 3.9 – Sistema de emissão acústica do LABSOLDA/IFMA.....	53
Figura 3.10 – Sistema de emissão acústica (SEA) do Labsolda/IFMA.....	53
Figura 3.11 - Circuito esquemático da etapa de amplificação e condicionamento do sinal do equipamento para o sistema de emissão acústico – SEA.....	54
Figura 3.12 – Placa Marca Measurement Computing, modelo 1208FS do LABSOLDA/IFMA.....	55
Figura 3.13 – (a) Sensor utilizado nos ensaios Implante e Tekken; (b) Dispositivo para fixação do sensor na chapa teste (base magnética).....	56
Figura 3.14 – Tela principal do programa computacional.....	56
Figura 3.15 – Janelas de configuração e ativação do programa computacional: (a) menu arquivo para nova configuração; (b) janela de preenchimentos do tempo de leitura e corte de sinal; (c) janela para salvar o arquivo novo; (d) pasta onde será salvo o novo arquivo.....	57
Figura 3.16 – Tela mostrando exemplo de sinais capturados pelo programa. (a) sinais com ruído; (b) sinais sem ruídos.....	58
Figura 3.17 – Esquema ilustrativo para a determinação da sensibilidade do SEA. (a) início do sinal (tempo de chegada); (b) máxima amplitude e número de contagens; (c) detecção do sinal; (d) módulo do sinal visto em (c); (e) tempo de chegada; (f) final da detecção do sinal (SOARES, 2008).....	61

Figura 3.18 – Representação esquemática da chapa de aço API X80 com superfície usinada e furação para colocação de implantes e termopares.....	62
Figura 3.19 – (a) Representação esquemática do Implante e suas respectivas dimensões de acordo com a norma AFNOR NF A89-100, (b) Implante confeccionado.....	62
Figura 3.20 – Desenho esquemático mostrando o Implante passando pelo tampo da mesa do equipamento de ensaio implante, o modo de fixação do Implante no suporte da máquina e o faceamento com a chapa teste.....	62
Figura 3.21 – Desenho esquemático mostrando o número de Implantes por chapa e o cordão de solda de comprimento 100 mm.....	63
Figura 3.22 – Esquema da máquina de ensaio Implante mostrando a célula de carga, o transmissor analógico de pesagem e o sistema de monitoramento da temperatura (termopar).....	64
Figura 3.23 – Sistema de calibração da célula de carga: máquina de ensaio de tração e o sistema de captura de dados do LAPROSOLDA/UFU.....	65
Figura 3.24 – Esquema mostrando o corpo de prova sendo soldado.....	65
Figura 3.25 – Desenho esquemático da região utilizada para determinação da microdureza na caracterização do material: ZF, RGGZTA e MB.....	66
Figura 3.26 – Desenho esquemático mostrando a chapa com bisel de 30° inteiriça e até a metade. Aos pares formam uma junta em “Y” oblíquo e chanfro de 60°.....	67
Figura 3.27 – Desenho esquemático da chapa de ensaio Tekken mostrando as soldas de ancoragem e solda de ensaio.....	68
Figura 3.28 – Tekken mostrando o SEA, o sensor, termopar, placa de aquisição de sinais e programa computacional do LABSOLDA/IFMA.....	69
Figura 3.29 – Representação esquemática dos cortes feitos no corpo de prova para retirada da amostra.....	70
Figura 3.30 – Representação esquemática da localização dos pontos de microdureza feitas no corpo de prova.....	70
Figura 4.1 – Equipamento utilizado no teste Implante indicando a posição do sensor em relação a chapa teste.....	75
Figura 4.2 – (a) Sinais do implante I2 capturados pelo SEA. (b) detalhes da região onde ocorreram os maiores picos.....	80
Figura 4.3 – Micrografia do I2 mostrando uma trinca na RGGZTA do entalhe. 400X. Ataque Nital 2%.....	81

Figura 4.4 – (a) Sinais de I3 capturados pelo SEA; (b) Detalhes da região onde ocorreram os maiores picos.....	82
Figura 4.5 – (a) Micrografia do CP I3 mostrando ponta da trinca após lixamento e sem ataque químico. Ampliação 37,5X; (b) Região de localização da trinca no entalhe após lixamento e ataque com Nital 2%. Ampliação 100X.....	83
Figura 4.6 – (a) Sinais de I4 capturados pelo SEA. (b) detalhes da região onde ocorreram os maiores picos.....	83
Figura 4.7 – Macrografia do CP I4, simplesmente lixado e polido mostrando a não existência de trinca nessa região, ampliação 37,5X.....	84
Figura 4.8 – (a) Sinais do implante I5 capturados pelo SEA. (b) detalhes da região onde ocorreram os maiores picos.....	85
Figura 4.9 – Detalhes da ponta do implante fraturado.....	86
Figura 4.10 – Conjunto corpo de prova e chapa teste após ruptura do implante: A – chapa teste; B – borracha; C – calço; D – implante rompido.....	86
Figura 4.11 – (a) Sinais do CP I6 capturados pelo SEA. (b) detalhes da região onde ocorreram os maiores picos.....	87
Figura 4.12 – Calços em formato de paralelepípedo utilizados sob a chapa teste.....	88
Figura 4.13 – Detalhe da ponta do Implante rompido.....	88
Figura 4.14 – Sinais do CP I9 capturados pelo SEA mostrando detalhes da região onde ocorreram os maiores picos.....	89
Figura 4.15 – Detalhe da trinca no I9. Ampliação 8,5X para a foto da esquerda, ampliação de 37,5X na foto central e ampliação de 200X a foto da direita.....	89
Figura 4.16 – Sinais do implante I10 capturados pelo SEA mostrando detalhes da região onde ocorreram os maiores picos.....	90
Figura 4.17 – Detalhe da ponta do implante rompido. Ampliação 8,5X.....	91
Figura 4.18 – Sinal do I14 capturados pelo SEA.....	91
Figura 4.19 – Trinca na região da ZF do implante. Ampliação de 37,5X para a foto da esquerda e ampliação de 200X para a foto da direita.....	92
Figura 4.20 – (a) Sinal do I15 capturado pelo SEA; (b) detalhes da região onde ocorreram os picos.....	93
Figura 4.21 – Detalhe dos picos (1) e (2).....	94
Figura 4.22 – Detalhe da ponta do implante I15.....	94

Figura 5.1 – Detalhe do Implante I10. (a) macrografia mostrando que o Implante não rompeu (37,5X); (b) mostra a trinca de hidrogênio no entalhe da RGGZTA (500X).....	101
Figura 5.2 – Sinal capturado pelo SEA para I2. Arame Tubular, 1,058 kJ/mm e sem hidrogênio.....	102
Figura 5.3 – Detalhe do Implante I2. a) macrografia mostrando que o implante não rompeu (37,5X); b) detalhe da trinca de hidrogênio na RGGZTA (300X).	103
Figura 5.4 – Sinal capturado pelo SEA para o I4. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 15%CO ₂ + 3%H ₂ e energia de soldagem de 1,058 KJ/mm.....	103
Figura 5.5 – Detalhe do implante I4. (a) macrografia mostrando que o implante não rompeu (37,5 X); (b) detalhe da trinca de hidrogênio na RGGZTA (300X).....	104
Figura 5.6 – Sinal capturado pelo SEA para o I3 soldados com arame tubular e gás de proteção Ar + 25% CO ₂ + 3%H ₂ . Energia de soldagem 1,058 kJ/mm...	105
Figura 5.7 – Sinal capturado pelo SEA para o I6 soldados com arame tubular e gás de proteção Ar + 25% CO ₂ + 3%H ₂ . Energia de soldagem 1,500 kJ/mm...	106
Figura 5.8 – Sinal capturado pelo SEA para o I7 soldados com arame tubular e gás de proteção Ar + 25% CO ₂ + 3%H ₂ . Energia de soldagem 1,500 kJ/mm...	107
Figura 5.9 – Sinal capturado pelo SEA para o I8 soldados com arame maciço e gás de proteção Ar + 25% CO ₂ + 3%H ₂ . Energia de soldagem 1,058 kJ/mm..	108
Figura 5.10 – Sinal capturado pelo SEA para o I9 soldados com arame maciço e gás de proteção Ar + 25% CO ₂ + 3%H ₂ . Energia de soldagem 1,058 kJ/mm...	109
Figura 5.11 – Sinal capturado pelo SEA para o I12 soldados com arame maciço e gás de proteção Ar + 25% CO ₂ + 3%H ₂ . Energia de soldagem 1,500 kJ/mm.....	109
Figura 5.12 – Sinal capturado pelo SEA para o I13 soldados com arame maciço e gás de proteção Ar+25%CO ₂ + 3%H ₂ . Energia de soldagem 1,5 kJ/mm...	110
Figura 5.13 – Macrografia da junta soldada de um implante mostrando as regiões onde foram feitas as micrografias. Ampliação 100X. Nital 2%.....	111
Figura 5.14 – Macrografia do MB. Ampliação 200X e 500X respectivamente. Nital 2%	112
Figura 5.15 – Macrografia do ZF. Ampliação 200X e 100X respectivamente. Arame tubular 1,058 kJ/mm e 1,5 kJ/mm; Arame maciço 1,058 kJ/mm e 1,5 kJ/mm, 200X. Ataque Nital 2%.....	113
Figura 5.16 – Macrografia do RGGZTA. Ampliação 500X e 200X respectivamente. Arame tubular 1,058 kJ/mm e 1,5 kJ/mm; Arame maciço 1,058 kJ/mm e 1,5 kJ/mm, 200X. Ataque Nital 2%.....	114

Figura 5.17 – Detalhe da região onde foram retiradas as microdurezas: (a) no Implante não rompido; (b) no Implante rompido.....	115
Figura 5.18 – Perfil de microdureza dos implantes soldados com arame tubular. Microdureza da junta superior a 250 Hv e inferior a 350 Hv. Condição de soldagem para I2 e I16 de acordo com a Tab.5.1.....	115
Figura 5.19 – Perfil de microdureza dos implantes soldados com arame tubular. Microdureza da junta superior a 250 Hv e inferior a 350 Hv. Condição de soldagem para I10 e I14 de acordo com a Tab.5.1.....	116
Figura 5.20 – Fractografia I3. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento.....	118
Figura 5.21 – Fractografia I6. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento.....	119
Figura 5.22 – Fractografia I7. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento.....	120
Figura 5.23 – Fractografia I8. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento.....	121
Figura 5.24 – Fractografia I9. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento.....	122
Figura 5.25 – Fractografia I12. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento.....	123
Figura 5.26 – Fractografia I13. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento.....	124
Figura 6.1 – Detalhe do T1. (a) macrografia mostrando detalhe da região (50X); (b) Detalhe de uma falta de fusão lateral entre a ZF e o MB (200X).....	132
Figura 6.2 – Detalhe do T5. (a) macrografia mostrando detalhe da trinca, CP simplesmente polido. (37,5X); (b) detalhe da trinca de hidrogênio no entalhe na RGGZTA (200X).....	132

Figura 6.3 – (a) Sinal capturado pelo SEA para o T2; (b) Detalhe dos picos 2 e 3. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ e energia de soldagem de 1,061 kJ/mm.....	134
Figura 6.4 – Detalhe do T2. (a) macrografia mostrando detalhe da trinca (50X); (b) detalhe da trinca na RGGZTA/ZTA (200X).....	135
Figura 6.5 – Sinal capturado pelo SEA para o T3. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ + 3%H ₂ e energia de soldagem de 1,061 kJ/mm.....	136
Figura 6.6 – Detalhe do T3. (a) Macrografia mostrando detalhe da trinca (37,5X); (b) Detalhe da trinca de hidrogênio no entalhe na RGGZTA/ZF (100X).....	137
Figura 6.7 – Sinal capturado pelo SEA para o T4. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ + 3%H ₂ e energia de soldagem de 1,061 KJ/mm.....	137
Figura 6.8 – Detalhe do T4. (a) macrografia mostrando detalhe da trinca (37,5X); (b) detalhe da trinca de hidrogênio no entalhe na RGGZTA (75X).....	138
Figura 6.9 – Sinal capturado pelo SEA para o T6. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ e energia de soldagem de 1,511 kJ/mm.....	139
Figura 6.10 – Detalhe do T6. (a) macrografia mostrando detalhe da trinca (37,5X); (b) detalhe da trinca na RGGZTA (150X).....	139
Figura 6.11 – Sinal capturado pelo SEA para o T7. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ + H ₂ e energia de soldagem de 1,511 kJ/mm....	140
Figura 6.12 – (a) Detalhe do T7. Trinca na RGGZTA se propagando para a ZF (75X);(b) Detalhe da mesma trinca na RGGZTA (150X).....	140
Figura 6.13 – Detalhe da trinca de hidrogênio na ZF do T7 (37,5X).....	140
Figura 6.14 – Sinal capturado pelo SEA para o T8. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ + H ₂ e energia de soldagem de 1,511 kJ/mm....	141
Figura 6.15 – (a) Detalhe do T8. Trinca na RGGZTA se propagando para a ZF (37,5X); (b) Detalhe da mesma trinca na RGGZTA (75X).....	141
Figura 6.16 – Sinal capturado pelo SEA para o T9. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ e energia de soldagem de 1,022 kJ/mm.....	142
Figura 6.17 – (a) Detalhe do T9. Trinca na RGGZTA tendendo a se propagar na direção da ZF (100X); (b) Detalhe da mesma trinca na RGGZTA (150X).	142
Figura 6.18 – Sinal capturado pelo SEA para o T10. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ e energia de soldagem de 1,022 kJ/mm.....	143
Figura 6.19 – Detalhe do T10 (37,5X); (a) Detalhe da trinca na RGGZTA (150X); (b) Região mostrando região decorrente da falta de fusão ZF (75X).....	144

Figura 6.20 – Sinal capturado pelo SEA para o T11. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ + 3%H ₂ e energia de soldagem de 1,022 kJ/mm.....	145
Figura 6.21 – Detalhe do T11. (a) Trinca se propagando na ZF (37,5X); (b) Detalhe da mesma trinca na ZF (75X).....	145
Figura 6.22 – Sinal capturado pelo SEA para o T12. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ + 3%H ₂ e energia de soldagem de 1,022 kJ/mm.....	146
Figura 6.23 – (a) Detalhe do T12. Trinca na ZF (37,5X); (b) Detalhe da falta de fusão entre a ZF/MB (150X).....	147
Figura 6.24 – Sinal capturado pelo SEA para o T15. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ + 3%H ₂ e energia de soldagem de 1,511 kJ/mm.....	147
Figura 6.25 – Detalhe do T15. (a) Detalhe da trinca na RGGZTA (37,5X); (b) detalhe da mesma trinca na RGGZTA (150X).....	148
Figura 6.26 – Sinal capturado pelo SEA para o T16. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO ₂ + 3%H ₂ e energia de soldagem de 1,511 kJ/mm.....	148
Figura 6.27 – (a) Detalhe do T16. Trinca na ZF (75X); (b) Detalhe da mesma trinca ampliado (150X).....	149
Figura 6.28 – Micrografia da ZF. Ampliações: Arame tubular 200X. Arame maciço 200X. Ataque Nital 2%.....	150
Figura 6.29 – Micrografia da RGGZTA. Ampliações: Arame tubular 500X. Arame maciço 500x e 200X. Ataque Nital 2%.....	151
Figura 6.30 – Perfil de microdureza do ensaio Tekken com arame tubular.....	152
Figura 6.31 – Perfil de microdureza do ensaio Tekken com arame maciço.....	152

LISTA DE TABELAS

	Pág.
Tabela 2.1 – Composição química dos aços API 5L PSL2 (API 5L, 2008).....	7
Tabela 2.2 – Tensões requeridas para os aços API 5L PSL2 (API 5L, 2008).....	7
Tabela 3.1 – Composição química e propriedades mecânicas do aço API X80 PSL2...	47
Tabela 3.2 – Composição química e propriedades mecânicas dos consumíveis.....	47
Tabela 4.1 – Parâmetros para uma boa condição de soldagem.....	72
Tabela 4.2 – Parâmetros de soldagem utilizados nos ensaios.....	73
Tabela 4.3 – Resultados obtidos nos teste com arame maciço (MIG/MAG).....	74
Tabela 4.4 – Resultados obtidos nos teste com arame tubular (FCAW-G).....	74
Tabela 4.5 – Taxas de aquisição obtidas nos testes implantes.....	78
Tabela 5.1 – Resultados das tensões aplicadas nos implantes.....	98
Tabela 5.1 – Resultados apresentados pelo SEA nos implantes.....	100
Tabela 6.1 – Parâmetros para uma boa condição de soldagem.....	129
Tabela 6.2 – Parâmetros de soldagem utilizados no ensaio tekken.....	129
Tabela 6.3 – Resultados apresentados pelo SEA para o ensaio tekken.....	131

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A – Ampères

A_{area} = área da secção transversal do implante

AF – Ferrita Acicular

API – American Petroleum Institute

ARBL – Aço de Alta Resistência e Baixa Liga

ASC – Augmented Strain Cracking

CCC – Cúbico de Corpo Centrado

CE – Carbono Equivalente

$Ceq(IIW)$ – Carbono Equivalente segundo o IIW

$Ceq(Pcm)$ – Carbono Equivalente segundo Ito-Béssyo

CFC – Cúbico de Face Centrada

CLR – Constant Load Rupture

CMV – Coalescência de Microvazios ou Alveolar

CTS – Controlled Thermal Severity

Db – Decibéis

DBCP – Distância Bico de Contato Peça

EA – Emissão Acústica

FCAW-G – Flux Cored Arc Welding Gas Shielded

FS(A) – Ferrita com Segunda Fase Alinhada (Ferrite with Aligned Second Phase)

FS(NA) – Ferrita com Segunda Fase não Alinhada (Ferrite with Non Aligned Second Phase)

GBOP – Gamped Bend On Plate

HC – Hexagonal Compacto

IG – Intergranular

IIW – International Institute of Welding

KHZ – Kilohertz

LE – Limite de Escoamento do Material

LR – Limite de Resistência do Material

M – Martensita (Martensite)

MB – metal de base

MHZ - Megahertz

MIG/MAG – Metal Inert Gás/Metal Active Gás

PF(G) – Ferrita de Contorno de grão (Grain Boundary Ferrite)

PF(I) – Ferrita Poligonal Intergranular (Intergranular Polygonal ferrite)

QC – Quase Clivagem

RGGZTA – região de Grão Grosseiro da ZTA

RMS – Root Mean Square

RRC – Rigid Restraint Cracking

SEA – Sistema de Emissão Acústica

Tekken – Y-Groove Restraint Test

TG – Transgranular

TRC – Tensile Restraint Cracking

U – Volts

WIC – Welding Institute of Canada

ZF – Zona Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada pelo Calor

α_p – Ferrita Poligonal

α_q – Ferrita Quase Poligonal (Acicular Ferrite)

σ – Tensão

SUMÁRIO

	Pág.
AGRADECIMENTOS.....	vi
RESUMO.....	vii
ABSTRACT.....	viii
LISTA DE FIGURAS.....	ix
LISTA DE TABELAS.....	xvii
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	xviii
CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO E OBJETIVOS.....	1
CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 O aço ARBL API X80.....	5
2.1.1 <i>Composição química do aço API X80.....</i>	6
2.1.2 <i>Microestrutura do aço API X80.....</i>	9
2.2 O Hidrogênio.....	11
2.3 Fissuração pelo hidrogênio na soldagem.....	11
2.3.1 <i>Microestrutura de soldagem.....</i>	12
2.3.2 <i>Nível de intensidade de tensão residual no cordão de solda devido a soldagem</i>	14
2.3.3 <i>Concentração de hidrogênio.....</i>	16
2.3.4 <i>Temperatura.....</i>	17
2.4 Influência da dureza na junta soldada.....	19
2.5 Absorção de hidrogênio.....	20
2.6 Mecanismo de formação da trinca de hidrogênio.....	21
2.6.1 <i>Teoria da pressão planar de Zapffe e Sims (1941) modificado por Tetelman (1969).....</i>	21
2.6.2 <i>Teoria da decoesão de Troiano (1960) e Oriani, Josephic em 1972.....</i>	22
2.6.3 <i>Teoria da superfície de adsorção da Petch (1956) e Petch, Stables (1952).....</i>	22
2.6.4 <i>Teoria da Condensação.....</i>	22
2.6.5 <i>Teoria do aumento da plasticidade devido ao hidrogênio localizado.....</i>	23

2.6.6 Teoria da adsorção induzida por deslocamento localizado ou de Lynch (1996).....	24
2.6.7 Teoria da fase rica em hidrogênio.....	24
2.7 Medidas para se minimizar a fissuração.....	26
2.7.1 Seleção de um material menos sensível.....	26
2.7.2 Redução no nível de tensão.....	27
2.7.3 Seleção do processo de soldagem.....	28
2.7.4 Controle das condições de resfriamento – pré-aquecimento.....	28
2.7.5 Realização de um pós-aquecimento ou tratamento térmico após soldagem.....	31
2.8 Ensaio de fissuração.....	33
2.9 Aspectos das fraturas ocasionadas pelas trincas de hidrogênio.....	38
2.10 Técnica da emissão acústica (EA).....	41
CAPÍTULO III – DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL (MATERIAIS E MÉTODOS).....	46
3.1 Materiais utilizados.....	46
3.2 Equipamentos utilizados.....	47
3.2.1 Medição das temperaturas.....	47
3.2.2 Soldagem.....	48
3.2.3 Equipamento para ensaio implante.....	49
3.2.4 Dispositivo usado na montagem do corpo de prova Tekken.....	50
3.2.5 Retirada e preparação dos corpos de prova para análise.....	50
3.2.6 Ensaio de microdureza Vickers.....	51
3.2.7 Microscopia óptica.....	51
3.2.8 Microscopia eletrônica de varredura.....	52
3.3 Sistema de emissão acústica – SEA.....	52
3.4 Metodologia para determinação da sensibilidade do SEA.....	58
3.5 Metodologia para o ensaio implante.....	61

3.5.1 Preparação dos implantes para soldagem.....	61
3.5.2 Medição da força de tração e da temperatura de ensaio.....	64
3.5.3 Soldagem.....	65
3.5.4 Retirada dos corpos de prova para microestrutura e micro dureza.....	66
3.6 Metodologia para o ensaio Tekken.....	66
3.6.1 Preparação dos tekkens para soldagem.....	66
3.6.2 Medição da tensão de restrição e das temperaturas de ensaio.....	68
3.6.3 Retirada dos corpos de prova para microestrutura e microdureza.....	69
CAPÍTULO IV – RESULTADOS DOS ENSAIOS PRELIMINARES.....	71
4.1 Processo de soldagem.....	71
4.2 Teste Implante.....	73
4.2.1 Análise das cargas atuantes.....	75
4.2.2 Resultados apresentados pelo sistema de emissão acústica (SEA).....	78
4.3 Considerações sobre os testes preliminares.....	94
CAPÍTULO V – RESULTADOS DOS ENSAIOS IMPLANTES.....	97
5.1 Forças aplicadas nos Implantes.....	97
5.2 Resultados apresentados pelo SEA.....	99
5.2.1 Resultados dos corpos de prova não fraturados e sem sinal no SEA.....	100
5.2.2 Resultados dos corpos de prova não fraturados e com sinal no SEA.....	102
5.2.3 Resultados dos corpos de prova fraturados e com sinal no SEA.....	105
5.3 Microestruturas.....	111
5.4 Microdurezas	114
5.5 Fractografias.....	117
5.6 Comentários sobre o ensaio Implante.....	125
CAPÍTULO VI – RESULTADOS DOS ENSAIOS TEKKEN.....	128

6.1 Parâmetros de soldagem.....	128
6.2 Ensaio Tekken.....	130
6.3 Resultados apresentados pelo SEA.....	130
<i>6.3.1 Resultados dos corpos de prova sem trinca e sem sinal no SEA.....</i>	<i>131</i>
<i>6.3.2 Resultados dos corpos de prova com trincas e sem sinal no SEA.....</i>	<i>132</i>
<i>6.3.3 Resultados dos corpos de prova com trincas e com sinais no SEA.....</i>	<i>133</i>
6.4 Microestruturas.....	149
6.5 Microdurezas.....	151
6.6 Comentários sobre o ensaio Tekken.....	153
CAPÍTULO VII – CONCLUSÕES.....	154
CAPÍTULO VIII – PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS.....	156
CAPÍTULO IX – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	157

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

Com a evolução industrial a necessidade da construção de estruturas mais eficientes e de menor custo determinaram o desenvolvimento de aços de alta resistência com alta relação “mais resistência x menos peso”, os chamados aços ARBL (aços de alta resistência e baixa liga). Entretanto, o desenvolvimento desse aço trouxe consigo diversos problemas quando soldados a arco elétrico, ou seja, o controle de defeitos e redução de custos de reparos tornou-se não só uma necessidade, mas uma questão de sobrevivência das empresas.

Dentre as causas dos defeitos nos aços ARBL soldados destacam-se as originadas pelas trincas. A ocorrência das trincas se deve ao fato de que a utilização de um processo de soldagem com fusão envolve a geração de ciclos térmicos que conduzem a mudanças no estado de tensão, microestrutura e propriedades na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA). Durante o ciclo de resfriamento as regiões austenitizadas, além de mudanças granulométricas, transformam-se em microconstituintes diferentes conforme a taxa de resfriamento da junta soldada.

As trincas de hidrogênio são um dos mais graves e persistentes defeitos encontrados na soldagem dos aços ARBL, e refere-se à perda de ductilidade do material, o que resulta na trinca, normalmente logo após a soldagem ter terminado. No entanto, a trinca de hidrogênio pode também ocorrer mais tarde, em até 48 horas após a soldagem. O comportamento perigoso da trinca de hidrogênio é complexo de ser entendido e dependendo da microestrutura do metal, da concentração de hidrogênio difusível da solda, da temperatura e do nível de tensão residual, o risco origina-se quando o resfriamento da junta atinge a região de temperatura entre 150 °C e -100 °C. Geralmente, trincas de hidrogênio são situadas nas proximidades da zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) ou na zona fundida (ZF) (NEVASMAA, 2003). Esta forma de trinca é também chamada de trinca a frio, trinca retardada ou trinca assistida pelo hidrogênio.

Desta forma, para avaliar se um material quando soldado é suscetível ou não a trinca de hidrogênio, um grande número de ensaios tem sido desenvolvido há várias décadas para a compreensão e a caracterização das diversas formas de trincas que podem ocorrer em uma solda visto que, a ocorrência destas é um evento complexo que depende de inúmeros aspectos e vários deles de difícil caracterização (BOELLINGHAUS, VIYANIT, ZIMMER, 2010).

Dos vários tipos de ensaios desenvolvidos alguns fornecem resultados apenas qualitativos (do tipo “trinca/não trinca”). Outros ensaios fornecem resultados quantitativos, contudo, na maioria dos casos, estes resultados não podem ser usados diretamente para prever se trincas poderão se formar durante a soldagem de uma estrutura real (BOELLINGHAUS, VIYANIT, ZIMMER, 2010).

Apesar destas limitações, ensaios de suscetibilidade a trinca de hidrogênio são usados em diferentes aplicações, por exemplo, a seleção de materiais para soldagem, o desenvolvimento de um procedimento de soldagem, a homologação de consumíveis de soldagem e estudos mais acadêmicos dos mecanismos que controlam certa forma de trinca (BOELLINGHAUS, VIYANIT, ZIMMER, 2010).

Dentre os vários tipos de ensaios, destacam-se os ensaios onde as tensões se originam da própria montagem, este tipo de ensaio é comumente chamado de **Teste Auto-restringido ou Direto**, ai incluído, por exemplo, o teste Tekken (Y-Groove Restraint Test), GBOP (Gamppped Bend On Plate), CTS (Controlled Thermal Severity) e WIC (Welding Institute of Canada). Estes ensaios permitem uma rápida avaliação da junta (ZF e ZTA) 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 (BOELLINGHAUS, VIYANIT, ZIMMER, 2010).

Os ensaios no qual a solicitação é imposta por um dispositivo externo que aplica uma carga ou deformação controlada ao corpo de prova, durante ou após a soldagem são conhecidos como **Testes com restrição externa ou Indiretos**, ai incluído o Implante, CLR (Constant Load Rupture), RRC (Rigid Restraint Cracking), ASC (Augmented Strain Cracking) e TRC (Tensile Restraint Cracking) (BOELLINGHAUS, VIYANIT, ZIMMER, 2010).

Os testes indiretos, de forma geral, se caracterizam por serem realizados em corpos de prova entalhados sob carga ou deformação constante. O teste de Implante é um ensaio de restrição externa que combina certas características de ambos os métodos. A maioria dos testes de restrição externa foi desenvolvida para que a trinca de hidrogênio aconteça na ZTA. 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 de tensão crítica, a qual caracteriza sua susceptibilidade na região avaliada (SILVA, FERRARESI, 2006).

Do exposto, verifica-se que, somente com o uso dos testes de suscetibilidade propostos não se tem garantias de que suas respostas possam se estender para uma aplicação prática real, desta forma torna-se necessário procurar outra ferramenta que, acoplada aos testes citados, possa contribuir com informações importantes que estes não fornecem. Uma possibilidade é o uso da técnica de Emissão Acústica (EA).

Segundo Suresha; Rajaprakash; Upadhy (2009), a EA é definida pela norma ASTM E1316, que define as terminologias para ensaios não destrutivos, como sendo *“a classe de fenômenos nas quais ondas elásticas transitórias são geradas pela rápida liberação de energia proveniente de fontes localizadas dentro de um material.”* Durante o processo de trincamento, a trinca emite ondas elásticas que emanam de um modo não direcional da fonte.

Há vários anos as ondas de EA vêm sendo utilizadas como ferramenta de monitoramento do crescimento de trincas em estruturas mecânicas, além de uma infinidade de usos na área da ciência de materiais. Ondas de EA podem ser geradas por uma grande quantidade de mecanismos (BALDO, 1994). Um aspecto importante das ondas de EA é que elas não são audíveis, pois sua faixa de frequência é da ordem de 50 kHz a 1200 kHz. Desta forma, para avaliação dos efeitos da propagação destas ondas, podem ser usados sensores adequados a esta finalidade (BEATTIE, 1993 apud SILVA, 2010).

O sensor de EA é um dispositivo que gera um sinal elétrico quando estimulado por uma onda de emissão acústica. Os sinais emitidos por este sensor estão na mesma faixa de frequência da onda EA, sendo necessário ainda trabalhar com esse sinal antes do seu armazenamento, para uma posterior análise. (SILVA, 2010).

Como visto, a EA pode ser uma ferramenta importante na detecção das trincas de hidrogênio e, portanto, o objetivo geral deste trabalho foi desenvolver um Sistema de Emissão Acústica (SEA) que auxiliasse na avaliação do instante de formação e propagação das trincas de hidrogênio em materiais suscetíveis quando da utilização de diferentes tipos de ensaios de soldabilidade que evidenciassem a suscetibilidade deste fenômeno.

Os objetivos específicos foram:

- Desenvolver um Sistema de Emissão Acústica para acoplá-lo aos ensaios de suscetibilidade a trinca por hidrogênio de forma que fosse possível detectar o instante de formação (nucleação) e propagação da trinca em materiais susceptíveis a esse fenômeno.
- Validar o sistema de emissão acústica desenvolvido para diferentes técnicas de ensaio de suscetibilidade a trinca de hidrogênio, como o ensaio Tekken e o ensaio Implante.
- Analisar, para os ensaios Implante e tekken, o instante de formação da trinca com a temperatura do corpo de prova e a sua propagação com o tempo de ensaio.

- Estudar a susceptibilidade a trinca de hidrogênio de um aço de Alta Resistência e Baixa Liga (aços ARBL), da classe API 5L X80, com a variação dos parâmetros de soldagem dos processos Arame Tubular e MIG/MAG.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Apresenta-se neste capítulo uma revisão bibliográfica atualizada, com as contribuições apresentadas por vários autores sobre o tema. Abordam-se os diferentes aspectos que estão relacionados diretamente com a pesquisa tais como: O Aço API 5L X80, desenvolvimento microestrutural da ZF e da ZTA, micromecanismos de fratura característicos do fenômeno de trincamento de hidrogênio, características e importância do hidrogênio na soldagem, a emissão acústica, entre outros. Foram utilizadas, na grande maioria, referências publicadas na década de 90 até a presente data, no sentido de compreender e analisar a evolução da temática.

2.1 O aço ARBL API 5L X80

Segundo Gnecco (2012), o aço de alta resistência e baixa liga – ARBL foi desenvolvido na década de 30, nos Estados Unidos, e teve seu uso comercial aumentado devido seu custo, soldabilidade e resistência mecânica – que proporciona tanto a redução do peso da estrutura quanto a diminuição da espessura das chapas usadas – e sua melhor resistência à corrosão atmosférica. No trabalho de Fedele (2002), o termo baixa liga refere-se, além do baixo teor de Carbono (C), às baixas porcentagens de elementos de liga. Neste aço, o cobre (Cu) está presente em combinação com outros elementos de liga tais como: Fósforo (P), Níquel (Ni), Cromo (Cr), Silício (Si), Molibdênio (Mo) que melhoram ainda mais a resistência à corrosão atmosférica do aço. Até os anos 70, esses aços eram produzidos pelo processo de laminação a quente seguido de normalização, visando obter uma microestrutura composta de finas lamelas de ferrita, perlita e grãos maiores de ferrita.

Nos anos 70, este processo foi modificado para operações de conformação termomecânica (TM), permitindo a produção de aços, de acordo com a classificação API

(American Petroleum Institute), API X70, com reduzidos teores de carbono, e adições de elementos Nióbio (Nb), Vanádio (V), Titânio (Ti) e Molibdênio (Mo). A microestrutura passou a apresentar maior uniformidade, com grãos mais refinados de ferrita. Esta tecnologia foi aperfeiçoada nos anos 80, com a introdução do processo de resfriamento controlado (accelerated cooling), juntamente com o conceito de laminação termomecânica. Foi então possível produzir o aço X80, com teores de carbono ainda mais reduzidos, melhorando sua soldabilidade. Neste caso, a microestrutura apresenta-se mais refinada, do tipo ferrítica-bainítica (FEDELE, 2002).

Nos últimos anos, adições de Mo, Cu e Ni tem sido testadas com sucesso em conjunto com processos modificados de resfriamento controlado, objetivando o desenvolvimento de tubos da classe X100, como mostra a Fig. 2.1, que representa o desenvolvimento dos aços API, em conjunto com os principais elementos de liga, desde a década de 60 (FEDELE, 2002).

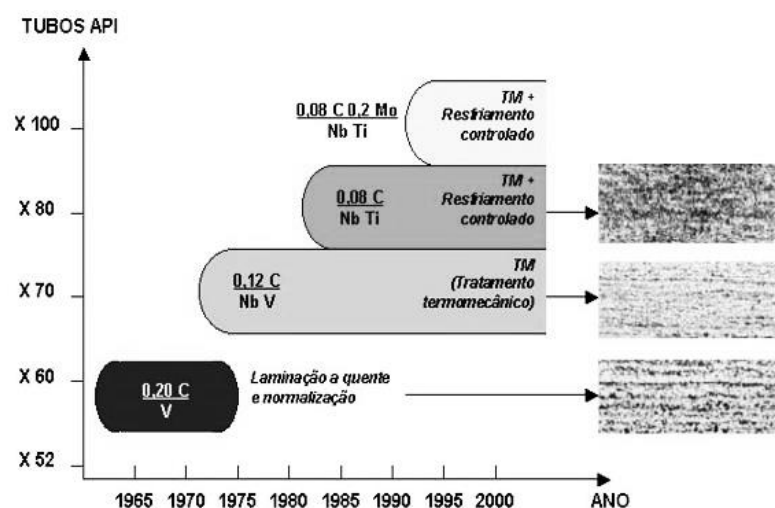


Figura 2.1 – Evolução dos aços API (FEDELE, 2002)

A alta resistência a esforços, boa tenacidade e boa soldabilidade, função do baixo teor de carbono e processos termomecânicos de fabricação deram origem a uma nova classificação de aços indicados para o transporte de petróleo e gás e especificada pela norma API 5L (2008), como é o caso do aço API 5L X80, onde vários trabalhos reportam a boa soldabilidade deste aço, como os trabalhos de Kothe et al (1993), Assis et al (2011) e Almeida et al (2007).

2.1.1 Composição química do aço API X80

A composição química dos aços API é variada para fornecer propriedades específicas. Conteúdos máximos e mínimos são descritos na especificação API 5L (Specification for Line Pipe Steel) para vários graus, principalmente para os elementos microligantes C,

Mn(manganês), P, S(Enxofre), Cr, Nb, Cu, Al(alumínio), Mo, Ni, Si, Ti, Co(Cobalto), V. Nem todos estes elementos estão presentes em todos os graus (ou resistência). Alguns deles são adicionados a certos graus de aço para proporcionar características específicas. Caso o Boro (B) apareça em valor menor que 0,001% em peso, ele não é considerado na análise.

A composição química típica e propriedades mecânicas dos aços API são mostradas nas Tabs. 2.1 e 2.2 respectivamente (API 5L, 2008).

Tabela 2.1 – Composição química dos aços API 5L PSL2 (API 5L, 2008)

Grau	Carbono Máximo ^a	Manganês Máximo ^a	Fósforo Máximo	Enxofre Máximo	Titânio Máximo	Outros
Sem Costura						
B	0,24	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,24	1,30	0,025	0,015	0,04	c, d
X46, X52, X56	0,24	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X60, X65, X70, X80	0,24	1,40	0,025	0,015	0,06	c, d
Soldado						
B	0,22	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	0,04	c
X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X60	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X65	0,22	1,45	0,025	0,015	0,06	c
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	0,06	c
X80	0,22	1,85	0,025	0,015	0,06	c

Notas: a) Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para o carbono, um aumento de 0,05% acima do máximo especificado para manganês; b) Nióbio, Vanádio ou Titânio podem ser usados se acordado com o comprador e fornecedor; c) A Soma de Nióbio, Vanádio e Titânio não deve exceder a 0,15%; d) PSL2 – Requisitos mais rigorosos na adição de elementos de liga promovendo também melhor soldabilidade.

Tabela 2.2 – Tensões requeridas para os aços API 5L PSL2 (API 5L, 2008)

Grau	Resistência ao Escoamento Mínimo		Resistência ao Escoamento Máximo		Resistência à Tração Mínimo		Resistência à Tração Máximo		Alongamento Mínimo ² %
	kSI	MPa	kSI	MPa	kSI	MPa	PSI	MPa	
B	35	241	65	448	60	414	110	758	A
X42	42	290	72	496	60	414	110	758	A
X46	46	317	76	524	63	434	110	758	A
X52	52	359	77	531	66	455	110	758	A
X56	56	386	79	544	71	490	110	758	A
X60	60	414	82	561	75	517	110	758	A
X65	65	448	87	600	77	531	110	758	A
X70	70	483	90	621	82	565	110	758	A
X80	80	552	100	690	90	621	120	827	A

Nota: Alongamento mínimo em 2" (50,8 mm)

Segundo Ratnapuli (2007) o C é o principal elemento dos aços API 5L e teores acima de 0,12% são evitados, pois diminuem a ductilidade e tenacidade e aumenta a probabilidade de defeitos superficiais, a ocorrência de microsegregação durante a solidificação, a quantidade de perlita, o limite de resistência e o valor do carbono equivalente.

Os elementos formadores de carbeto, mesmo em teores menores, Nb, V e Ti, se precipitam progressivamente à medida que a interface austenita/ferrita se movimenta, entre 650 °C e 850 °C. Estes elementos presentes conjuntamente em teores menores que 0,15% em peso refinam o grão quando precipitam na austenita e endurecem a ferrita (RATNAPULI, 2007).

Segundo Malcoln (2007), o Mn atua como inibidor de produtos de transformação como a ferrita poligonal e a perlita, e aumenta a resistência mecânica da ferrita por solução sólida. Outro efeito do manganês é a eliminação da fragilidade a quente devido a formação de MnS. O alumínio (Al) é adicionado com a finalidade de atuar como agente desoxidante e de refino de grão. Quando presente em solução sólida (teores acima de 0,015%) garante que quando o aço for aquecido durante as operações de soldagem ou tratamento térmico, o tamanho de grão austenítico será reduzido. Em conjunto com Ni forma precipitados de nitretos que proporcionarão refino de grão.

De acordo com Palmer e King (2008) o Si atua moderadamente como agente de endurecimento por solução sólida. Entretanto, sua função principal é atuar como desoxidante e estabilizador da ferrita. Pode-se considerar que quando o teor de Si é superior a 0,1%, o aço é totalmente acalmado (desoxidado) e abaixo de 0,1%, semi-acalmado (semi-desoxidado).

Segundo Siciliano (2008) o Si contribui com o endurecimento em solução sólida. A adição de silício (em concentrações elevadas, de 1,5% em peso) diminui a tenacidade dos aços bainíticos. O silício tem baixa solubilidade em cementita e retarda a sua precipitação. Oxigênio reduz tanto a resistência quanto a tenacidade. É difícil determinar o quanto está em solução sólida, uma vez que tende a estar presente de forma muito fina e muito dispersa em inclusões microscópicas.

De acordo com Palmer e King (2008), o Cr é um elemento que estabiliza a ferrita, mas diminui a sua taxa de transformação. Porém, também aumenta a dureza e resistência e tem uma influência maior quando o manganês está em baixas concentrações.

Para Malcoln (2007) o Cr diminui a tenacidade do metal de solda de aços ARBL. O Cr proporciona o aumento da resistência por solução sólida e promove a formação de carboneto. Também aumenta a temperabilidade e aumenta a resistência à oxidação e corrosão. O Cr e Mo aumentam a resistência à corrosão a alta temperatura e são bem conhecidos para dar a resistência contra a deformação de aços resistentes ao calor.

A adição de cobre ocasiona fragilidade a quente durante a laminação. Esta condição desenvolve-se pelo enriquecimento de cobre na superfície da placa durante o reaquecimento antes da laminação. Consequentemente ocorre a difusão do cobre nos contornos de grão da austenita, possibilitando a ocorrência de trincas de liquação. Neste caso, a adição de níquel é recomendada como medida corretiva (MALCOLN, 2007).

O fósforo está associado com a formação de uma linha central de segregação. Em aços produzidos por lingotamento contínuo, a concentração de fósforo na linha de segregação central é cerca de 10 a 20 vezes maior do que no restante do material. A presença de fósforo está relacionada com o aumento da atividade do carbono e a formação de microestruturas bandeadas de ferrita-perlita e ainda o endurecimento do composto MA (Martensita-Austenita) na ZTA após o ciclo térmico imposto pela soldagem. Estes efeitos pioram a resistência à corrosão em meios contendo H_2S e CO_2 restringindo a aplicação de aços com elevado teor de fósforo. O teor de máximo recomendado de fósforo é de 0,025% (SICILIANO, 2008).

2.1.2 Microestrutura do aço API X80

Com composição química variada a microestrutura do aço também se apresenta de forma variada. Bott et al (2005) e Roza et al (2006) afirmam que os aços API X80 produzidos no Brasil, com teor de carbono entre 0,04 a 0,08%, manganês entre 1,59% a 1,86%, microligados ao vanádio, nióbio, titânio e com adições de cromo e molibdênio apresenta uma microestrutura com cerca de 65% de bainita, o restante de ferrita primária e pequenas quantidades de martensita-austenita (MA).

Para Ratnapuli (2006), o aço API X80 produzido no Brasil apresenta microestrutura com predominância de bainita, possuindo baixo teor de carbono e microligado ao nióbio, vanádio e titânio. Os elementos cromo e o molibdênio são adicionados com a finalidade de formar bainita, manter o teor de carbono e manganês em níveis baixos e prevenir a formação da linha de segregação central. Para fins de desoxidação silício e alumínio são adicionados. Cálcio é adicionado para promover a globulização de inclusões.

O ajuste da composição química auxilia a etapa de laminação controlada, para obter a microestrutura bainítica. Para Ramirez et al (2007), em um aço da classificação API X80, a microestrutura do aço, Fig. 2.2, apresenta grãos com maior recristalização onde se destacam α_p (ferrita poligonal) em bandas de tamanho homogêneo, separados por bandas de bainita acompanhada de microconstituintes martensita-austenita (MA) sempre alinhadas no sentido da laminação.

Este mesmo autor aponta que pode ser observado ainda, com maiores aumentos, menores quantidades de ferrita quase poligonal – α_q , e colônias de bainita junto com MA. No centro da chapa os grãos de ferrita são mais equiaxiais e menos alongados, indicando que a

temperatura de laminação neste ponto foi maior que na superfície. Desta forma a MA é localizado preferencialmente dentro das colônias de bainita e em contornos de grão de ferrita. Isto acontece porque na formação de ferrita e bainita ocorre partição de carbono para a austenita ainda não transformada, algumas regiões de austenita enriquecida em carbono não se transformam em bainita e no resfriamento acabam por transformar-se em martensita e austenita retida. Por esta razão, o microconstituente MA fica sempre associado a bainita.

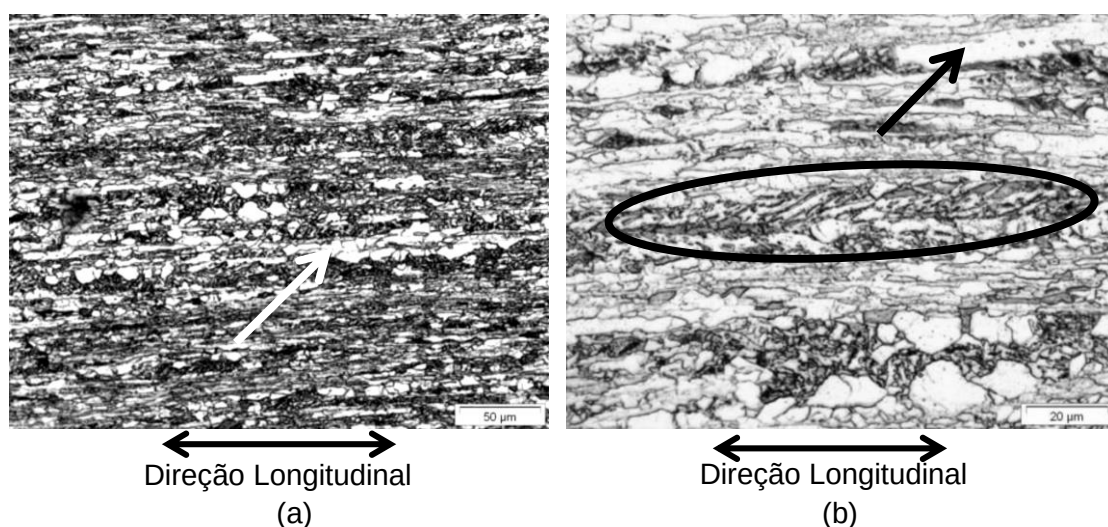


Figura 2.2 – Microestrutura próxima à superfície da chapa de um aço API X80. (a) Seta indicando colônias de α_p em branco. 200X; (b) Observa-se α_q , e em menor quantidade de α_p . Colônia de agregado eutetóide (elipse). Grãos maiores de ferrita assinalado por uma seta. 500X. Nital 3%. (RAMIREZ et al, 2007)

Gorni et al (2007), com uso da técnica de dilatométrica em diferentes ligas e com diferentes taxas de resfriamento, encontraram ferrita, perlita e bainita com variação nas temperaturas de início de transformação, devida ao enriquecimento da austenita pelo carbono rejeitado na frente da interface durante a transformação. Foi visto ainda que para taxas de resfriamento superiores a 10 °C/s a composição química do aço com Nb ou Nb-Ti promoveu a formação de estrutura bainítica e para ligas como Mo e Nb formaram microconstituintes aciculares que aumentam a dureza do aço.

Complementando esta abordagem sobre a microestrutura do aço API X80, apresenta-se, no item 2.3.1, estudos realizados pela literatura especializada com relação à microestrutura resultante da soldagem desses aços.

2.2 O Hidrogênio

Hidrogênio é o gás mais conhecido e o elemento mais leve, com peso molecular de 2,016 e densidade de 0,0972 g/l, com uma estrutura atômica de um próton e um único elétron. O hidrogênio, na forma de gás natural é diatômico H_2 , também é caracterizado por uma alta condutividade térmica. Esta característica é vantajosa para alguma aplicação na área de fabricação onde hidrogênio é acrescentado a gases inertes para aumentar a contribuição de calor em operações que envolvem corte e goivagem. (CWIEK, 2009).

Segundo Cwiek (2009), o hidrogênio pode existir no ferro ou no aço de duas formas diferentes, como hidrogênio molecular ou atômico. A molécula de hidrogênio diatômico é muito grande para entrar na superfície de um metal sólido, e deve ser dissociado em átomos individuais para poder atravessar a interface gás/metál. Dois mecanismos são conhecidos para isto, a eletroquímica e a quimiossorção.

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

Para Cwiek (2009) se o metal é fundido, o hidrogênio molecular pode dissolver-se facilmente, uma vez que se dissocia em solução e pode ser mantido como um soluto monoatômico em solidificação. O hidrogênio na forma atômica é um elemento transiente que continuamente se move até mesmo dentro do aço a temperatura ambiente. Semelhante ao nitrogênio, o hidrogênio é um elemento intersticial que forma uma solução sólida intersticial podendo ser dissolvido na ZTA e na ZF causando fragilidade.

2.3 Fissurações pelo Hidrogênio na Soldagem

A compreensão da formação das trincas na soldagem ainda é um assunto complexo devido ao grande número de tipos e causas para sua formação. A ocorrência dessas fissurações depende muito do material utilizado, dos ciclos térmicos, das transformações metalúrgicas, da indução de deformações e tensões residuais envolvidos na execução do processo de soldagem. São chamadas trincas a frio, ou trincas induzidas por hidrogênio, as fissurações que ocorrem algum tempo após a soldagem. Este fenômeno ocorre depois que a solda já está solidificada e pode levar minutos, horas ou até mesmo dias para surgirem depois da solidificação da ZF. Pode possuir tamanhos abaixo do limite de detecção dos ensaios não

destrutivos adequados, o que as torna muito perigosas. O tempo para a formação da trinca após o resfriamento dependerá da taxa de difusão do hidrogênio naquela microestrutura sob a influência de tensão, num dado ponto (NEVASMAA, 2003).

Segundo Gedeon e Eagar (1990), exames de fractografia revelaram que a trinca de hidrogênio não está associada a qualquer micromecanismo unificado, mas que a trinca pode ocorrer por diversos modos, ou seja, clivagem (C), quase clivagem (CQ), coalescência de microvazios (CMV) ou de forma intergranular (I), no contorno de grão da austenita anterior. O modo de fratura em questão estará, assim, dependendo:

- (i) da microestrutura de soldagem;
- (ii) do nível de intensidade da tensão residual no cordão de solda devido a soldagem;
- (iii) da concentração de hidrogênio;
- (iv) da temperatura.

As condições acima apresentam a mesma importância, mas dependendo da situação, uma delas pode ser predominante, e, nenhuma, isoladamente, provoca a trinca de hidrogênio. A influência de cada um destes fatores será estudada separadamente nos próximos itens.

2.3.1 Microestrutura de soldagem

Uma microestrutura de elevada dureza na região da solda aumenta a chance de fissuração pelo hidrogênio. Além de sua menor ductilidade e tenacidade, esta microestrutura reduz a capacidade de acomodação das tensões na região da solda. Desta maneira, uma microestrutura macia é capaz de tolerar, sem trincar, uma maior quantidade de hidrogênio que as mais duras. As microestruturas finais da junta soldada dependem diretamente da temperabilidade e da taxa de resfriamento. A temperabilidade do aço, e também a sua dureza, são governadas pela composição química, ou seja, pela contribuição total dos elementos presentes no aço. A temperabilidade pode ser calculada pelo carbono equivalente (ATKINS, 2002).

Durante a solidificação do metal de solda e durante o subsequente estado de transformação no resfriamento a austenita torna-se instável e decompõe-se em novos constituintes que dependem da taxa de resfriamento e da composição química. Para o resfriamento muito lento a transformação envolve o processo de difusão e toda a austenita se transforma em ferrita, perlita ou bainita (PITRUM, 2004). Entretanto, no resfriamento rápido, o processo de transformação deixa de ser por difusão e o microconstituente austenita se transforma em martensita, podendo ocorrer que alguma porcentagem de austenita permaneça estável à temperatura ambiente (IIW, 1988).

A taxa de resfriamento é função do aporte de calor, da temperatura de pré-aquecimento, da espessura e da geometria da junta. De um modo geral, as microestruturas formadas em

baixas temperaturas de transformação no estado sólido e as resultantes de altas taxas de resfriamento ou baixa energia de soldagem são as mais sensíveis a trincas a frio, como é o caso da martensita (PITRUM, 2004).

As microestruturas da ZTA e da ZF influenciam significativamente na formação da trinca de hidrogênio. Microestruturas martensíticas (M), bainíticas (B), ferritas de contornos de grão (FS(G)) e ferritas com segunda fase alinhada (FS(A)) são as mais sensíveis a este fenômeno (GRONG, 1994). Para a ZTA de aços carbono e C-Mn, um valor de dureza superior a 325 Hv ou 350 Hv indica uma elevada sensibilidade à fissuração. O constituinte microestrutural mais sensível à fissuração é a martensita, particularmente a de maior teor de carbono e menor ductilidade (MODENESI, 2004).

Hamad; Collins; Volkers (2008) relatam em seu trabalho a influência do tamanho de grão austenítico sobre a tenacidade de aços ARBL soldado. Verificaram ao estudar uma junta soldada de aço API 5L X80 que a condição de soldagem que proporcionou a menor tenacidade foi aquela com maior tamanho de grão austenítico. Esta condição proporcionou uma ZTA com grãos mais grosseiros próximos a linha de fusão e teve como microestrutura final a formação de bainita (com predominância da bainita superior) e martensita revenida (devido aos passes subsequentes de soldagem).

Para Eroglu e Aksoy (2000) a formação de martensita em juntas soldadas de aço baixo carbono também pode ocorrer para soldas conduzidas com baixo aporte de calor. O menor aporte de calor levará a taxas de resfriamento maiores e podem levar a formação de martensita. Os autores obtiveram, para um aço com 0,2% de carbono, uma microestrutura martensíticas na ZTA quando aplicaram um aporte de calor igual a 0,5 kJ/mm enquanto que quando aplicaram um aporte de 2,0 kJ/mm a microestrutura obtida foi de ferrita poligonal e perlita.

Em se tratando de trinca geralmente, o tamanho de grão grande, com contornos de grão de baixo ângulo oferece uma menor resistência à propagação da trinca por clivagem. Por outro lado, pequenos grãos e contornos de grãos de altos ângulos exigem alta energia para a clivagem visto que as trincas devem frequentemente mudar de direção. Logo, por ser o contorno de grão a região mais favorável energeticamente, esta região promove o surgimento da ferrita primária de contorno de grão FP(G). A FP(G) oferece um caminho fácil para a clivagem dependendo, é claro, da sua orientação nos contornos e do tamanho do grão. Portanto, PF (G) é considerada prejudicial por propiciar a iniciação e propagação de fratura por clivagem, e tem sido considerada como um fator que contribui para a trinca de hidrogênio com modo de fratura intergranular. A PF (G) é relatada como sendo mais suscetível a trinca do que a AF. Embora a AF, na ZF, seja considerada desejável por ser uma microestrutura resistente a fratura, as inclusões não metálicas, que contribuem para a sua formação, podem

atuar na ZF como sítios para a criação de vazios sob tensões plásticas na presença de uma concentração de alto hidrogênio e alta intensidade de tensão (PITRUM, 2004).

2.3.2 Nível de intensidade da tensão residual no cordão de solda devido a soldagem.

De acordo com Kou (2003) e Santos (2007) tensões residuais ou internas consistem de um sistema de tensões que existem em um corpo quando este está livre de esforços externos. Estas tensões são oriundas de uma deformação plástica não uniforme no corpo, principalmente devido a mudanças não uniformes de forma e volume. A presença de hidrogênio em uma junta soldada nestas condições pode abaixar o nível de tensão para o qual a trinca pode ocorrer.

Quanto mais duro é o material, maior é a intensificação de tensões de contração, por causa da restrição, ou seja, a falta de liberdade para acomodação das tensões impostas na solda pelas diferentes partes da junta. As tensões promovem a deformação plástica do material, que por sua vez, aumenta o número de discordâncias, que são responsáveis pelo transporte do hidrogênio para as extremidades dos entalhes (KOU, 2003; SANTOS, 2007).

As tensões residuais são consideradas apenas como tensões elásticas, o valor máximo não ultrapassa o limite elástico do material. A tensão que excede este valor, sem a ação de forças externas, será relaxada por uma deformação plástica até atingir o valor da tensão de escoamento, condição necessária para estabelecer o equilíbrio interno. As tensões residuais aparecem nos processos mecânicos, térmicos e químicos, que produzem deformações permanentes e não uniformes na forma ou no volume das peças (SANTOS, 2007).

Tensões são desenvolvidas na região da solda devido à sua contração durante o resfriamento. Em estruturas rígidas, as tensões de contração são intensificadas pela falta de liberdade para acomodação (restrições) da região da solda. Concentradores de tensão, como entalhes formados pela raiz, a margem da solda, mordeduras, inclusões de escória, cantos vivos da raiz da solda, ou heterogeneidades microestruturais, que exibem mudanças bruscas na dureza, tal como inclusões de escória, interface ferrita-martensita, ou ainda contornos de grãos e outras descontinuidades, causam um aumento local das tensões, facilitando a nucleação da trinca. Além disso, o grau de concentração de tensões depende da forma das inclusões. Inclusões mais circulares geram menores tensões que inclusões alongadas (KOU, 2003).

Silva (2005) comenta que as transformações de fase, contração térmica e restrição mecânica que sofrem as juntas soldadas causam tensões que influenciam na ocorrência de trincas de hidrogênio. Isto se deve ao fato de que as transformações de fase provocam dilatações e o grau destas depende do pico de temperatura atingido durante o processo de soldagem e do tamanho de grão inicial na região. A maior dilatação é obtida na transformação

austenita-martensita e corresponde a 4% do volume, o que significa 1,4% de deformação linear, e causa grande variação na tensão residual. A contração térmica se deve à solidificação e à contração do metal já solidificado e ocorre tanto na direção longitudinal como transversal, resultando na deformação da junta.

Durante a execução da soldagem Kou (2003) comenta que a geometria do cordão de solda pode afetar principalmente a formação de trincas durante o resfriamento do cordão de solda. Quando um filete côncavo em passe único resfria e contrai, a superfície do metal de base é tensionada. Entretanto ao tornar a superfície convexa minimiza este fator. Consequentemente a tração ao longo do metal base é reduzida, diminuindo a tendência de ocorrência de trincas.

Geralmente, as tensões residuais podem ser diferenciadas em três principais tipos, de acordo com a distância na qual atua no corpo ou segundo a escala sobre as quais são observadas (LU, 1996 apud SILVA, 2005). A Figura 2.3 apresenta a variação do nível de tensão residual de acordo com a escala de comprimento utilizada. Nesta Figura “M” representa a matriz e “R” uma fase endurecedora, σ_{Macro} são tensões do Tipo I, σ_{IIM} e σ_{IIR} são as tensões do Tipo II causada pela interação entre as fases, e σ_{IIIM} são as tensões de nível submicroscópico no interior da matriz (WITHERS, BHADSHIA, 2001 apud SILVA, 2005).

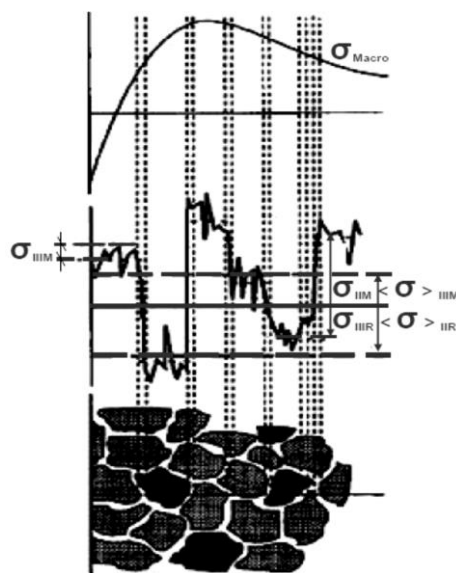


Figura 2.3 – Campo de tensões residuais de acordo com a escala de comprimento característica (WITHERS; BHADSHIA, 2001)

Como pode ser visto na Figura 2.3, a primeira categoria de tensões residuais são as tensões denominadas macroscópicas e que segundo a literatura são classificadas como do Tipo I. Estas tensões residuais variam continuamente ao longo de grandes distâncias, estendendo-se sobre vários grãos dentro do material. As outras duas categorias de tensões

residuais são caracterizadas pela extensão das regiões desajustadas serem de escala microscópica ou submicroscópica (LU, 1996; WITHERS, BHADESHIA, 2001 apud SILVA, 2005).

A segunda categoria de tensões residuais (Tipo II) está quase sempre presente em materiais policristalinos, uma vez que nestes materiais os grãos apresentam propriedades elásticas e térmicas diferenciadas em relação à sua vizinhança, devido a anisotropia dos materiais. Estas tensões são denominadas tensões intergranulares (WITHERS, BHADESHIA, 2001 apud SILVA, 2005) ou microtensões estruturais (LU, 1996 apud SILVA, 2005) e ocorrem em pequenas distâncias, em geral, de um grão ou parte de um grão. Elas ocorrem pela interação entre os grãos de uma mesma fase, entre fases diferentes, ou ainda entre partículas presentes no interior do material, como precipitados e inclusões, e a matriz. Desta forma, os níveis de tensões são mais significativos em materiais que apresentam microestruturas complexas, formadas por várias fases, ou nos que estão sujeitos às transformações de fases.

As tensões residuais do Tipo III são de nível submicroscópico, variando sobre algumas distâncias interatômicas e estão equilibradas somente em uma pequena parte do grão. Estas tensões originam-se pela coerência entre interfaces e campos de discordâncias (LU, 1996; WITHERS, BHADESHIA, 2001 apud SILVA, 2005).

2.3.3 Concentração de Hidrogênio

O hidrogênio pode ser oriundo do revestimento orgânico dos eletrodos, da umidade do fluxo, da umidade do ar, gordura, graxa, óleos, compostos orgânicos, tintas e contaminações da superfície. O hidrogênio é absorvido pela poça de fusão e pode ser transferido, por difusão, para a ZTA. Portanto, sua introdução na junta soldada deve ser evitada toda vez que se deseje uma junta soldada livre de trincas de hidrogênio. Na prática isto é muito difícil de obter, mas a sua ação nociva pode ser minimizada permitindo que o hidrogênio escape para fora da junta soldada, antes da temperatura decrescer para níveis abaixo do qual sua alta concentração na junta é prejudicial. Isto pode ser conseguido com a manutenção dos eletrodos em lugares adequados e secos, promovendo a secagem em estufa dos mesmos antes de utilizá-los e uso de pré e pós-aquecimento.

A solubilidade do hidrogênio na junta soldada depende principalmente da temperatura, sendo que sua distribuição na junta está associada a discordâncias, inclusões, vazios internos e poros. Estas características do hidrogênio provocam uma série de danos e formas de degradação nas juntas soldadas comprometendo assim o desempenho mecânico da estrutura. Exemplos de danos provocados pela concentração de hidrogênio são (WOODTLI; KIESELBACH, 2000):

- Formação de fissuras internas, bolhas ou vazios no aço;

- Fragilização (ou seja, perda de ductilidade).

Segundo Pitrum (2004), estes danos ocorrem após a conclusão da solda e no momento em que o metal de solda se solidifica. Nestas condições uma parte do hidrogênio escapa por difusão para a atmosfera e para a ZTA, mas outra parte remanescente fica presa no metal de solda solidificado. O hidrogênio presente na junta soldada é geralmente classificado em dois tipos:

a) Hidrogênio difusível é aquele que é liberado para a atmosfera durante a solidificação da solda, durante um período determinado de tempo, após a soldagem e até na temperatura ambiente.

b) Hidrogênio residual, também conhecido como o hidrogênio estável, é o que não evolui da soldagem à temperatura ambiente. Representa todo o hidrogênio que permanece preso no cordão de solda por longos períodos de tempo. O teor de hidrogênio total é então uma soma de hidrogênio difusível e residual. A quantidade de hidrogênio dissolvido na poça de fusão depende da pressão parcial de hidrogênio na atmosfera do arco e esta pressão é determinada principalmente pela umidade da atmosfera ambiente e pela umidade absorvida pelo consumível (PITRUM, 2004).

2.3.4 Temperatura

Segundo Pisa (1992), no estado líquido a ZF dissolve o hidrogênio em quantidades suficientes para que sua solubilidade decresça com a temperatura de forma contínua na solidificação e com a transformação austenita-ferrita. Consequentemente, na fase final do resfriamento, a ZF estará supersaturada em hidrogênio, conforme mostra a Fig. 2.4. Isso ocorre quando a ZF é menos temperável que o MB. Neste caso, o hidrogênio difunde da ZF para o MB, formando trincas na ZTA. Caso contrário, se a ZF for mais temperável que o MB, o hidrogênio irá se difundir no sentido inverso, do MB para a ZF. Desta forma, a região da ZF se tornará mais susceptível às trincas por hidrogênio.

Em Bailey et al (1995) pode-se ver que a difusividade do hidrogênio varia com a temperatura, com a composição e a condição do material. Quanto mais alta a temperatura, maior a difusividade do hidrogênio. A difusividade do hidrogênio nos aços ferríticos pode ser estimada pelas Eq.1 e Eq.2, sendo que a primeira deve ser utilizada para temperaturas abaixo de 200 °C e a segunda para temperaturas acima de 200 °C:

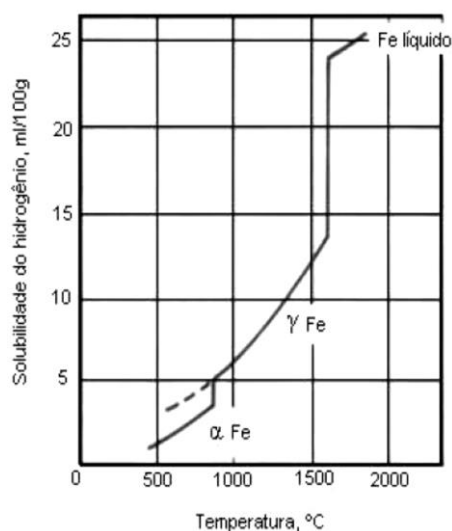


Figura 2.4 – Solubilidade do hidrogênio em função da temperatura (MARTINS, 1990)

$$D = 0,14 \exp\left(\frac{-13400}{RT}\right) \quad (2.1)$$

$$D = 12 \exp\left(\frac{-32700}{RT}\right) \quad (2.2)$$

Onde:

D = Hidrogênio difusível (mm²/s)

T = temperatura

R = Constante dos gases

Segundo Kasuya e Yurioka (1995) a temperatura ambiente pode afetar bastante a suscetibilidade a formação de trincas induzidas por hidrogênio. Quanto menor a temperatura ambiente maior o preaquecimento mínimo para se evitar trincas a frio. Assim, em locais frios o preaquecimento deve ser maior do que em locais quentes.

Para Easterling (1992) a temperatura é outro fator que influencia as trincas de hidrogênio, e seu efeito nos aços ferríticos ocorrem somente em baixas temperaturas numa faixa que varia entre -100 °C e +150 °C e têm seu ponto máximo de atenuação na temperatura ambiente, motivo pelo qual se deriva o nome de trinca a frio. A temperatura de formação de fissuras pela ação do hidrogênio é próxima do ambiente, pois é em torno desta temperatura que a fragilização causada nos aços pelo hidrogênio é máxima. Um aumento de temperatura de um metal ou liga metálica no estado sólido implica numa maior vibração dos átomos em torno de sua posição de equilíbrio. Esta vibração facilita a movimentação atômica no estado sólido que é o que se denomina de difusão, e esta será maior quanto maior for a temperatura.

2.4 Influência da dureza na junta soldada

A microdureza da junta soldada de um aço API X80 pode apresentar vários comportamentos, dependendo dos ciclos térmicos impostos durante a soldagem, da composição química dos metais de adição e da equivalência entre as propriedades mecânicas do metal de adição e o metal de base. Esta diferença de comportamento pode ser verificada em alguns trabalhos referentes ao tema.

Segundo Ramirez (2008) para altas taxas de resfriamento, superior a 10 °C/s há um aumento da dureza do aço API X80. Isso se deve ao fato de que nas altas taxas de resfriamento a microestrutura obtida passa a ser do tipo ferrita, martensita e bainita e com isso a microdureza se torna elevada chegando a atingir valores superiores a 270 Hv. A maior dureza verificada no MB está, segundo este autor, relacionada a um maior refinamento dos grãos nessa região e pode ter sua origem na diferença na taxa de resfriamento durante o processo de laminação termomecânica controlada (TMCR) pelo qual passou o material.

De acordo com Loureiro (2002), após soldados, a maioria dos aços ARBL apresenta perda de resistência na ZTA. Segundo Kim et al. (2001), como resultado dos ciclos térmicos, as propriedades mecânicas na ZTA podem sofrer variações devido o crescimento de grão, precipitação e segregação de impurezas. Já a região do ZF pode apresentar incremento da resistência dependendo do material de adição.

Segundo Easterling (1992) o aumento na resistência da ZF é ocasionado pela presença de elementos de liga do metal de adição, os quais, somados às taxas de resfriamento rápidas que acontecem durante a soldagem, tendem a promover baixas temperaturas de transformação, gerando microestruturas mais resistentes. As fases formadas pela baixa temperatura de transformação, particularmente bainita e martensita, contêm uma alta densidade de discordâncias, o que gera uma alta dureza e resistência.

De acordo com Silgado et al (2009) apud Espejo; Castro; Martinez (2001), a alteração da microestrutura adjacente a região de soldagem modifica as propriedades mecânicas necessárias para o ótimo desempenho dos aços ARBL. Alguns estudos realizados em aços ARBL confirmam que, independentemente do processo de soldagem utilizado, apresentam-se variações da dureza na região adjacente ao metal fundido, cuja extensão é função dos parâmetros de soldagem. Neste tipo de junções tem sido observada regiões de martensita não revenida de alta dureza (>500 HV) com uma extensão entre 2 e 3 mm.

Segundo Mohandas; Reddy; Kumar (1999), os aços ARBL, quando soldados, tendem a perder dureza na ZTA. Esta região exibirá baixa dureza e, por tanto, baixa resistência. Tsay; Chen; Chan (2001) manifestaram que, de forma geral, a ZTA (especialmente na zona adjacente à linha de fusão) é endurecida como consequência do processo de soldagem.

Trevisan et al. (2002), estudando o efeito da temperatura de interpasse na microdureza do aço API 5L X65, soldado com arame tubular, encontraram que o maior valor de dureza na junta apresentou-se na região da ZF.

2.5 Absorção de Hidrogênio

De acordo com Oliveira e Miranda (2001), o hidrogênio por ser um elemento químico de diâmetro muito pequeno pode ser encontrado em solução sólida na estrutura cristalina dos metais e suas ligas e mover-se por difusão no estado sólido com relativa facilidade. A mobilidade do hidrogênio na rede cristalina dos metais é alta quando comparada à de outros átomos e pode causar vários problemas à junta soldada.

Para Martins (1990) o hidrogênio pode ser oriundo do revestimento orgânico dos eletrodos, da umidade do fluxo, da umidade do ar, gordura, graxa, óleos, compostos orgânicos, tintas e contaminações da superfície. O hidrogênio é absorvido pela poça de fusão e pode ser transferido, por difusão, para a ZTA. Assim, é importante manter os eletrodos armazenados em lugares adequados e secos, promovendo a secagem em estufa dos mesmos antes de utilizá-los.

Para Pitrum (2004) o hidrogênio decorrente da umidade da atmosfera ambiente pode ser absorvido no momento da soldagem favorecendo a presença de hidrogênio na poça de fusão. Segundo Cwiek (2009) o hidrogênio é um gás diatômico e quando aquecido a altas temperaturas, como no plasma do arco, dissocia-se em hidrogênio atômico. Uma vez na forma de hidrogênio monoatômico é facilmente absorvido na poça fundida.

Um modelo teórico que ilustra a absorção do hidrogênio monoatômico e diatômico em pontos diferentes da poça de fusão foi proposto como mostrado na Fig.2.5. Neste modelo, átomos de hidrogênio são absorvidos pela atmosfera do arco para a poça de fusão e parcialmente incorporados na zona fundida; ao solidificar-se, transforma-se em austenita e perde um pouco de hidrogênio para a atmosfera.

Os termos T_F e T_B são temperaturas de transformação da austenita/(ferrita + perlita) e austenita/martensita respectivamente. O teor de carbono na ZF é geralmente inferior ao teor de carbono do MB, porque o metal de enchimento geralmente tem um teor de carbono menor que o do MB. No MB existe uma região que também está austenitizada. A partir do momento em que ocorre a decomposição da austenita em ferrita + cementita cai a solubilidade do hidrogênio e este se difunde para a região austenitizada do MB. No resfriamento, essa região com maior teor de hidrogênio pode temperar, dando como resultado a martensita. Desta forma tem-se hidrogênio associado a uma microestrutura frágil (KOU, 2003).

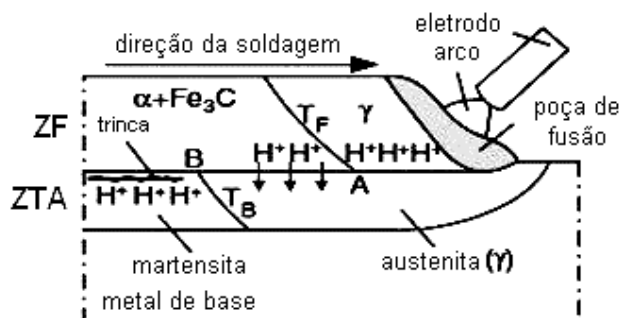


Figura 2.5 – Mecanismos da difusão do hidrogênio para a ZTA proposto por Granjon em 1972 (KOU, 2003)

Um aspecto importante na soldagem é que durante o resfriamento, a maior parte do hidrogênio absorvido pela poça de fusão escapa da região solidificada por difusão. Em geral, a redistribuição de hidrogênio durante o resfriamento da solda depende do histórico térmico e, portanto, do coeficiente de difusão para o hidrogênio (NEVASMAA, 2003).

2.6 Mecanismos de Formação da Trinca de Hidrogênio

Um aspecto característico da trinca de hidrogênio é a sua natureza retardada, isto é, a iniciação e propagação da trinca, que pode acontecer alguns minutos, horas, ou algumas vezes dias após a soldagem ter sido executada. Diferentes mecanismos foram propostos para explicar a formação de trincas de hidrogênio. Ainda hoje, não existe uma teoria que seja universalmente aceita para a fragilização por hidrogênio. As principais teorias estão descritas abaixo, exceto a baseada na fragilização por formação de hidretos, visto que este caso não ocorre para os aços (VIANNA, 2005).

2.6.1 Teoria da Pressão Planar de Zapffe e Sims (1941) modificado por Tetelman (1969)

Baseada no decréscimo da solubilidade do hidrogênio quando a temperatura diminui, convertendo-se em diatômico, em poros e microvazios. Ou seja, propuseram que a fragilização por hidrogênio ocorreria em função da pressão interna promovida pelo acúmulo de hidrogênio gasoso em uma cavidade pré-existente. Esta pressão interna facilitaria a iniciação e propagação de uma trinca. A pressão alcança valores tão elevados que aplicando a lei de Sievert's, um aço com 5 ppm de hidrogênio pode alcançar até 16.000 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 hidrogênio diatômico em monoatômico.

2.6.2 Teoria da Decoesão de Troiano (1960) e Oriani, Josephic em 1972

Diz que o hidrogênio diminui a energia de coesão entre os átomos do reticulado nos contornos dos grãos e nas interfaces (mecanismo de Petch). Essa energia de coesão é diminuída nos locais onde o hidrogênio está mais concentrado. Segundo a teoria de Troiano isto ocorre onde há triaxiliadade de tensões e, para Oriani, isso ocorre na zona deformada plasticamente, ou seja, na ponta da trinca (WAINER; BARNDI; MELO, 1995).

É também conhecido como Teoria da Decoesão Induzida de Hidrogênio. Foi proposta inicialmente por Troiano e modificada posteriormente por Oriani. Porém, há ausência de medidas diretas experimental de apoio a este mecanismo. Há também uma série de "questões em aberto" para a base observacional sobre a qual o modelo decoesão é procedente. O mais importante é que fractografia de fratura transgranular resultantes da decoesão podem ser fratura de clivagem, enquanto a maioria das observações pode ser classificada como quase-clivagem (McMAHON JR, 2001). Ou seja, o hidrogênio interage com o acúmulo de discordâncias em áreas de tensões triaxiais, diminuindo a força coesiva do material (NEVASMAA, 2003).

2.6.3 Teoria da Superfície de Adsorção de Petch (1956) e Petch, Stables (1952)

Propõe que o hidrogênio diminua a energia livre de superfície, de forma que as trincas podem crescer através de pequenas tensões aplicadas. Ou seja, propuseram que átomos de hidrogênio em solução sólida no material se difundem para a ponta de uma trinca pré-existente, causando a diminuição da energia de superfície desta trinca. Esta diminuição da energia da superfície seria a responsável pela diminuição da resistência do material à clivagem ou à fratura intercrystalina. Isto explicaria o caráter retardado da fratura e o fato da trinca ter sua propagação intermitente. Os limites desta teoria começam a aparecer quando se observam as superfícies de trincas assistidas por hidrogênio, nas quais aparecem deformações plásticas aparentes, impossíveis de terem sido provocadas, pois seria necessária maior energia de deformação (Cwiek, 2009).

2.6.4 Teoria da Condensação

Baseia-se no mecanismo de microplasticidade. Sugere que o hidrogênio na frente da ponta da trinca assiste o processo de deformação microscópica da microestrutura. Segundo Fujita (1977) dependendo da microestrutura, intensidade de tensão e concentração de hidrogênio na ponta da trinca, podem operar os modos de fratura intergranular (I), quase-

clivagem (CQ) ou coalescência de microvazios (CMV). O modelo proposto unifica várias teorias verificando que as teorias de pressão planar modificada e adsorção são desnecessárias.

Segundo Fujita (1977), a fragilização por hidrogênio necessitaria da participação de discordâncias e que os átomos de hidrogênio seriam responsáveis pela iniciação de uma trinca. Segundo ele, os átomos de hidrogênio formariam um aglomerado em locais preferenciais, tais como, imperfeições da rede cristalina, inclusões ou concentradores de tensão. Estes aglomerados causariam a expansão da rede cristalina, o que acarretaria a repulsão dos elétrons de condução dos átomos da rede para um local mais afastado dos aglomerados.

A repulsão dos elétrons causaria a diminuição da força de ligação entre os átomos de ferro mais próximos e, para a acomodação das tensões resultantes, dar-se-ia a iniciação de discordâncias e vazios. Os átomos de hidrogênio se combinariam nestes vazios, formando hidrogênio gasoso. A pressão exercida pelo hidrogênio gasoso acumulado em um vazio favoreceria o enfraquecimento das ligações atômicas dos átomos da rede, resultando na criação de uma micro-trinca. A propagação da trinca seria função direta da difusão de hidrogênio para a ponta da trinca (FUJITA, 1977).

2.6.5 Teoria do Aumento da Plasticidade devido ao Hidrogênio Localizado

Segundo Cwiek (2009) a absorção de hidrogênio e sua solução sólida aumentam facilmente a movimentação das discordâncias, ou geração, ou ambos. Primeiro mecanismo proposto por Beachem e desenvolvido por Birnbaum et al (1997). Em muitos casos, a definição de fratura relacionada ao hidrogênio é dada como uma “fratura frágil” e é baseado na perda de ductilidade macroscópica (por exemplo, diminuição da redução da área e do alongamento). Mas exames de fractografia mais cuidadoso, com uso da técnica de alta resolução mostra que a fragilização provocada pelo hidrogênio no aço é associada a alta plasticidade na ponta da trinca. A distribuição de hidrogênio pode ser altamente não uniforme sob uma tensão aplicada. Assim, o fluxo de tensão no local pode ser reduzido, resultando na deformação localizada que leva a falha localizada por processos dúctil, enquanto a deformação macroscópica permanece baixa.

Este mecanismo parece ser viável como uma das muitas sugestões para a explicação das falhas relacionadas pelo hidrogênio. Os argumentos são baseados em observações experimentais e cálculos teóricos. A presença de hidrogênio em solução sólida diminui as barreiras à movimentação das discordâncias, aumentando assim a quantidade de deformação que ocorre em uma região localizada ao lado superfície de fratura.

O processo de fratura é um processo de ruptura dúctil altamente localizada, em vez de uma fragilização. Fractografia de alta resolução de metais contendo fragilização por hidrogênio tais como Ni e Fe, mostram extensa deformação plástica localizada ao longo das superfícies de fratura. Observações de deformação e fratura de amostras realizadas com a microscopia eletrônica de transmissão (TEM – Transmission Electron Microscope) in-situ deu provas de que o modelo proposto é viável. O efeito da fratura provocada pelo hidrogênio em amostras avaliadas pela TEM mostrou que as trincas foram geradas por tensões estáticas (CWIEK, 2009).

No estudo de Cwier (2009) sobre a adição de gás de hidrogênio para a amostra, as fontes de discordâncias começaram a agir e as discordâncias começaram a aumentar suas velocidades. Remoção do hidrogênio a partir da amostra resultou na cessação do movimento das discordâncias. Este ciclo pode ser repetido muitas vezes. Em princípio, este mecanismo funciona como uma blindagem às interações elásticas entre as discordâncias e os obstáculos de solutos de hidrogênio. Redução das energias de interações entre os centros das tensões elásticas resultam em acentuada mobilidade das discordâncias. Este fenômeno é apoiado em fortes evidências experimentais onde foi observado as estruturas cristalinas cúbica de face centrada (CFC), cúbica de corpo centrada (CCC) e hexagonal compacta (HC).

Como consequência, um fluxo de tensão intrínsecas no material varia com a posição em uma distribuição heterogênea de hidrogênio e é menor onde a concentração de hidrogênio é maior. A questão crucial, no entanto, que ainda permanece sem resposta é como esse hidrogênio induzido no material em micro escala pode causar um cisalhamento localizado em macro escala (CWIEK, 2009). Como apresentado por Birnbaum et al (1997), é claro que o fluxo de tensão na região de localização é relativamente reduzido para o fluxo de tensão em volume de deformação homogênea, mas o mecanismo pelo qual o hidrogênio causa o cisalhamento localizado ainda não foi estabelecido (CWIEK, 2009).

2.6.6 Teoria da Adsorção Induzida por Deslocamento Localizado ou de Lynch (1996)

Segundo Lynch (1996) a adsorção de átomos de hidrogênio do ambiente na ponta da trinca resulta no enfraquecimento das ligações interatômicas facilitando a injeção de discordâncias da ponta da trinca e o seu crescimento devido ao deslizamento e formação de microvazios como mostra a Fig. 2.6.

2.6.7 Teoria da Fase Rica em Hidrogênio

Formação de fases ricas em hidrogênio - hidretos, cujas propriedades mecânicas diferem das da matriz. A trinca poderia passar pela formação e quebra de hidretos frágeis perto da ponta da trinca. Este modelo foi generalizado por Westlake. Para ferro foi verificado

que não são formados hidretos estáveis de hidrogênio até a pressão de 2 GPa, de modo que este modelo não é válido para a degradação do hidrogênio no aço. Resumo das interações possíveis de corrosão-deformações de corrosão que poderia produzir trinca de hidrogênio é mostrado na Fig.2.7 (CWIEK, 2009).



Figura 2.6 – Diagrama ilustrando o processo de adsorção induzida por deslizamento localizado que ocorrem ao longo de planos de corte alternativo (LYNCH, 1996).

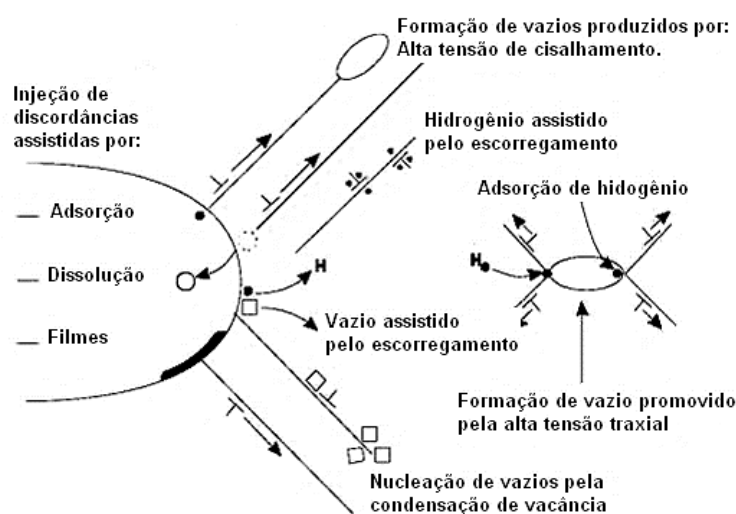


Figura 2.7 – Processos que podem resultar em trinca assistida pelo hidrogênio por deslizamento localizado e coalescência de microvazios (LYNCH, 1996)

Nenhuma das teorias apresentadas anteriormente pode explicar todas as características dos mecanismos das trincas de hidrogênio. Cada uma destas teorias foi desenvolvida para explicar observações experimentais. Logo, os resultados e conclusões foram deduzidos por diferentes métodos e em materiais de variados tipos, o qual não fornece um mecanismo universal.

2.7 Medidas para se minimizar a fissuração

O risco de fissuração pelo hidrogênio é minimizado atuando-se em um ou mais dos fatores que favorecem sua formação (MODENESI, 2004). De uma forma resumida, estas medidas podem ser agrupadas em: seleção de um material menos sensível, redução do nível de tensão, seleção do processo de soldagem, controle das condições de resfriamento, pré-aquecimento, realização do pós-aquecimento ou tratamento térmico após a soldagem.

2.7.1 Seleção de um material menos sensível

A soldabilidade do aço é inversamente proporcional a uma propriedade conhecida como temperabilidade, que mede a facilidade de formação de martensita durante o tratamento térmico. A temperabilidade do aço depende da sua composição química, com altas concentrações de carbono e outros elementos de liga como manganês, cromo, silício, molibdênio, vanádio, cobre e níquel que tendem a aumentar a dureza e diminuir a soldabilidade do material (EASTERLING, 1983).

Cada um desses elementos de liga influencia a dureza e soldabilidade de diferentes formas. Isso faz com que um método de comparação seja necessário para julgar a diferença na dureza entre duas ligas feitas de diferentes elementos de liga. Essa medida é conhecida como o teor de carbono equivalente.

Um aço é considerado de boa soldabilidade, ou totalmente soldável, se seu teor de carbono equivalente for inferior a 0,41. O aço com teor de carbono equivalente mais elevado é considerado como de soldabilidade limitada, que em geral significa que a solda deve ser realizada com um pré-aquecimento para reduzir a taxa de resfriamento (TÖRNBLOM, 2007).

Para o aço da classificação API X80 PSL2 (Product Specification Level), o carbono equivalente (Ceq) deve ser calculado com utilização da fórmula do P_{CM} (parâmetro de medição de trinca), eq.2.3, referente ao balanço químico da composição do aço para aços com teores de $C \leq 0,12\%$ e é sugerido um valor de $Ceq (P_{cm}) \leq 0,25\%$, para efeito de obtenção de melhores resultados de soldabilidade, minimizando a possibilidade de ocorrência de trinca, e da fórmula do IIW para teores de $C > 0,12\%$, eq.2.4.

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

$$Ceq_{(IIW)} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad (2.4)$$

A primeira equação (Eq.2.3) é conhecida como parâmetro do carbono equivalente ou fórmula de *Ito-Bessyo*. Foi desenvolvida na década de 60 no Japão especificamente para os

novos aços com teor de carbono mais baixo. Valores entre 0,18 a 0,20 são compatíveis com o valor do C_{eq} (P_{cm}) = 0,40 dado pela Eq. 2.4. A segunda equação (Eq. 2.4) é conhecida como fórmula do carbono equivalente do IIW (*International Institute of Welding*). Foi desenvolvida na década de 40 para aços normalizados com alto teor de carbono, entretanto pela vasta aplicação ainda é especificada pela API 5L. Valores abaixo de 0,45 indicam boa soldabilidade metalúrgica dos aços, enquanto valores acima deste requerem alguns cuidados quando da soldagem. Aços API 5L modernos possuem o valor do carbono equivalente calculado com esta fórmula em torno de 0,35 ou menos. Alguns aços X80 possuem valor entre 0,40 a 0,45 (TÖRNBLOM, 2007).

Assim sendo, a tendência atual é reduzir cada vez mais o teor de carbono no aço e aumentar o teor de elementos de liga que, apesar de terem um peso menor no carbono equivalente, endurecem o aço que comporá o metal de solda. Por outro lado, o metal de base especificado para uma determinada aplicação nem sempre pode ser substituído por um aço com teor de carbono menor e, conseqüentemente, com carbono equivalente menor.

Nesse caso, devem ser adotadas práticas que evitem a trinca de hidrogênio, tais como pré-aquecimento, consumível com baixo teor de hidrogênio, controle da temperatura interpasse, processo de soldagem que introduza pouco hidrogênio na peça, pós-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões.

A maioria dos aços de alta resistência são projetados para serem menos suscetíveis às fragilizações por hidrogênio. A susceptibilidade de aços a trinca de hidrogênio geralmente aumenta com o aumento da resistência mecânica. Aços com resistência à tração inferior a 700 MPa são mais resistentes à trinca de hidrogênio e as estruturas feitas com tais aços têm sido utilizados em serviço sem problemas graves. Aços com resistência mecânica superior a 1000 MPa são suscetíveis a fragilização por hidrogênio, e aços com resistência à tração da ordem de 1200 MPa são especialmente sensíveis e podem falhar em tensões muito abaixo do seu limite de elasticidade (TÖRNBLOM, 2007).

2.7.2 Redução no nível de tensões

Segundo Totten; Howes; Inoue (2003) nos aços, a transformação de austenita para ferrita, bainita ou martensita implica em expansão volumétrica, entretanto, as regiões vizinhas, frias e não transformadas impedem tal expansão, gerando tensões residuais compressivas no material transformado, e trativas na sua vizinhança. Dependendo do módulo de Young (E), rigidez do componente e coeficiente de expansão térmica, tensões compressivas ou até mesmo trativas resultam. Elevadas tensões residuais de tração são obtidas quando o fim da transformação ocorre em temperaturas relativamente altas. Sendo assim, o limite de escoamento à tração da microestrutura perlítica com ferrita pode ser superado pelas tensões

residuais. Consequentemente, quanto menor a temperatura de transformação, mais significativos os efeitos das transformações na tensão residual resultante.

Pode ser feito a redução no nível de tensão principalmente através da aplicação de pré-aquecimento, que reduz a velocidade de resfriamento e facilita a acomodação das tensões. O aumento do aporte de calor pode ter o mesmo tipo de efeito, porém outras características metalúrgicas indesejáveis podem ocorrer.

Zeemann (2003) cita que dependendo do tipo de material e do estado de tensões presente no componente podem ocorrer dois tipos de comportamento quando as tensões aplicadas em serviço se somam às tensões residuais de soldagem. Um é que o material pode escoar (deformar), aliviando as tensões, e com isso a tensão final (residual + aplicada) não consegue aumentar sua magnitude até chegar aos níveis do limite de resistência e o outro é que o material pode não escoar e a tensão final (residual + aplicada) atinge o limite de resistência causando a ruptura em serviço. Na realidade a formação da trinca é o alívio das tensões que ultrapassaram a tensão limite de resistência do material.

2.7.3 Seleção do processo de soldagem

Muitos fatores devem ser considerados quando se seleciona o processo de soldagem adequado para uma determinada aplicação. Durante a soldagem por quaisquer processos a arco elétrico, podem ocorrer defeitos como a trinca de hidrogênio, que dependendo das características do processo, ocorrem com maior ou menor intensidade, podendo até ser evitada quando utilizada uma metodologia adequada.

Nos processos de soldagem ao arco elétrico, uma fonte pontual de calor de grande intensidade aquece e funde parte do MB e o metal de adição que, em seguida, se solidificam e constituem a ZF. Durante esta operação, o estudo dos gradientes de temperatura e o conhecimento dos ciclos térmicos e da taxa de resfriamento permitem prever e controlar os fenômenos metalúrgicos que afetam as propriedades finais da junta soldada, tais como crescimento de grão, transformações no estado sólido, microestrutura resultante no MS e ZTA, além de diferentes níveis de tensões residuais envolvidas no resfriamento da junta (EASTERLING, 1983).

2.7.4 Controle das condições de resfriamento – pré-aquecimento

É possível minimizar ou mesmo evitar os efeitos das trincas de hidrogênio com tratamentos térmicos de pré e pós-soldagem. Com estes tratamentos pode-se fazer um controle da taxa de resfriamento e manter a temperatura suficientemente alta, dando tempo para a difusão do hidrogênio para fora da ZF e da ZTA e, simultaneamente, propiciar

microestrutura de baixa dureza diminuindo assim a possibilidade de trincas a frio na junta soldada.

Kasuya e Yurioka (1995) afirmam que a temperatura ambiente pode afetar bastante a suscetibilidade a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio. Quanto menor a temperatura ambiente maior o pré-aquecimento mínimo para se evitar trincas a frio. Assim, em locais frios o pré-aquecimento deve ser maior do que em locais quentes.

Com o pré-aquecimento, o metal de base é expandido e como o metal de solda está se solidificando, a diferença de temperatura entre o metal de solda e o metal de base é menor, o que reduz a quantidade de deformações e esforços residuais que surgem na junta soldada. Entretanto, esse tratamento afeta a microestrutura resultante da junta soldada e consequentemente suas propriedades mecânicas. A estrutura do material pode ser afetada pela taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500 °C influenciando o tempo disponível para difusão do hidrogênio da junta soldada, na faixa de temperatura de 300 até 100 °C (t_{3-1}). O pré-aquecimento aumenta a temperatura do metal próximo ao metal de solda, de forma que a gradiente de temperatura (isto é, a diferença de temperatura) entre o metal de solda e sua vizinhança fique reduzida. Assim, a zona termicamente aquecida resfria mais lentamente, visto que a taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura entre as massas quente e fria (ORDÓÑEZ, 2004).

Segundo Adedayo e Adeyemi (2000) o efeito do pré-aquecimento do metal de base na temperatura de 200 °C sobre a distribuição das tensões residuais na soldagem de chapas de aço baixo carbono resulta em uma redução nos níveis de tensões residuais transversais e longitudinais de aproximadamente 65%, o qual é similar ao efeito do tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões em estruturas soldadas mostrando, portanto, que para as condições avaliadas no trabalho, o pré-aquecimento é uma boa recomendação para a soldagem de estruturas que operam em altas temperaturas, ou na soldagem de estruturas de materiais que sofrem precipitação de fases que causam endurecimento durante tratamentos térmicos pós-soldagem, os quais resultam em altas tensões residuais.

Segundo Yurioka (2001), que realizou uma comparação entre os diversos métodos para o cálculo da temperatura de pré-aquecimento em aços API X80, os métodos da AWS e CEN (método que calcula a temperatura mínima de pré-aquecimento como função do seu carbono equivalente, conteúdo de hidrogênio no metal de solda, energia de soldagem, espessura, e considera também testes de trincamento a frio (Tekken) e esforços residuais da junta soldada) não são apropriados e consequentemente não mostraram a necessidade de pré-aquecimento. No caso dos métodos British Standard Institution e CET (método para o cálculo da temperatura mínima de pré-aquecimento como função do seu carbono equivalente, espessura

do material, hidrogênio difusível na zona fundida e a energia de soldagem) o pré-aquecimento é necessário, sendo extremamente conservadores.

Segundo Ordoñez (2004), os níveis de temperatura de pré-aquecimento (ambiente -18 a 25 °C, 100 °C e 160 °C) e de interpasse (as mesmas do pré-aquecimento) utilizados na soldagem de dutos de aço API X80 com diferentes arames tubulares não influenciaram significativamente as propriedades das juntas, o que indica a não necessidade da utilização de temperatura de pré-aquecimento. Isso se deve ao fato de que aos aços ARBL para dutos, a norma API 5L determina que para aços com conteúdo de carbono menor ou igual a 0,12%, como o desse estudo, para calcular a temperatura de pré-aquecimento deve ser usada a fórmula de Ito e Bessyo que utiliza o parâmetro de trincamento do metal de solda (Pcm). Utilizando o parâmetro Pcm, para as condições específicas desse trabalho, isto é: composição química do metal de base, espessura do duto e conteúdo de hidrogênio difusível no metal de adição, o cálculo da temperatura de pré-aquecimento foi de -35,3 °C. Esse valor de temperatura é muito baixo e pode demonstrar que, para as características do aço API 5L-X80 soldado com os arames tubulares definidos, não é necessária a utilização de temperatura de pré-aquecimento.

Segundo Corimaya (2009), no seu estudo da adequação do ensaio Tekken para a avaliação de trincas em soldas de aço API X80, o uso da temperatura de pré-aquecimento (ambiente e 100 °C) no aço API X80 soldado com diferentes arames tubulares, não influenciou na redução e/ou eliminação das trincas de hidrogênio na junta soldada. A seleção desta temperatura de pré-aquecimento foi baseada nas pesquisas realizadas por outros autores, como Silva (2005) e Ordoñez (2004), no estudo do trincamento a frio através do teste G-BOP, utilizando o mesmo material base e os mesmos eletrodos. Silva (2005) e Ordoñez (2004) na seleção da temperatura de pré-aquecimento utilizaram o estudo de Yurioka (2002) que consiste em fazer uma comparação entre os quatro métodos mais usados para o cálculo da temperatura de preaquecimento em aços de baixo conteúdo de carbono, incluindo os aços API. Assim, foi verificado que para a temperatura de pré-aquecimento de 100 °C não ocorriam trincas por hidrogênio.

Segundo Chilque et al (2008), na soldagem de um aço API X80 com eletrodo manual, os procedimentos de soldagem utilizados, incluindo o uso do pré-aquecimento a $T < 100$ °C e temperatura interpasses a $T < 250$ °C influenciaram na obtenção de estrutura metalúrgica e dureza na região de grãos grosseiros, apropriadas e compatíveis com as do metal de base. Sendo, também, determinante na recomendação do uso de eletrodo básico para a soldagem do aço X80 inclusive no passe de raiz.

No trabalho realizado por Silgado et al (2009), a utilização de pré-aquecimento do metal de base a 75 °C, segundo as recomendações da AWS para qualquer condição de soldagem, teve baixa significância na prevenção da trinca de hidrogênio nas condições testadas.

Segundo Zalazar (2009), no estudo de aços API com uso do ensaio Tekken todos os procedimentos foram qualificados como satisfatórios de acordo com o código API 1104, tendo sido utilizado uma temperatura de pré-aquecimento de 75°, correspondente a norma JIS Z 3158. Todos os corpos de prova alcançaram os valores de resistência a tração mínimos requeridos pelo código API 1104 demonstrando que, para os baixos níveis de carbono equivalente apresentados pelo material, o mesmo não apresenta suscetibilidade ao trincamento pelo hidrogênio e independe da temperatura de pré-aquecimento.

2.7.5 Realização de um pós-aquecimento ou tratamento térmico após a soldagem.

O pós-aquecimento tem a mesma função do pré-aquecimento: mantém a temperatura da peça em um nível suficientemente elevado de tal maneira que a junta soldada resfrie lentamente e uma maior quantidade de hidrogênio tenha tempo de difundir para fora da solda. Como esta temperatura, de pós-aquecimento, não é suficientemente alta, não gera alterações microestruturais. Assim como no pré-aquecimento, o resultado é uma ductilidade maior na região do metal de base. O pós-aquecimento raramente é aplicado de forma isolada, é quase sempre conjugado com o pré-aquecimento (FORTES, 2005).

Segundo Silva et al (2001) após a soldagem, mantendo a temperatura da peça a um nível suficientemente elevado de tal maneira que a junta soldada resfrie lentamente e uma quantidade de hidrogênio tenha tempo para se difundir para fora da solda, diminui o risco de ocorre a fissuração por hidrogênio. Segundo estes mesmos autores, um pós-aquecimento de 2 h a 250 °C é na maioria das vezes suficiente para promover a difusão do hidrogênio, eliminando a susceptibilidade a trincas de hidrogênio.

Existem dois tipos de tratamentos de alívio de tensões pós-soldagem. Um deles é o alívio térmico e o tratamento é conhecido como **tratamento térmico de alívio de tensões** (TTAT). O outro é o alívio mecânico, também conhecido como **martelamento**, cuja aplicação é polêmica e sua discussão não será aqui tratada. No TTAT a tensão limite de escoamento (assim como a tensão limite de resistência) diminui com o aumento da temperatura, Fig.2.8, o que significa que o material pode ser deformado em menores níveis de tensão (ZEEMANN, 2003).

Os tratamentos térmicos pós-soldagem podem afetar as propriedades mecânicas da ZF. O alívio de tensões e a normalização são os tratamentos térmicos mais usados após a soldagem dos aços ao C-Mn e baixa liga (Farias e Quites, 1992). Os tratamentos térmicos de

alívio de tensões em uma estrutura soldada apresentam dois grandes propósitos: reduzir o nível de tensões residuais e diminuir a dureza e/ou modificar a microestrutura da ZTA.

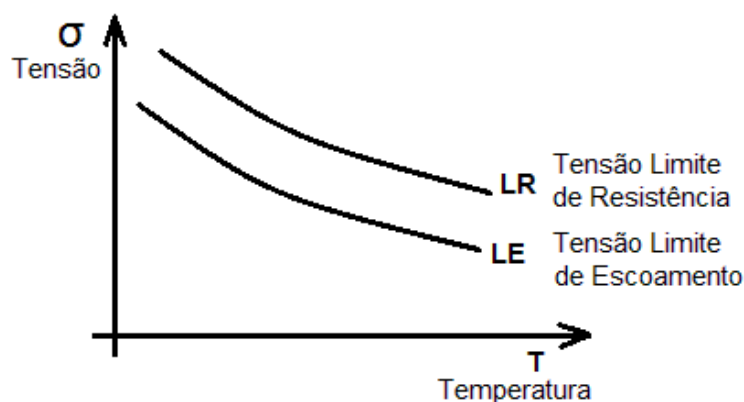


Figura 2.8 – Variação do limite de escoamento e de resistência em função da temperatura (ZEEMANN, 2003)

O tratamento térmico de alívio de tensões, depois de realizado, segundo Ribeiro (2001) trará também outras consequências, tais como:

- (i) Redução do limite de escoamento.

Para aços C e C-Mn, normalmente promoverá uma redução no limite de resistência e no limite de escoamento do MB e da ZF proveniente do coalescimento da perlita promovendo a esferoidização das lamelas de cementita. Essa redução se acentuará no caso de tratamento térmico prolongado ou na repetição de tratamentos.

- (ii) Alteração da Tenacidade

Metal de base: em aços C e C-Mn, por exemplo, geralmente ocorre uma pequena diminuição da tenacidade do metal de base devido ao crescimento de grão.

Zona afetada pelo calor: para os aços que geram estruturas martensíticas na ZTA, o aquecimento produz reajustamento interno da martensítica que alivia ou remove as tensões da estrutura, corrige excessiva dureza e fragilidade possibilitando o aumento de tenacidade.

Zona fundida: o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões será função principalmente da microestrutura presente na zona fundida antes da realização do tratamento térmico. Se a microestrutura da ZF for predominante de ferrita pró-eutetóide e de ferrita de placas laterais e com pouca ferrita acicular, a realização do tratamento térmico acarretará em uma diminuição de tenacidade. Haverá uma recristalização parcial das regiões com ferrita em placas e precipitação de carbonetos nos contornos de grão.

Quando se aquece um material cuja tensão residual se situa próxima ao limite de escoamento, esta tensão ultrapassa o limite de escoamento e o material se deforma, aliviando a tensão, Fig. 2.9. Como o aquecimento durante TTAT é generalizado, e não localizado; e as

taxas de aquecimento e resfriamento são controladas, não existe a geração de tensões no resfriamento, garantindo menor nível de tensões ao final do TTAT.

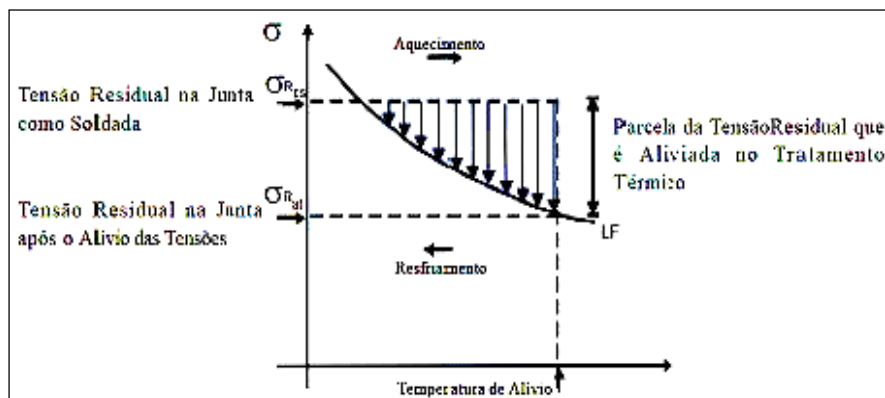


Figura 2.9 – Alívio de tensões com o aquecimento do material (ZEEMANN, 2003)

2.8 Ensaios de Fissuração

Segundo Boellinghaus; Viyanit; Zimmer, (2010), um grande número de trabalhos tem sido realizado há várias décadas para a compreensão e a caracterização das diversas formas de fissuração que podem ocorrer em uma solda. Aspectos como a influência da composição química da solda ou do metal base, dos parâmetros de soldagem e dos níveis de tensão têm sido estudados.

Por outro lado, a tendência de uma trinca se formar em um dado componente soldado é um evento complexo que depende de inúmeros fatores, vários deles de difícil caracterização. Como consequência, um grande número de ensaios de fissuração (ou de soldabilidade) tem sido desenvolvido por diferentes autores.

Segundo Fals (1999) alguns ensaios foram desenvolvidos para avaliar uma forma de fissuração em uma dada aplicação bem específica. Estes ensaios tentam reproduzir com uma montagem, em geral, de pequenas dimensões, as condições existentes na estrutura soldada de interesse. Vários ensaios fornecem resultados apenas qualitativos (do tipo “trinca/não trinca”). Outros ensaios fornecem resultados quantitativos, contudo, na maioria dos casos, estes resultados não podem ser usados diretamente para prever se trincas poderão se formar durante a soldagem de uma estrutura real.

Segundo Boellinghaus; Viyanit; Zimmer, (2010), apesar destas limitações, ensaios de fissuração são usados em diferentes aplicações, tais como: para determinação de procedimento de soldagem, para a homologação de consumíveis de soldagem e em estudos acadêmicos dos mecanismos que controlam certa forma de fissuração. Estes ensaios

prestam-se ainda como forma de avaliar os efeitos da soldagem nos seguintes aspectos: (1) Trincas no metal de base e no metal de solda; (2) Ductilidade do metal de base e do metal de solda; (3) Penetração da solda; (4) Forma da poça de fusão.

Alguns testes são usados para avaliar a forma de fissuração em uma dada aplicação bem específica e são usados somente em pesquisas laboratoriais. Estes testes tentam reproduzir em pequena escala, as condições existentes na estrutura soldada de interesse. Apesar da grande versatilidade dos testes, porém, nenhum deles consegue repetir exatamente as condições reais de serviço de uma solda, possibilitando apenas uma base para comparações. Os vários testes de soldabilidade podem envolver soldas reais ou simulações. Os inúmeros testes de soldabilidade podem ser classificados de acordo com a tensão envolvida. Eles podem ser auto-restringidos ou com restrição externa. Os ensaios em que os corpos de prova são carregados externamente, com restrição externa, são classificados como (BOELLINGHAUS; VIYANIT; ZIMMER, 2010):

1. Teste de Implante (Aceitação, pesquisa e desenvolvimento);
2. Teste LTP (Aceitação, pesquisa, desenvolvimento e simulação de solda);
3. Teste TRC (Aceitação, pesquisa, desenvolvimento e simulação de solda);

Os auto-restringidos são do tipo:

1. Teste Tekken (Aceitação, pesquisa e desenvolvimento);
2. Teste de trinca em solda com chanfro em U (Aceitação, pesquisa e desenvolvimento);
3. Teste Lehigh (Pesquisa e desenvolvimento);
4. Teste CTS – Teste de Severidade Térmica Controlada (Aceitação, pesquisa, desenvolvimento e simulação de solda);
5. Teste de dobramento de cordão (Aceitação, procedimento de ensaio, pesquisa, desenvolvimento e simulação de solda);
6. Teste de Crucifixo (Aceitação, pesquisa e desenvolvimento);
7. Test WIC – Welding Institute of Canada Test (Procedimento de ensaio e simulação de solda);
8. IRC – Trinca de Restrição Instrumentada (Aceitação, pesquisa, desenvolvimento e simulação de solda);
9. Teste RGW (Aceitação, pesquisa, desenvolvimento e simulação de solda);
10. Teste GBOP (Gapped Bead-On-Plate) – Cordão sobre chapa com folga (Aceitação, pesquisa e desenvolvimento)
11. Teste SCCT (Sample For Cold Crack Test) – Corpo de prova para teste de trinca a frio (Aceitação, Procedimento de ensaio, pesquisa e desenvolvimento).

O teste auto-restringido, também denominado de teste direto, permite uma rápida avaliação da junta soldada (ZF e ZTA) 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, ou seja, são testes que utilizam uma junta especial capaz de gerar, na solda, tensões transientes e residuais que podem levar à formação de trincas. Nenhuma carga externa é aplicada na solda (BOELLINGHAUS; VIYANIT; ZIMMER, 2010).

Os testes com carregamento externo (ou restrição externa), também denominado de testes indiretos, de forma geral se caracterizam por serem realizados em corpos de prova entalhados sob carga ou deformação constante, ou seja, são testes nos quais as tensões são geradas por um dispositivo externo que aplica uma carga ou deformação controlada ao material de teste, durante ou após a soldagem. Esta carga externa pode ser variada para modificar o estado ou intensidade de tensão e a formação da trinca (BOELLINGHAUS; VIYANIT; ZIMMER, 2010).

Com o modelo de teste auto-restringido, a carga mecânica da amostra é aplicada exclusivamente por tensões residuais resultantes da tensão de restrição, contração e da transformação microestrutural na região da solda. Com o modelo de testes com carregamento externo, em que tensões residuais, também, sempre agem, a carga de teste mecânica é aplicada a partir do exterior e é considerada como a carga de ensaio. As propriedades de resistência do material consumível ou do cordão de solda, respectivamente, podem afetar o resultado do teste, mesmo que a trinca a frio ocorra na ZTA. A geometria do cordão, que pode assumir diferentes formas, dependendo dos parâmetros de soldagem, tem, exceto para o Teste de Implante, uma influência sobre o resultado do teste de trinca de hidrogênio, que não deve ser ignorado (BOELLINGHAUS; VIYANIT; ZIMMER, 2010).

O Ensaio Tekken é o ensaio de auto-restrição mais utilizado internacionalmente para a avaliação da susceptibilidade à formação de trincas a frio, tanto na ZF, como na ZTA, sendo definido pela Norma Industrial Japonesa JIS Z 3158 como mostrado na Fig.2.10. A Figura 2.10 mostra o esquema de um corpo de prova para ensaio Tekken, com Y oblíquo, com as duas chapas unidas previamente através de soldagens nas suas extremidades (soldas de ancoragem). Com a realização das soldas de ancoragem executa-se a soldagem sobre o chanfro em V do Corpo de Prova (BOELLINGHAUS, VIYANIT, ZIMMER, 2010).

Segundo Silva, Ferraresi (2006), Estudos realizados variando o formato do chanfro, posição de abertura da raiz e temperatura de pré-aquecimento demonstraram a dependência da ocorrência da trinca de hidrogênio com esses fatores. Entretanto, constataram que, nos ensaios, a trinca iniciava-se na raiz da solda, devido a uma severa deformação plástica imposta pelo efeito de entalhe na raiz e por uma possível concentração de hidrogênio que ocorre na direção de zonas altamente deformadas. A intensidade da restrição tem um efeito indireto no trincamento de raiz. Ao contrário, as tensões devido ao efeito de entalhes na raiz são fatores diretos do trincamento de raiz.

Segundo Corimaya (2009), a utilização do ensaio teste Tekken mostrou-se inadequado para avaliar a suscetibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio em soldas de aço API X80. O nível de restrição do teste não é suficiente para causar trincas na junta soldada. Entretanto, este mesmo autor concluiu que a diminuição da energia de soldagem de 2,0 kJ/mm para 1,0 kJ/mm aumentou a taxa de resfriamento e consequentemente o nível de restrição imposto pelo teste, provocando aparição de trincas na ZF. A energia de soldagem não teve influencia significativa nos resultados do teste Tekken. A variação de 2,0 kJ/mm para 1,0 kJ/mm causou somente o aparecimento de 6% de trincas. Estas surgiram especificamente nos cordões efetuados com arame E71-T1.

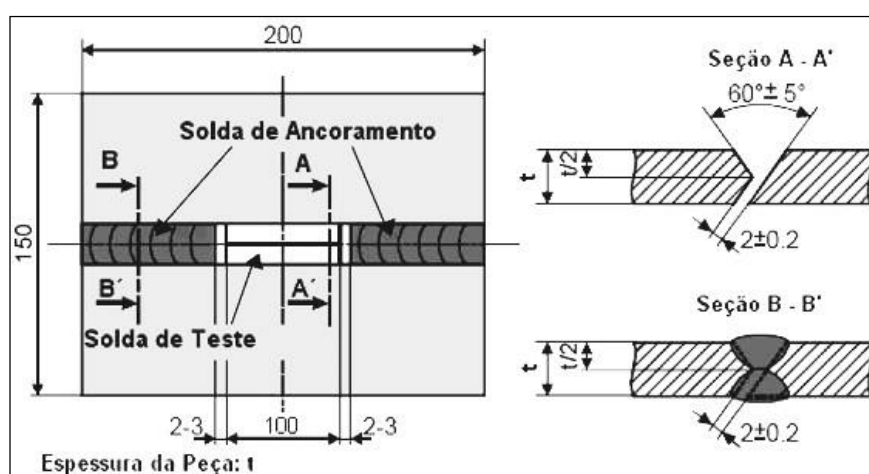


Figura 2.10 – Esquema Ilustrativo do ensaio Tekken com Y oblíquo mostrando a vista da peça e preparação da solda de ancoragem e solda teste (BOELLINGHAUS, VIYANIT, ZIMMER, 2010)

Segundo Faria (2010), o ensaio Tekken se mostrou satisfatório na determinação das melhores características de soldabilidade dos aços USISAC350 e ASTMA588B. Nos resultados obtidos a partir do ensaio Tekken, apenas o aço USISAC350 de 16,0 mm de espessura, não requereu a utilização de pré-aquecimento a fim de se evitar a fissuração pelo hidrogênio. Por outro lado o aço ASTMA588B de mesma espessura requereu a utilização de pré-aquecimento.

O Teste Implante consiste de uma amostra do material a ser testado, usinada de forma cilíndrica com entalhe helicoidal que é introduzida em um furo gerado em uma chapa de aço de mesma composição química que o material a ser testado, sobre a qual será depositado um cordão de solda que passará sobre o furo e, portanto sobre o material de teste inserido neste, Fig. 2.11. Após o cordão de solda resfriar até a temperatura de teste (por exemplo, 150 °C) uma carga constante é aplicada no material a ser testado. Depois de decorridos um tempo

2.9 Aspectos das fraturas ocasionadas pelas trincas de hidrogênio

Segundo Gedeon e Eagar (1990) exames fractográficos têm revelado que a trinca de hidrogênio não está associada com qualquer micromecanismo unificado, mas que a trinca pode ocorrer por diversos modos, por exemplo, clivagem, quasi-clivagem (QC), coalescência ou microvazios (CMV) ou de forma intergranular (I) ao longo dos contornos de grão da austenita anterior.

De acordo com a teoria da microplasticidade, o hidrogênio na estrutura à frente da ponta da trinca promove e auxilia qualquer deformação microscópica e o processo de crescimento da trinca na microestrutura. Nas Figuras 2.12 a 2.14 podem ser vistos exemplos desses modos de fratura.

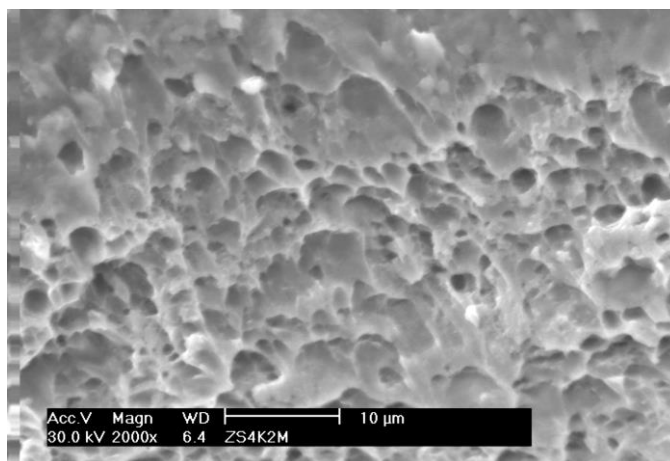


Figura 2.12 – MEV da fratura na ZF de um aço de alta resistência mostrando a superfície com CMV (Cwiek, 2009)

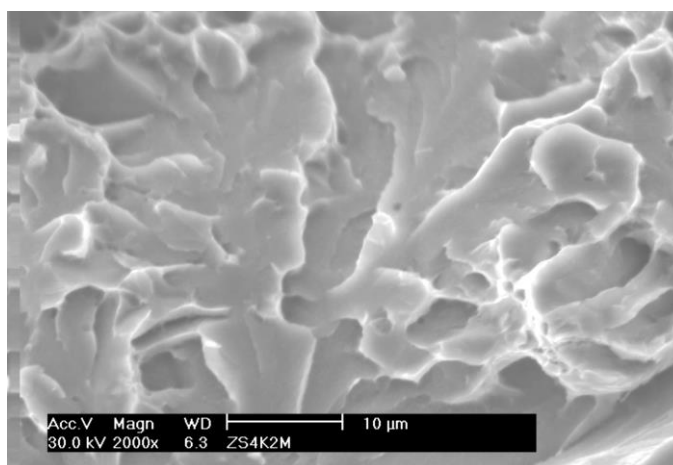


Figura 2.13 – MEV da fratura na ZF de um aço de alta resistência mostrando a superfície CMV que se transformou em clivagem transgranular (TG) na ZTA (Cwiek, 2009)

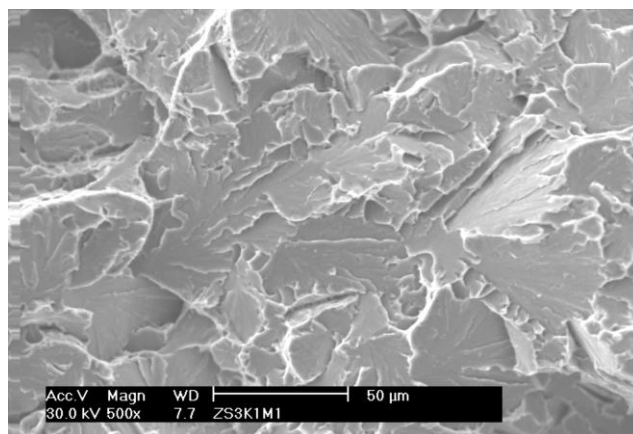


Figura 2.14 – MEV mostrando fratura frágil transgranular, intergranular e clivagem (Cwiek, 2009)

O modo de fratura em questão vai, assim, depender da (i) microestrutura de soldagem, (ii) nível de intensidade de tensão na ponta da trinca e (iii) concentração de hidrogênio. Uma característica da fratura da trinca de hidrogênio é que a fase de propagação da trinca geralmente inclui morfologias de fraturas tanto transgranular quanto intergranular. A maior susceptibilidade à trinca de hidrogênio é tradicionalmente associada com trinca intergranular, e em menor associação com a coalescência de microvazios, ou seja, a formação de dimples (SUZUKI, YURIOKA, 1982).

No estudo da degradação ocasionada pelo hidrogênio em aços de alta resistência, Cwiek (2009) observou que as fraturas das juntas soldadas ocorreram sempre na ZF, onde a resistência foi menor em comparação com MB. A redução da ductilidade pelo hidrogênio foi acompanhada por uma mudança no modo de fratura. Para as amostras testadas a temperatura ambiente, o crescimento da trinca ocorreu de modo dúctil e apresentou fratura com modo misto de QC e CMV como pode ser visto na Fig.2.15.

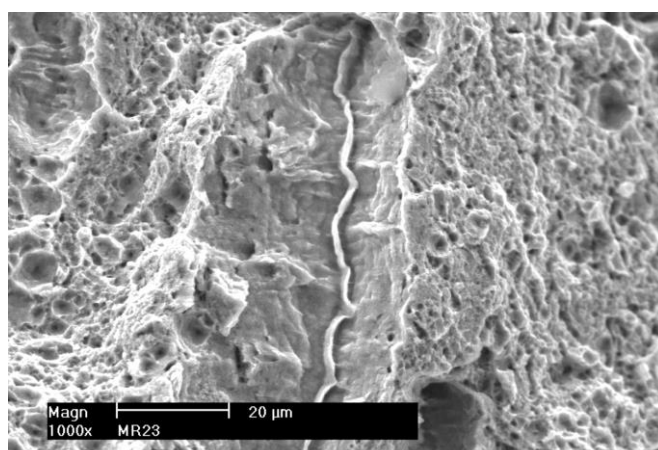


Figura 2.15 – Superfície de fratura com modo misto (CWIEK, 2009)

De acordo com Hakansson (2003), com o aumento da intensidade da tensão, uma transição de intergranular para clivagem/quasi-clivagem e para coalescência de microvazios podem ocorrer nas fases iniciais da fratura, isto é, uma transição a partir do mecanismo de falha envolvendo plasticidade desprezível para aquelas associadas com níveis elevados de deformação plástica. Investigações sobre superfícies de fratura de amostras soldadas revelaram trincas onde a quantidade de área cristalina (que se assemelha a fratura de clivagem/quasi-clivagem) aumenta com o carbono equivalente de metal de solda e, por conseguinte, a sua resistência.

Trincas de hidrogênio podem variar em comprimento, habitualmente de uns poucos microns até alguns milímetros. Pequenas trincas facilmente escapam da detecção pelos métodos normais de END (ensaio não destrutivo), como inspeção por radiografia, inspeção por partículas magnéticas e inspeção ultrassônica e inspeção por emissão acústica. No caso de ZF dos aços de extra-alta resistência, microtrincas de tamanho de poucos décimos de milímetro até alguns milímetros já podem se tornar críticas do ponto de vista da integridade estrutural de um componente (NEVASMAA, 2003). Trincas de hidrogênio em soldagens podem atuar também como núcleos potenciais de falhas posteriores de fabricação ou serviço, por exemplo, por fratura frágil ou fadiga.

No trabalho desenvolvido por Caloi (2008), utilizando o ensaio Tekken e implante, foi observada a presença de trinca transgranular, indicando se tratar de trincas por hidrogênio. Esta mesma conclusão foi obtida por Lee (2007) em seu estudo com um aço ferrítico.

Fals e Trevisan (1999) utilizando um aço API X-80 de fabricação nacional e o processo de soldagem FCAW-G com aporte de calor constante de 0,659 kJ/mm no teste implante modificado e monitorado por emissão acústica, encontraram trincas localizadas sempre em regiões de alta concentração de tensões da ZF, aproximadamente na linha de fusão. Por outro lado, as trincas se propagavam de maneira transgranular, quasi-clivagem e intergranular.

Kitagawa et al (2007), em seu estudo utilizando o teste de implante, mostrou que a fratura dúctil foi dominante com pequenas áreas de fratura transgranular quasi-clivagem (sem fratura intergranular). Entretanto, Nakatani, Higashi e Yamada (1999), assim como a maioria dos estudos, mostraram que as fraturas por hidrogênio se iniciam como quase-clivagem e se propagam como trincas intergranulares.

Valim (2005) em seu estudo do aço API X80 e processo de soldagem a arco submerso verificou o comportamento dúctil da fratura bem como a formação de “dimples” caracterizando uma trinca por hidrogênio.

2.10 Técnica da Emissão Acústica (EA)

Técnicas radiográficas e ultrassons têm sido desenvolvidos para a detecção de defeitos volumétricos e planar existentes nos materiais e/ou soldagens. No entanto, o método de emissão acústica (EA), descritos em detalhe por Vasudevan; Stout; Pense (1981), foi utilizado por ser mais adequado para monitoramento em tempo real de defeitos. A EA é uma onda elástica transiente gerada pela rápida libertação de energia no interior de um material como resultado do início e propagação de uma trinca. Esta energia pode ser capturada por um transdutor ligado a amostra durante ou após a finalização da soldagem e redução da temperatura.

De acordo com Yurioka e Suzuki (1990) e Fals (1999) os sinais acústicos emitidos durante o início e propagação da trinca mostrou que a trinca de hidrogênio se propaga de forma descontínua. Segundo Vasudevan; Stout; Pense (1981), Fals e Trevisan (1999) a monitorização da trinca de hidrogênio utilizando a EA tem sido correlacionada com sucesso com modelos teóricos e utilizada em condições de laboratório em vários métodos de ensaio de trinca instrumentado.

A técnica de Emissão Acústica vem sendo estudada desde os anos 60, utilizada principalmente como ferramenta de monitoramento de estruturas mecânicas em ensaios não destrutivos (crescimento de trincas). Nesta área, várias pesquisas têm sido realizadas para detectar a formação e crescimento da trinca durante ou após a soldagem, ou mesmo em serviço. Na área da ciência dos materiais, Liu e Asibu (1990) citam que a EA é utilizada para detectar a formação da martensita, nucleação e crescimento de grãos, transformação de fase. Outra área de grande utilização é a técnica de monitoramento de trincas em operações de usinagem (BALDO, 1994).

Ondas de EA podem ser geradas por uma grande quantidade de mecanismos, como citado anteriormente. A onda de EA gerada devido à fratura é atribuída à formação e propagação de trincas na estrutura cristalina. Com isso, espera-se que a análise do sinal de EA proporcione informações sobre o evento. Tais ondas não são audíveis, pois sua faixa de frequência varia de 50 kHz a 1200 kHz. A propagação destas ondas em um material pode ser captada por sensores adequadamente posicionados, chamados de sensores de EA (BEATTIE, 1983).

Para o entendimento melhor sobre as ondas de EA, um sinal ideal de emissão acústica é apresentado na Fig.2.16 e para o estudo de sinais de emissão acústica são convencionadas algumas características da onda. Estas características estão normalizadas internacionalmente. Segundo Mix (2005) para estas características destacam-se:

1. Amplitude de sinal de emissão acústica: valor máximo de voltagem obtido pelo sinal de EA, ou seja, é o maior pico de voltagem atingido por um sinal de EA. Esse é um parâmetro importante, pois é ele que determina a detectabilidade de um evento. Amplitudes de EA estão relacionadas à magnitude da fonte do evento, e elas podem variar de microvolts a volts.

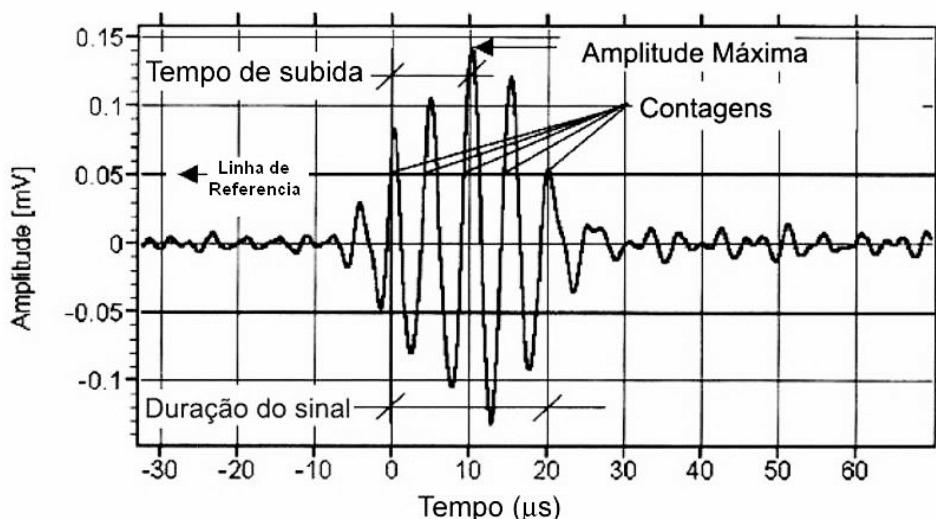


Figura 2.16 – Esquema ilustrativo dos parâmetros de medição do sinal de EA (MIX, 2005)

2. Contagem de EA: número de vezes que o sinal de EA ultrapassa o limite de referência (ou linha de corte do sinal) durante o ensaio. Esse parâmetro depende da magnitude da fonte do evento, mas também depende das propriedades acústicas e natureza reverberante da amostra e do sensor. Contagens é um dos parâmetros mais velhos e mais simples de associar a eventos acústicos. O problema é que esse parâmetro tende a enfatizar fatores acústicos e do instrumento de medição à custa de fatores de fonte, uma vez que são dependentes da ressonância do elemento sensor (DRUMMOND, 2007).

3. Limite de referência ou linha de corte do sinal: limite de referência do sistema eletrônico acima do qual os sinais serão detectados.

4. Marse (energia): medida de área retificada do sinal de EA, ou seja, é a área medida abaixo do envoltório do sinal retificado. Esse parâmetro é preferido em relação a contagens por ser sensível a amplitude e duração, e ser menos dependente da escolha de linha referência ou linha de corte e da frequência de operação.

5. Tempo de Subida: é o tempo passado desde o primeiro cruzamento da linha de referência (linha de corte do sinal) até o tempo onde ocorreu o pico de máxima amplitude. Este parâmetro é governado por processos de propagação da onda e é medido em microssegundos.

6. Duração: é o intervalo de tempo limitado pelo primeiro e último cruzamento da linha de referência (linha de corte do sinal). Esse parâmetro é medido em microssegundos e

depende da magnitude da fonte, acústica estrutural e reverberação da mesma maneira que contagens.

A captura dos sinais de EA se dá por intermédio de um sensor de EA que é um dispositivo (“transducer”) que gera um sinal elétrico quando estimulado por movimentos da superfície em forma de onda produzida pela fonte de EA. Este sinal elétrico pode então ser amplificado e processado para proporcionar as informações sobre o evento. O sensor de EA é composto basicamente de um cristal (transdutor piezoelétrico) colocado em uma base de epóxi (placa de contato).

Beattie (1983) comenta que a sensibilidade do sensor é governada pela sensibilidade intrínseca do material do piezoelétrico e pela dimensão (formato) do elemento piezoelétrico. Os cristais piezoelétricos mais usados são os quartzos, sal rochelle e o dihidrogenofodrato de amônia.

A característica do sinal de emissão acústica (sinal elétrico produzido pelo sensor) depende do mecanismo que a gerou, do material através do qual ela se propagou e do sensor que transformou a onda em sinal (FERRARESI, 1996).

Dois importantes problemas com relação à emissão acústica merecem destaque. Primeiro é a dificuldade no desenvolvimento de modelos teóricos adequados, devido às várias fontes geradoras de emissão acústica e sua natureza aleatória com relação aos sinais de pico. A segunda complicação está na onda de emissão acústica que se movimenta através de um corpo físico, sendo que, sempre que tiver alguma interface da geração até o sensor, pode haver interferência no sinal (FERRARESI, 1996).

Uma das principais vantagens da utilização do sinal de EA na formação da trinca está relacionada a alta faixa de frequência do sinal, de aproximadamente 50 a 1200 kHz, que fica bem acima das frequências de vibração mecânica ou de outros ruídos que envolvem a maioria dos ambientes de teste. Entretanto, este sinal de alta frequência é alternado e a sua análise direta é geralmente pouco informativo dado à dificuldade de se interpretar um sinal de tal natureza. Além disso, para a aquisição e armazenamento do sinal de EA bruto, necessita-se de um aparato computacional que tenha uma alta frequência de aquisição e com grande capacidade de memória. Desta forma, torna-se necessário efetuar um tratamento deste sinal através de outro método (FERRARESI, 1996).

Uma forma de contornar o problema de armazenamento do sinal de alta frequência é a utilização da faixa de baixa frequência presente na ampla faixa de frequências de sinal bruto da EA. Por exemplo, pela passagem do sinal de Emissão Acústica bruto por um circuito retificador de onda completa ou por um voltímetro RMS (Root Mean Square). Desta forma, o sinal de saída tem uma frequência menor que o sinal bruto (BALDO, 1994).

A forma mais simples de tratamento do sinal de EA é através da amplificação e filtragem desse sinal, seguido de processamento em voltímetro RMS para o armazenamento em computador com placa de conversão A/D. O voltímetro RMS determina a raiz quadrada da média quadrática do sinal de EA.

Segundo Baldo (1994) a técnica de monitoramento de eventos via EA apresenta um grande potencial de aplicação no campo industrial, devido às várias vantagens, tais como o baixo custo, alta sensibilidade, flexibilidade de montagem, robustez, pequeno tamanho do sensor, simples instalação e processamento de sinal.

Os resultados do ensaio por EA não são convencionais. Na realidade este método não deve ser utilizado para determinar o tipo ou tamanho das descontinuidades em uma estrutura, mas sim, para se registrar a evolução das descontinuidades durante a aplicação de tensões para as quais a estrutura estará sujeita, desde que as cargas sejam suficientes para gerar deformações localizadas, crescimento do defeito, fricção, ou outros fenômenos físicos.

No trabalho de Almeida et. al. (2007) sobre o comportamento de um aço bainítico com ultra baixo carbono (ULCB) e de um aço de Alta Resistência e Baixa Liga (HSLA) analisado em condições de carregamento controlado em laboratório, os sinais de EA indicaram mecanismos de deformação plástica para ambos os materiais. Entretanto, A técnica de AE foi sensível na detecção dos mecanismos de dano durante os estágios iniciais de carregamento, algumas anomalias não esperadas apareceram nos sinais obtidos, indicando a necessidade de novos experimentos. Outro aspecto importante foi que a diferença de perfis entre os sinais de EA obtidos para os dois materiais justifica um estudo mais detalhado para obter parâmetros de aceitação/rejeição para aços bainíticos.

Roca et. al. (2008) propôs um novo critério para avaliar a estabilidade do processo de soldagem MIG/MAG no modo de transferência por curto-circuito a partir da caracterização dos sinais de EA gerada pelo arco. O sinal de EA foi adquirido com o uso de um sensor do tipo MV-201 com sensibilidade de 10 ± 3 mV.Pa-1 e um processador com capacidade de processar frequência da ordem de 20 Hz a 100 kHz. Como resultado do estudo foi demonstrado a validade do novo critério proposto a partir da comparação dos resultados com os métodos tradicionais baseados na análise do sinal da tensão e corrente do arco e inspeção do cordão de solda depositado.

Assis; Mattos; Rebelo (2007), utilizando a técnica de EA no monitoramento e identificação de dois tipos de defeitos induzidos pelo hidrogênio (empolamento e trinca) em quatro tipos de aços (Inoxidáveis Martensítico e Supermartensítico 13-Cr, AISI 4340 temperado e ASTM A516 Gr 60 Ferrítico-Perlítico) correlacionou a forma de onda de EA e a taxa de amostragem que melhor representa um espectro de EA.

Elforjani e Mba (2009) apresentaram resultados de uma investigação experimental para avaliar o potencial da tecnologia de EA na detecção de trincas em cabos de aço em operações a baixa velocidade. Para este propósito especial foi desenvolvido um equipamento de teste empregado na geração de degradação natural no cabo. Foi concluída que a tecnologia de EA detectou o crescimento de trincas induzidas nos cabos a baixa velocidade. Os testes demonstraram a aplicabilidade da EA na detecção da iniciação e propagação de trincas em cabos a baixa velocidade ainda em operação. Foi concluído também que há uma correlação clara entre a crescente energia de EA e a propagação natural e formação de defeitos no cabo.

Ennaceur et al (2006), monitorando o crescimento de trincas em aços para fabricação de vasos de pressão, através da técnica da emissão acústica, concluíram que com o uso desta técnica é possível identificar as zonas de propagação de trincas. O resultado fundamental desta investigação foi que a contagem, a amplitude, o tempo de subida, a frequência média e a duração são os parâmetros mais importantes de EA para a identificação dos diferentes mecanismos de propagação das trincas. As análises mostram que se pode também identificar a zona de propagação do defeito, mas o parâmetro de EA utilizado depende do tipo de aço. Para o aço C-Mn a duração da relação plasticidade-amplitude entre microtrincas são os principais parâmetros de EA para se determinar a propagação na ZTA ou na ZF. Embora, os resultados obtidos não possam ser usados diretamente na inspeção não destrutiva de estruturas reais, podem, contudo, ser úteis para obter uma compreensão geral do processo de emissão e os fatores que o afetam.

CAPÍTULO III

DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL (MATERIAIS E MÉTODOS)

Apresenta-se neste capítulo uma descrição do material de base, consumíveis de soldagem, o procedimento de soldagem, seguido da montagem da junta, execução e metodologia da avaliação da junta soldada e dos equipamentos utilizados. Descreve-se também o sistema de emissão acústica, o programa computacional e toda a metodologia para a execução dos ensaios Implante e Tekken. Inicia-se com a descrição dos materiais e equipamentos utilizados na pesquisa e em seguida trata-se da metodologia utilizada nos ensaios Implante e Tekken

3.1 Materiais utilizados

Como material de base (MB), para o ensaio Implante e ensaio Tekken, foram utilizadas chapas de aço API X80PSL2, nas dimensões de 20 mm x 200 mm x 330 mm (espessura x largura x comprimento). As chapas usadas como MB, tanto no ensaio Implante quanto no ensaio Tekken, foram usinadas para remoção da camada de óxido superficial.

Na Tab. 3.1 são apresentadas a composição química e as propriedades mecânicas do aço API X80PSL2 fornecida pelo fabricante. Para este aço, de acordo com a composição química, o $Ceq (P_{cm})$ e $Ceq (IIW)$ calculados, pelas equações 2.3 e 2.4, são mostrados na Tab.3.1 e correspondem a 0,18 e 0,44 respectivamente.

Como o $Ceq (P_{cm})$ deu um valor abaixo do valor crítico especificado pela norma API 5L (2007), que é de 0,25, este garante sua boa soldabilidade e indica baixa formação de trincas durante a soldagem. Valores de $Ceq (IIW) \leq 0,45\%$ indicam boa soldabilidade metalúrgica dos aços.

Tabela 3.1 – Composição química e propriedades mecânicas do aço API X80PSL2*

Composição Química (% em peso)										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr
0,05	0,29	1,81	0,017	0,001	0,020	0,02	0,069	0,033	0,020	0,17
Ni	Mo	Sn	N	As	B	Ca	Sb	-	C_{eqIIW}	P_{cm}
0,01	0,21	0,001	0,0034	0,003	0,0002	0,0012	0,00		0,44	0,18
Propriedades Mecânicas										
Limite de Escoamento (LE) MPa			Limite de Resistência (LR) MPa			Alongamento (ϵ) %			Dureza Hv	
550 – 660			631 – 741			26			225 – 250	

*FONTE: USIMINAS

Como consumíveis foram utilizados arames maciço e arame tubular, de diâmetros 1,2 mm, norma AWS 5.18 e AWS 5.28 respectivamente, do tipo ER 70S–6 e E110–MC ambos com proteção da mistura gasosa Ar + 25%CO₂ e Ar + 25%CO₂ + 3%H₂. A adição de 3% de H₂ na mistura Ar + 25%CO₂ objetivou induzir altos níveis de hidrogênio difusível na poça fundida e com isto criar as condições apropriadas para o trincamento pelo hidrogênio. Na Tab. 3.2 são apresentadas a composição química e as propriedades mecânicas dos consumíveis.

Tabela 3.2 – Composição química e propriedades mecânicas dos consumíveis.*

Composição Química (% em peso)							
Consumível	C	Si	Mn	Ni	Mo	C_{eqIIW}	P_{cm}
ER 70S – 6	0,08	0,90	1,50	-	-	0,33	0,19
E 110 – MC	0,03	0,50	1,60	2,25	0,60	0,57	0,20
Propriedades Mecânicas							
Consumível	Limite de Escoamento (LE) MPa		Limite de Resistência (LR) MPa		Alongamento (ϵ) %	ChV (J) (-29°C)	
ER 70S – 6	470		560		25	70	
E 110 – MC	800		850		18	50	

*FONTE: Catálogo do fabricante

3.2 Equipamentos utilizados

3.2.1 Medição das temperaturas

Para medição das temperaturas nos ensaios Implante e Tekken utilizou-se um termopar do tipo “S”, associado a um equipamento de leitura de temperatura digital, o qual é mostrado na Fig. 3.1. O uso deste tipo de termopar deveu-se a sua precisão nas medidas em função da alta homogeneidade e pureza de seus elementos.

Para cada ensaio realizado o termopar foi colocado em furo apropriado após a execução do cordão de solda de ensaio.



(a)

(b)

Figura 3.1 – Equipamento de leitura de temperatura digital e via computador, usados em associação com termopar durante os ensaios (a) Implante e (b) Tekken

3.2.2 Soldagem

Na soldagem dos corpos de prova utilizou-se uma fonte eletrônica multiprocessos transistorizada modelo Inversal IMC 300 do LAPROSOLDA FEMEC/UFU, Fig.3.2(a), para os ensaios Implante e uma Inversal IMC 600 do LABSOLDA/IFMA para os ensaios Tekken, ambas com cabeçote de alimentação modelo STA 20D equipado com sistema de controle de retorno.

Estas fontes são do tipo semi-automática e foram usadas no modo tensão constantes com as seguintes especificações técnicas:

Característica	Inversal 300	Inversal 600
Tensão de alimentação	380 V/Trifásico	380 V/Trifásico
Corrente nominal	300 A	320 A
Corrente máxima	450 A	600 A
Corrente a 100% Fc	300 A / 30 Volts	320 A / 30 Volts
Potencia nominal	13 KVA	13 KVA

Em associação com a fonte de soldagem Inversal IMC 300, no LAPROSOLDA FEMEC/UFU utilizou-se, para a soldagem dos Implantes, uma mesa de coordenadas para a automatização do processo de soldagem.

No LABSOLDA/IFMA, Fig.3.2(b) foi utilizado um suporte para a tocha de alimentação do consumível, fixado em uma máquina de corte do tipo MR 36 (tartaruga), de fabricação da White Martins, com os metais de base dispostos em um gabarito fixo na mesa de soldagem.

Foram utilizados os arames maciço (processo de soldagem MIG/MAG) e tubular (processo de soldagem FCAW-G – Flux Cored Arc Welding Gas Shilded).

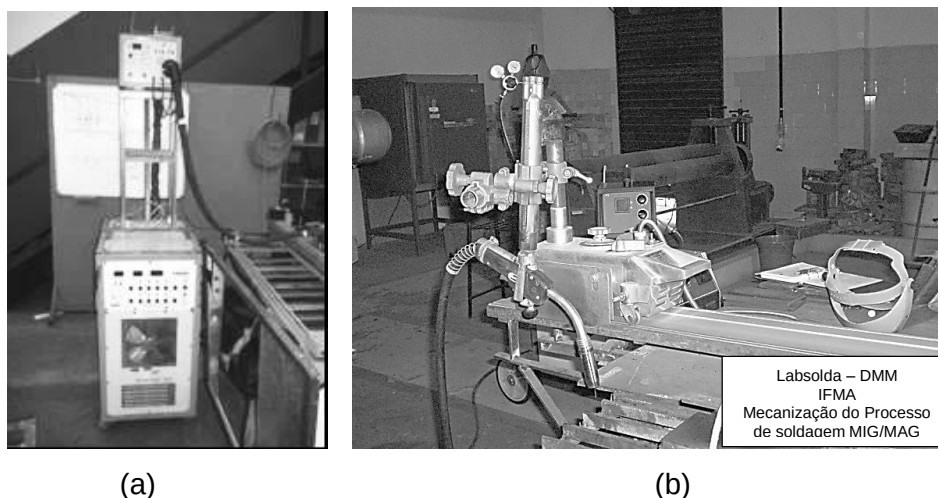


Figura 3.2 – (a) Fonte de soldagem e mesa de coordenadas do Laprosolda/UFU; (b) Dispositivo utilizado para soldagem do Labsolda/IFMA

3.2.3 Equipamento para ensaio Implante

Utilizou-se um equipamento para ensaio Implante composto por dois sistemas interativos.

- Um sistema de tração, composto por um sistema hidráulico e pela estrutura metálica do equipamento, com a função de tracionar o corpo de prova, simulando um estado de tensões internas tal como se verifica em juntas soldadas;
- Um sistema de monitoramento, com a função de monitorar o alívio de tensões, assim como a eventual ocorrência de trincas (rompimento do corpo de prova).

A Figura 3.3 ilustra, de forma esquemática, o equipamento de teste de Implante do laboratório de soldagem LAPROSOLDA FEMEC/UFU. Ao seu lado é mostrada uma foto do equipamento.

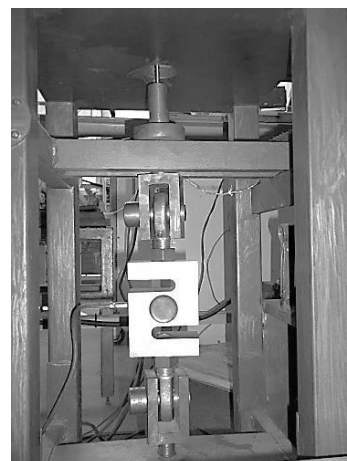
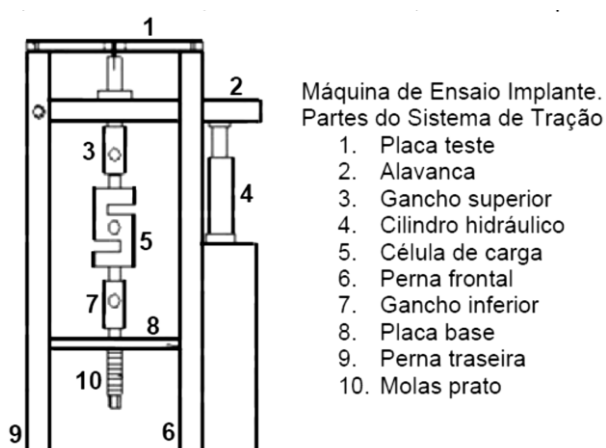


Figura 3.3 – Ilustração esquemática do equipamento para teste de implante. LAPROSOLDA FEMEC/UFU

3.2.4 Dispositivo usado na montagem do corpo de prova Tekken

Para avaliação da susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio, realizou-se ensaio Tekken conforme a norma JIS Z 3158. O ensaio foi realizado com as chapas chanfradas em “Y” oblíquo com o objetivo de avaliar o trincamento na ZTA. A confecção dos CPs realizou-se através do processo de usinagem convencional atingindo as dimensões de 200 mm x 150 mm x 20 mm (Comprimento x largura x espessura) e um ângulo de bisel de 30° que aos pares geraram os CPs a serem soldados com ângulo da junta formando 60°. Para a montagem dos CPs Tekken fez-se necessário a construção de dois dispositivos de fixação, sendo o primeiro com o objetivo principal de garantir o alinhamento e o segundo evitar as distorções causadas pelas soldas de ancoragem (restrição).

Além do dispositivo, garantiram-se as dimensões da abertura das chapas com a colocação de espaçadores. A Figura 3.4 mostra os dispositivos usados durante as soldas de fixação, formado por duas chapas planas SAE 1020 e parafusos com porca ao longo das extremidades.

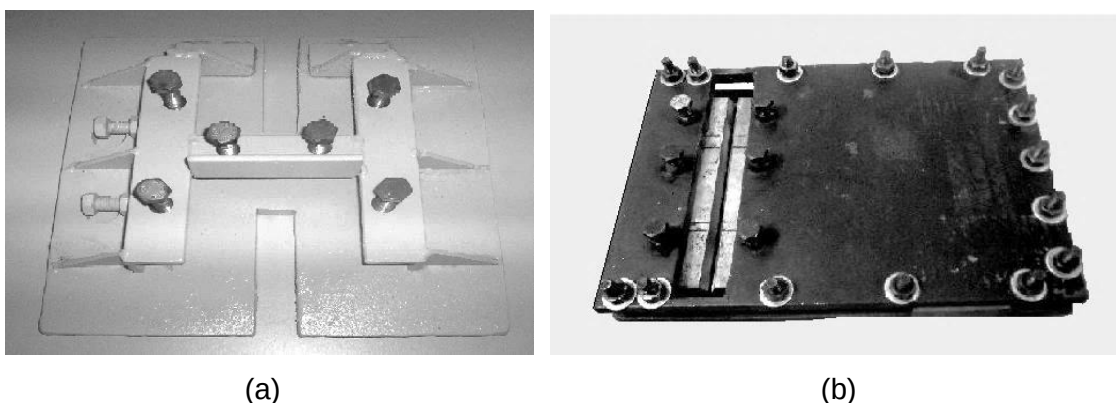
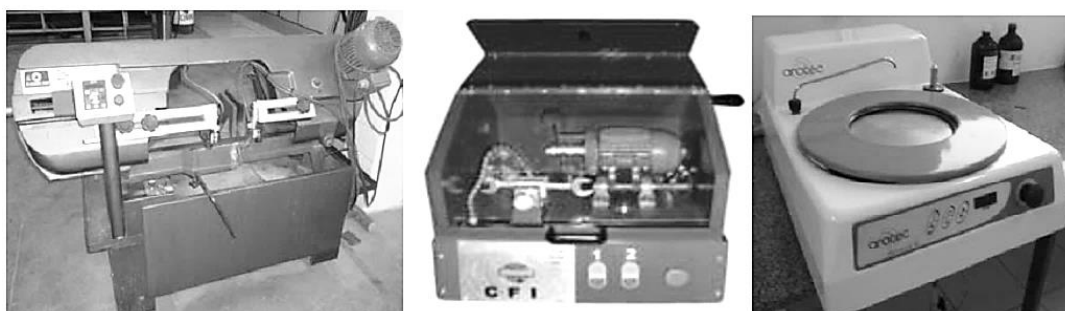


Figura 3.4 – (a) Dispositivo para ponteamento das chapas; (b) Dispositivo para realização das soldas de ancoragem (restrição)

3.2.5 Retirada e preparação dos corpos de prova para análise

Para retirada dos corpos de prova da junta soldada foi utilizada uma serra de fita marca RAMOS, modelo 260 e os cortes foram executados em sentido transversal à solda, tanto para os CPs do ensaio Implante quanto para os do ensaio Tekken.

Os CPs para análises metalográficas foram cortados em uma cortadora metalográfica marca “FORTEL, modelo CFI 40” usando disco de corte com refrigeração a água e lixados em uma lixadeira e politriz metalográfica marca AROTEC, modelo AROPOL E usando uma sequência de lixas de 100 a 1500. O polimento das amostras foi realizado com alumina de 0,3 µm. A Figura 3.5 mostra os equipamentos utilizados na retirada e preparação dos corpos de prova para análise.



(a)

(b)

(c)

Figura 3.5 – (a) Serra de Fita; (b) Cortadora de amostras; (c) Lixadeira e politriz. LABSOLDA/IFMA

3.2.6 Ensaio de microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em um microdurômetro digital de bancada, Fig. 3.6, marca HMV SHIMADZU, Modelo MICROHARDNESS TESTER HV – 1000 com endentador piramidal de diamante e carga de 4,903 N (0,5 Kgf) por um tempo de 15 segundos. Os valores obtidos são correspondentes a uma linha de sete marcações na ZF, ZTA e MB desprezadas a maior e menor medida de cada região. O tempo de aplicação da carga, a preparação da superfície e o procedimento seguido na obtenção dos valores de dureza estão de acordo com a norma ASTM E384.



Figura 3.6 – Máquina de ensaio de microdureza HMV Shimadzu do LABSOLDA/IFMA

3.2.7 Microscopia óptica – MO

Um microscópio óptico marca Olympus modelo BX51 TRF, acoplado a um sistema digital de aquisição de imagens For Windows Olympus PM C35DX, vinculado ao software Image-Pro Plus versão 4.5, com aumento máximo de 1500 vezes foi utilizado para obtenção das imagens e é mostrado na Fig.3.7. As imagens obtidas correspondem à microestrutura na região de grão grosseiro da ZTA (RGGZTA), zona fundida (ZF) e metal de base (MB) das regiões da junta soldada dos corpos de prova.

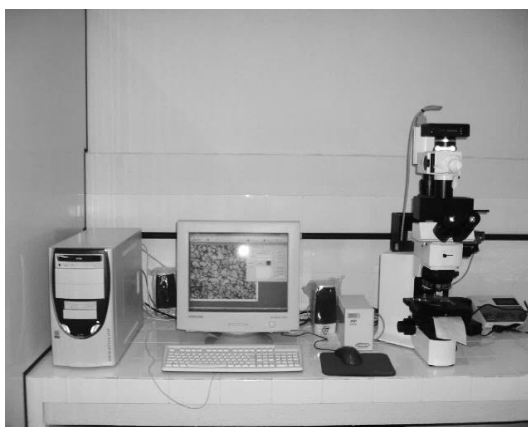


Figura 3.7 – Sistema de obtenção da microscopia óptica do LCMM/UFMA

3.2.8 Microscopia eletrônica de varredura – MEV

Para a análise das fraturas no ensaio implante foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura marca “HITACHI, modelo TM 3000 Tabletop Microscope”, Fig. 3.8, usando uma tensão de 5 a 15 kV, por permitir uma melhor resolução das imagens. Todas as amostras foram analisadas após a fratura.

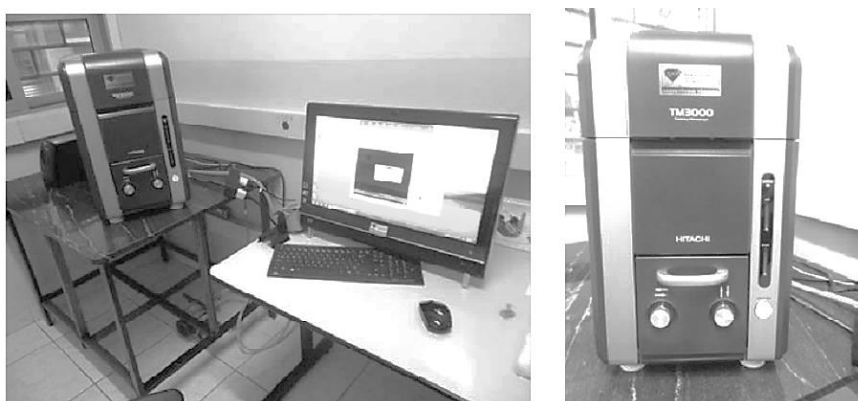


Figura 3.8 – Microscópio Eletrônico de Varredura da FEMEC/UFU

3.3 Sistema de emissão acústica – SEA

Para a análise dos sinais emitidos pela trinca foi desenvolvido um sistema de emissão acústica – SEA, conforme mostrado na Fig.3.9. O sistema é composto de quatro partes:

- (i) Conjunto de equipamentos formadores do sistema de emissão acústica;
- (ii) Placa de aquisição de dados (A/D);
- (iii) sensor;
- (iv) Interface computacional.

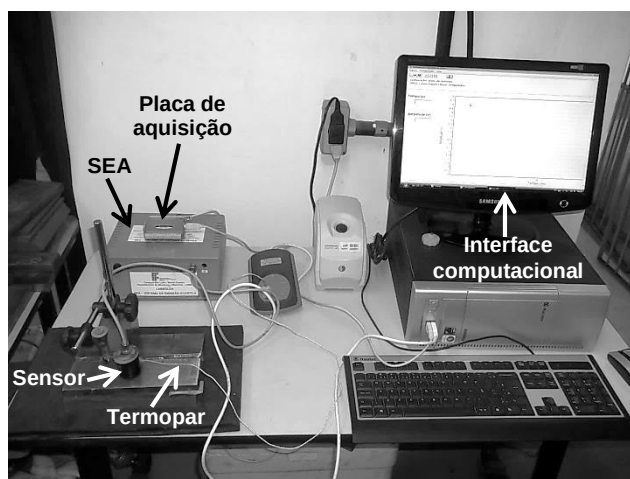


Figura 3.9 – Sistema de emissão acústica do LABSOLDA/IFMA

(i) O conjunto de equipamentos do sistema de emissão acústico desenvolvido (Fig. 3.10) é constituído de módulos, onde todos foram confeccionados em placa de circuitos impressos:

- módulo de amplificação dos sinais,
- módulo do filtro “passa-alta”,
- módulo “filtro passa-baixa”,
- módulo retificador de onda completa.



Figura 3.10 – Sistema de emissão acústica (SEA) do Labsolda/IFMA

A Figura 3.11 mostra o circuito eletrônico que foi desenvolvido e utilizado no equipamento para medir as emissões acústicas, desde a etapa de filtragem e amplificação do sinal até a etapa final de retificação do mesmo.

A alimentação do equipamento e dos circuitos que compõe o SEA é feita através de uma fonte regulada projetada para ser alimentada com uma tensão de 127/220 VAC e, tendo como saída tensão simétrica de +15/-15 VDC para a alimentação dos diversos módulos do sistema.

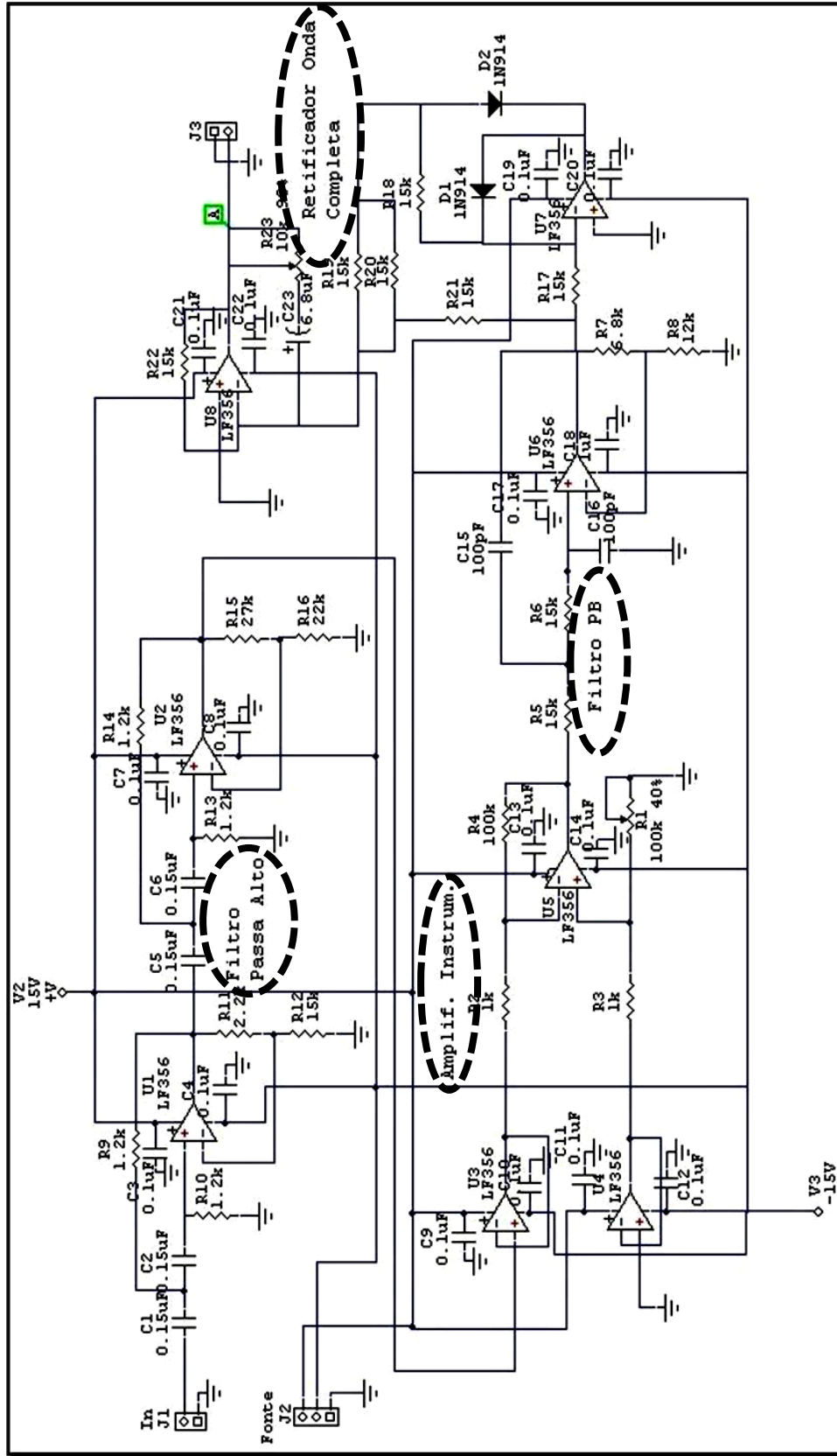


Figura 3.11 - Circuito da etapa de amplificação e condicionamento do sinal do equipamento para o sistema de emissão acústico – SEA

(ii) A placa de aquisição de dados (A/D)

Para que o sinal de saída do circuito retificador de onda completa fosse armazenado pelo computador foi necessário que este fosse convertido de sua forma analógica para a digital. Para isso utilizou-se um circuito conversor análogo-digital (placa de aquisição de dados). Foi utilizado o conversor da Measurement Computing, modelo 1208FS, Fig.3.12, que possui oito entradas analógicas que pode receber um sinal na faixa de -10 a 10V, o que é perfeitamente compatível com o sinal de saída do circuito retificador. A saída do conversor possui uma interface direta com a porta USB do computador, fazendo com que os dados sejam transmitidos ao computador por meio desta porta. Este apresenta uma taxa de conversão de 40 kHz e resolução de 12 Bits.



Figura 3.12 – Placa Marca Measurement Computing, modelo 1208FS do LABSOLDA/IFMA

(iii) O sensor de emissão acústica

O sensor utilizado neste trabalho, para detecção das trincas, conforme mostrado na Fig. 3.13(a), é baseado no princípio de piezeletricidade. Este sensor, modelo M103 da PANAMETRICS, foi projetado para uma frequência central de 1 MHz.

O sensor de EA converte vibrações da superfície, causada por uma onda elástica, num sinal elétrico que será processado pelo SEA. O elemento piezelétrico do sensor de EA detecta as mais fracas vibrações da superfície (ou seja, tem alta sensibilidade) e converter esse movimento de forma mais eficiente a uma tensão elétrica. Este tipo de sensor produz uma curva amplitude x tempo idêntica à curva tensão x tempo da onda no ponto onde o sensor está localizado.

Para uma melhor resposta dos sinais capturados durante os ensaios implante e tekken, o mesmo foi fixado sobre a chapa teste com um dispositivo magnético, Fig.3.13(b), e seu contato com a superfície metálica se deu através de um acoplante do tipo “vaselina industrial” cujo objetivo foi proporcionar um bom contato acústico entre o sensor e a superfície da chapa teste.



Figura 3.13 – (a) Sensor utilizado nos ensaios Implante e Tekken; (b) Dispositivo para fixação do sensor na chapa teste (base magnética)

(iv) A interface computacional

O programa computacional, denominado de Analisador de Emissão Acústica (Analisador EA), especificamente desenvolvido para esse equipamento, foi utilizado para captura e visualização dos dados adquiridos pelo computador como pode ser visto na Fig.3.14. Possui uma interface bastante simples e comum à dos softwares que funcionam em ambiente Windows, pois foi desenvolvido em linguagem Delphi 7.0 de programação visual. Este é compatível com sistemas operacionais Microsoft Windows versões 7.0, XP, NT e 2000.

O programa computacional captura e armazena os dados com um limite de corte pré-estabelecido pelo usuário. Isto faz com que o computador só armazene os dados relacionados à propagação da trinca, desprezando os ruídos e os valores próximos a zero. O sistema trabalha na faixa de 0 a 10 V e o corte de ruído, após os ensaios preliminares, foi de 0,30 V.

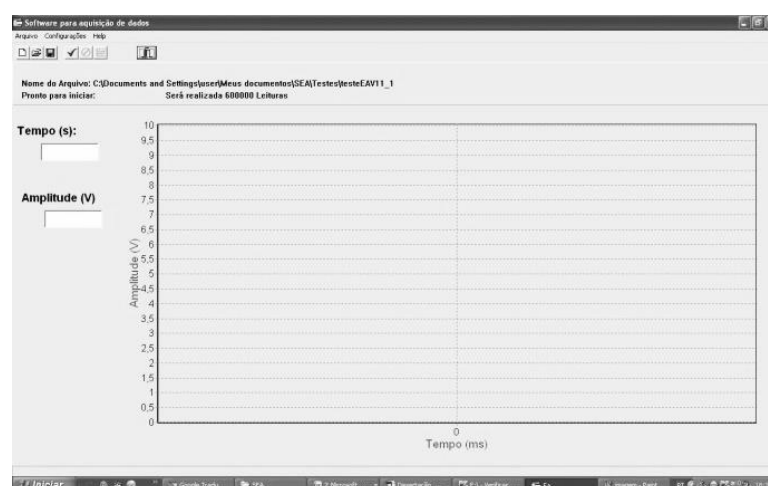


Figura 3.14 – Tela principal do programa computacional

Para iniciar a aquisição ativa-se a porta de entrada de dados para o programa através do menu “Arquivo” e sub-menu “Novas Configurações”, Fig. 3.15(a). Dessa forma será aberta

uma nova janela conforme a Fig. 3.15(b). Preenchem-se os campos de “Tempo de leitura” e “Corte do Sinal (V)”. O campo “Taxa de Leitura” também pode ser alterado pelo usuário. Neste caso, o valor pré-fixado foi de 2000 leituras por segundo, equivalendo a uma frequência de captura de 2 kHz.

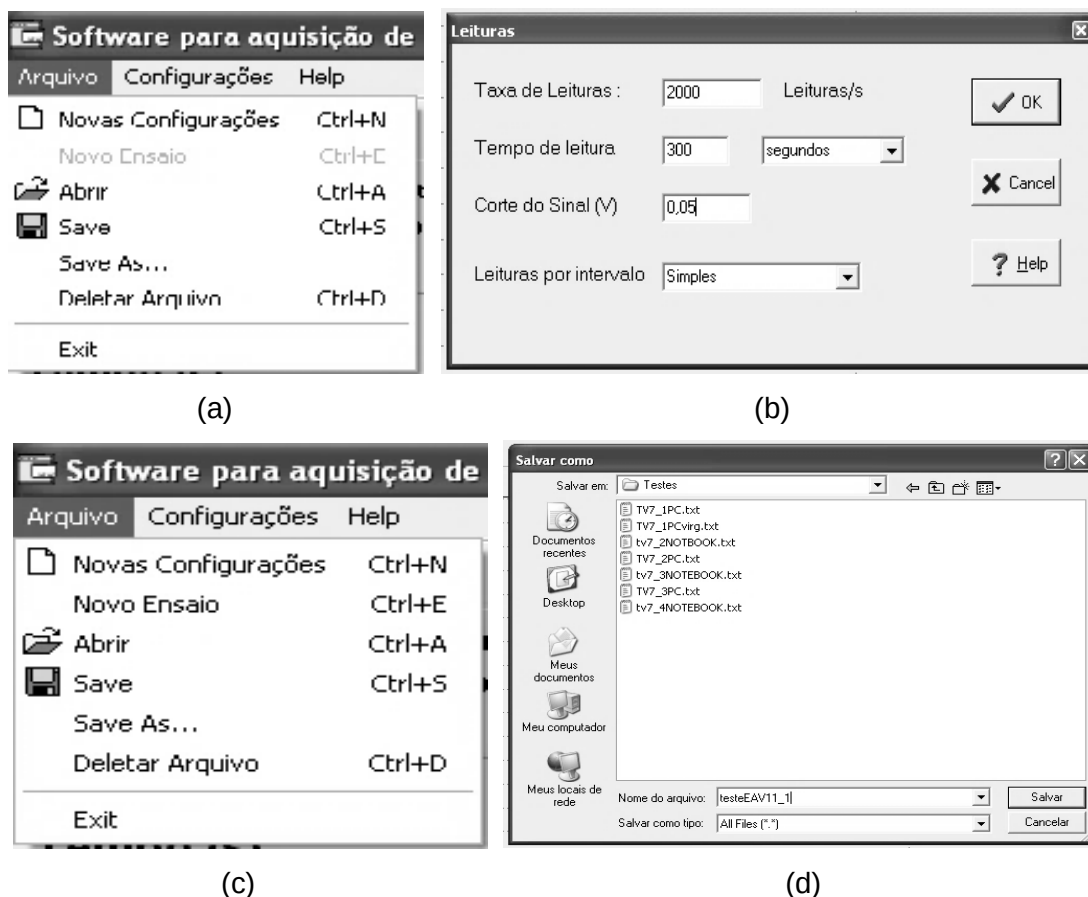
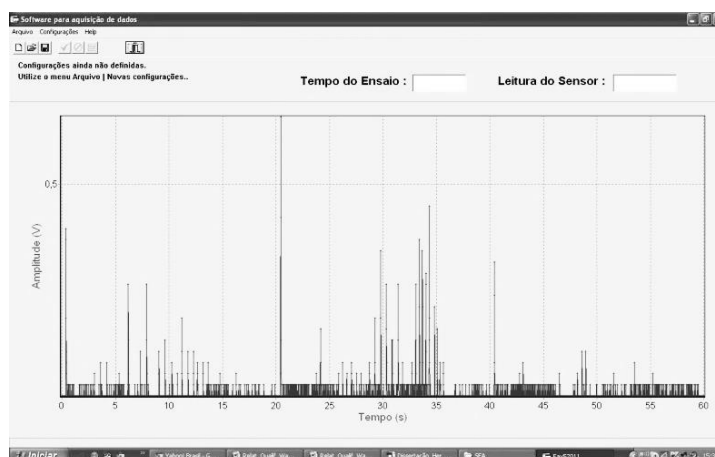


Figura 3.15 – Janelas de configuração e ativação do programa computacional: (a) menu arquivo para nova configuração; (b) janela de preenchimentos do tempo de leitura e corte de sinal; (c) janela para salvar o arquivo novo; (d) pasta onde será salvo o novo arquivo

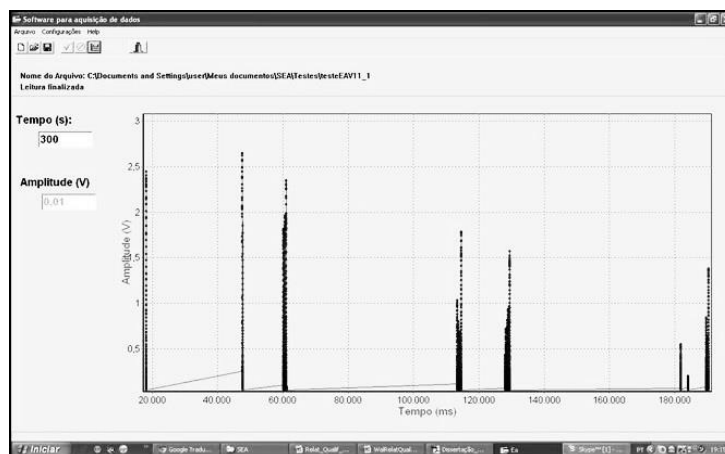
Para fechar esta tela e confirmar as informações digitadas, devem-se clicar no botão “OK”. Em seguida, deve-se selecionar, na barra de ferramentas, “Arquivo” e depois selecionar “Novo Ensaio” para em seguida salvar o arquivo com o nome e o local desejado, conforme mostrado na Fig.3.15 (c) e (d). Para fechar esta tela basta clicar em salvar.

3.4 Metodologia para determinação da sensibilidade do SEA

Com o objetivo de avaliar a sensibilidade do sensor e a robustez de todo o sistema SEA, inicialmente colocou-se o sensor conectado na chapa teste. Após o início da aquisição foram aplicadas vibrações na chapa em forma de batida com uma barra metálica. A Figura 3.16(a) mostra os sinais de EA obtido pelo SEA e na Fig.3.16(b) é visualizado um exemplo de sinais capturados pelo programa sem ruídos.



(a)



(b)

Figura 3.16 – Tela mostrando exemplo de sinais capturados pelo programa. (a) sinais com ruído; (b) sinais filtrados (sem ruídos)

Variando-se a linha de corte de sinais, a partir de 0,20V, até se atingir o sinal considerado ideal e que se caracterizasse como sinal de uma trinca. Após a realização de todos os ensaios preliminares, os sinais, abaixo de 0,30 V, foram classificados como ruídos de baixo nível de intensidade e foi eliminado através do corte imposto pelo software. Todos os pontos adquiridos abaixo deste valor não foram armazenados pelo sistema de aquisição.

Este valor foi determinado após vários testes preliminares ressaltando que esta mesma técnica foi também utilizada nos trabalhos de Ferraresi (1996) e de Fals (1999).

Para um melhor entendimento da determinação da sensibilidade das ondas de EA, foi utilizada uma metodologia como esquematizada na Fig.3.17, desenvolvida por Soares (2008), com escala de “amplitude x tempo” meramente ilustrativa e, portanto, não representando tempos comumente encontrados em ensaios de EA. De acordo com este autor, após o início da captura do sinal (tempo de chegada), Fig.3.17(a), o sinal atinge um valor máximo e decai até cruzar novamente o limite de referência do sistema, Fig.3.17(b).

O sinal oscila até a parte negativa da onda e cruza mais uma vez o limite de referência do sistema, Fig.3.17(c) para facilitar a comparação dos sinais e o processamento dos dados, a instrumentação de emissão acústica trabalha com o módulo dos valores de voltagem, Fig.3.17(d). A oscilação do sinal continua, apresentando valores de amplitude abaixo e acima do primeiro pico após a detecção do sinal, Fig.3.17(e).

Quando um novo valor de máxima amplitude é encontrado (118,85 dB) no instante de tempo 5,49 na Fig.3.17(e) calcula-se o tempo necessário para o sinal atingir o valor máximo de amplitude. Este tempo é denominado tempo de subida e no exemplo em questão corresponde a diferença entre 5,49 e 3,12, ou seja, 2,37 unidades de tempo (neste exemplo não foi especificado o tempo por ser meramente ilustrativo como dito anteriormente). O sinal da Fig.3.17(e) apresentou cinco cruzamentos ascendentes e cinco cruzamentos descendentes, caracterizando 5 contagens.

Quando o sinal de emissão acústica não mais cortar o limite de referência do sistema, temos o final do sinal de detecção acústica, Fig.3.17(f). Em função de não ter sido medida amplitude superior ao valor anteriormente medido (118,85 dB), o valor anteriormente medido é registrado como a máxima amplitude deste sinal. O tempo de subida é medido simultaneamente com a máxima amplitude, sendo assim, o valor anteriormente medido é registrado. As contagens são novamente medidas e encontra-se um valor de 12 para este sinal. A diferença de tempo entre o tempo de chegada (3,12, Fig.2.17(a)) e o instante do término da detecção do sinal é denominada duração e apresenta o valor de 11,69 para este sinal ($14,83 - 3,12 = 11,71$).

O processo de detecção e medição do sinal de emissão acústica poderia prosseguir indefinidamente sempre que um novo sinal fosse detectado, ou seja, cortasse o limite de referência do sistema, porém, isto não ocorre em função de parâmetros para identificação de sinais de emissão acústica (SOARES, 2008).

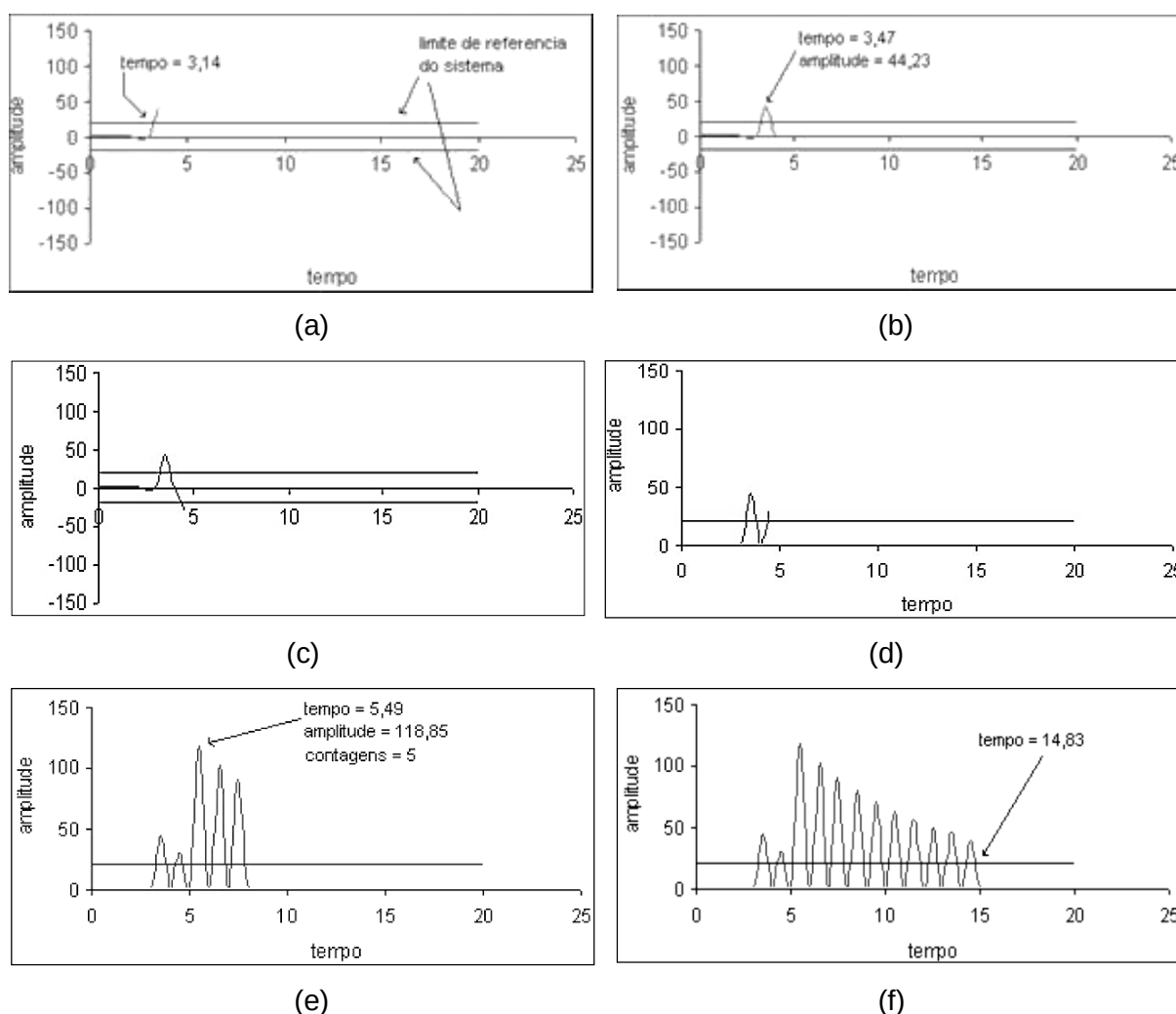


Figura 3.17 – Esquema ilustrativo para a determinação da sensibilidade do SEA. (a) início do sinal (tempo de chegada); (b) máxima amplitude e número de contagens; (c) detecção do sinal; (d) módulo do sinal visto em (c); (e) tempo de chegada; (f) final da detecção do sinal (SOARES, 2008)

Ainda segundo Soares (2008), para a correta identificação do sinal de emissão acústica são estabelecidos três tempos máximos para a instrumentação coletar e processar o sinal. O primeiro parâmetro está relacionado ao tempo necessário para o sinal atingir o seu maior valor de amplitude, geralmente este parâmetro é identificado como “tempo de definição do pico”. O segundo parâmetro estipula a máxima duração possível para um sinal de emissão acústica, sendo identificado como “tempo de duração do sinal”. O terceiro parâmetro está relacionado com o tempo necessário para a instrumentação de emissão acústica coletar, medir as características e armazenar o sinal de emissão acústica, sendo identificado como “tempo morto do sistema”.

Os nomes dados aos três parâmetros de tempo variam entre os fabricantes de equipamentos de emissão acústica. Os valores destes parâmetros são determinados laboratorialmente para cada classe de material ensaiado, geralmente o “tempo de duração do sinal” é o dobro do “tempo de definição do pico” e o “tempo morto do sistema” é o menor valor que não ocasiona a saturação da capacidade de processamento da instrumentação de emissão acústica.

3.5 Metodologia para o ensaio implante

3.5.1 Preparação dos Implantes para soldagem

Para preparação dos corpos de prova implantes foram utilizadas amostras provenientes da mesma chapa do MB, retiradas na direção da laminação e confeccionados conforme norma AFNOR NF A 89-100 (1991), sendo as soldas dos implantes realizadas neste mesma direção.

As chapas do MB foram furadas no sentido perpendicular à sua superfície, com furos para localização dos implantes e para alocação dos termopares, sendo estes furos igualmente espaçados, perfazendo um total de dez (10) ensaios por chapa, Fig. 3.18. A Figura 3.19 mostra o desenho esquemático do implante com as dimensões e detalhes de acordo com a norma AFNOR NF A 89-100 (1991).

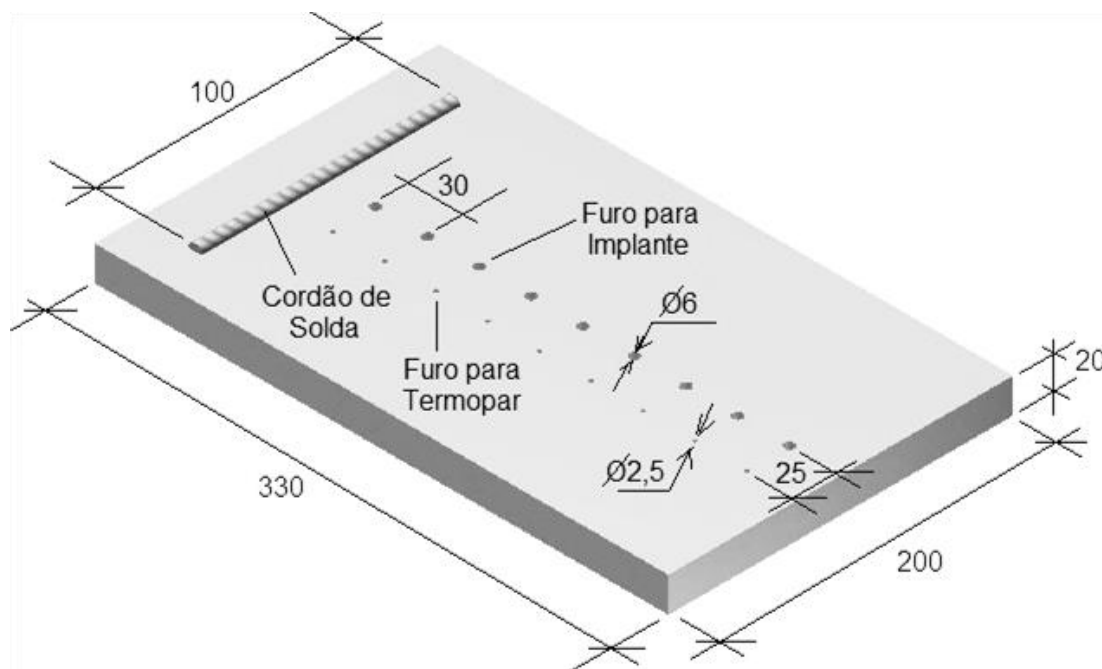


Figura 3.18 – Representação esquemática da chapa de aço API X80 com superfície usinada e furação para colocação de implantes e termopares

A preparação dos Implantes se deu por usinagem. O CP foi usinado, no mesmo sentido da laminação do aço, em formato cilíndrico com diâmetro do corpo de 6 mm, entalhe helicoidal em forma de V, a uma distância de 15 mm de uma de suas extremidades como visto na Fig.3.19.

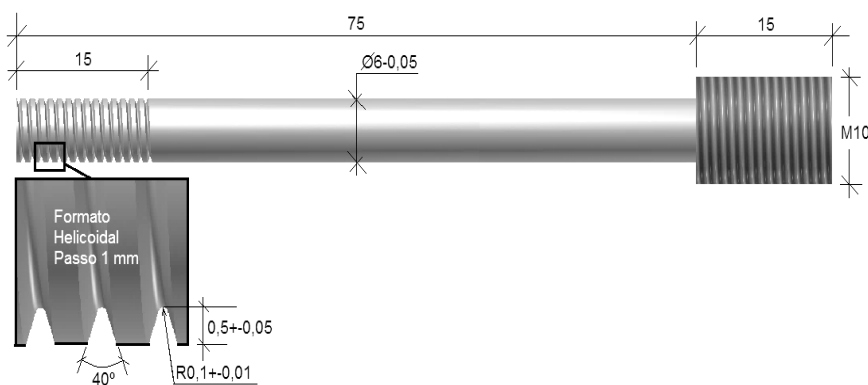


Figura 3.19 – Representação esquemática do Implante e suas respectivas dimensões e detalhes de acordo com a norma AFNOR NF A89-100

O comprimento do CP foi superior a espessura da chapa teste e do tampo da máquina. O CP foi inserido em um furo perfurado na chapa que serve de tampo da máquina de ensaio e fixado no suporte por rosqueamento e em seguida a chapa teste é colocada sobre o implante de forma que a parte do entalhe do implante, no furo da chapa teste, ficasse nivelada com a sua superfície, Fig.3.20.

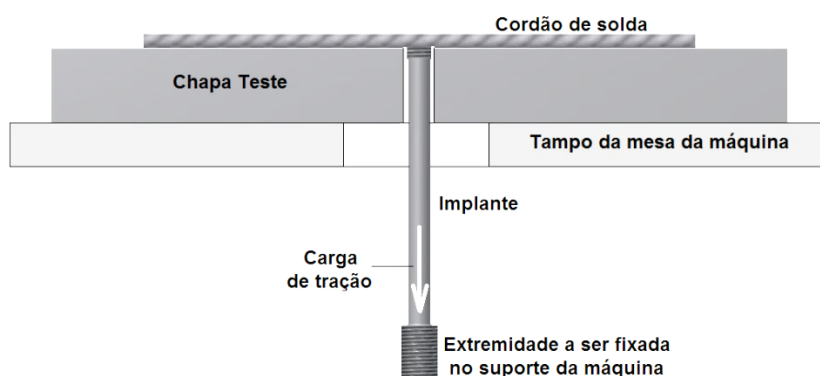


Figura 3.20 – Desenho esquemático mostrando o Implante passando pelo tampo da mesa do equipamento de ensaio implante, o modo de fixação do implante no suporte da máquina e o faceamento com a chapa teste

A chapa teste não possui uma norma que especifique suas dimensões e o aproveitamento do número de Implantes a serem soldados. Normalmente a chapa é dimensionada para obter o máximo de aproveitamento, tendo como característica básica um

furo de 6,0 mm para o Implante e um furo de menor diâmetro (2,5 mm) para o termopar. Como mostrado na Fig. 3.18, em apenas uma chapa teste utilizado neste trabalho foi possível obter um aproveitamento de 10 Implantes.

Após a montagem do Implante dentro da chapa, um passe de solda de 100 mm de comprimento, Fig.3.21, é depositado sobre esta chapa e o Implante, sob condições pré-determinadas, usando o processo de soldagem e o consumível desejado. A penetração da solda se deu de tal forma que o entalhe ficou situado dentro da região da ZTA e da linha de ligação. Após a soldagem e antes que o resfriamento completo da solda ocorresse, a uma temperatura de 150 °C, uma carga de tração constante foi aplicada ao Implante, impondo ao mesmo uma tensão (esta carga simula uma tensão residual aplicada ao corpo de prova). No caso de ocorrência de uma trinca e fratura do corpo de prova, o tempo até que esta ocorresse foi determinada.

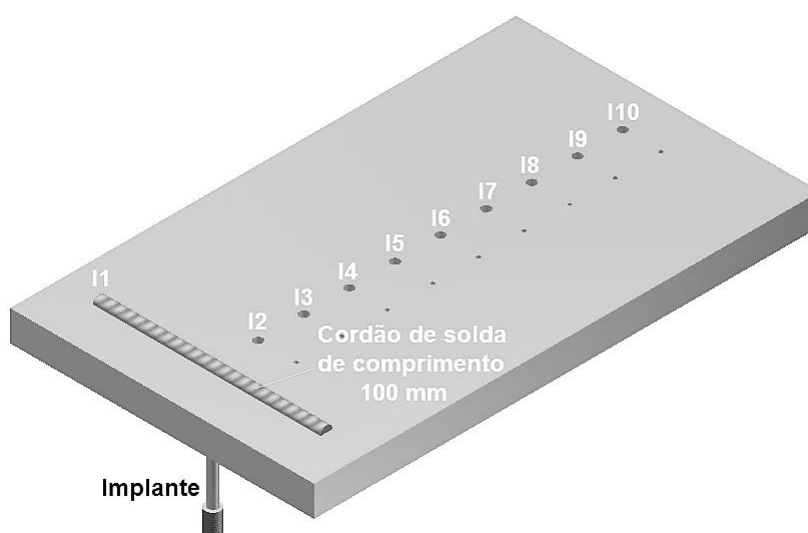


Figura 3.21 – Desenho esquemático mostrando o número de Implantes por chapa e o cordão de solda de comprimento 100 mm

Depois de um tempo pré-determinado de aplicação de carga, neste trabalho de 20 horas para os testes preliminares e 24 horas para os ensaios definitivos, no caso de não ter ocorrido a fratura do Implante, a montagem chapa/implante foi desfeita e qualquer trinca que estivesse presente no nível do entalhe na ZTA foi investigada.

Um detalhe importante na determinação do tempo de manutenção da carga no ensaio implante foi descrito por Bouverot (1971), que diz que a carga deve ser mantida por no mínimo 70 horas, se o implante não fraturar antes desse tempo. Segundo Piza (1992), se o implante não romper em até 2 horas de aplicação da carga ele não romperá mais. Segundo Boellinghaus; Viyanit; Zimmer, (2010) o tempo de aplicação da carga deve ser superior a 16 horas.

3.5.2 Medição da força de tração e da temperatura de ensaio

A carga de tração aplicada foi monitorada por uma célula de carga modelo Z-5T, Fig.3.22, dotada de um strain gage sensível a variações de força aplicada, com capacidade de transformar solicitações mecânicas em sinal elétrico e potencial para medir até cinco toneladas.

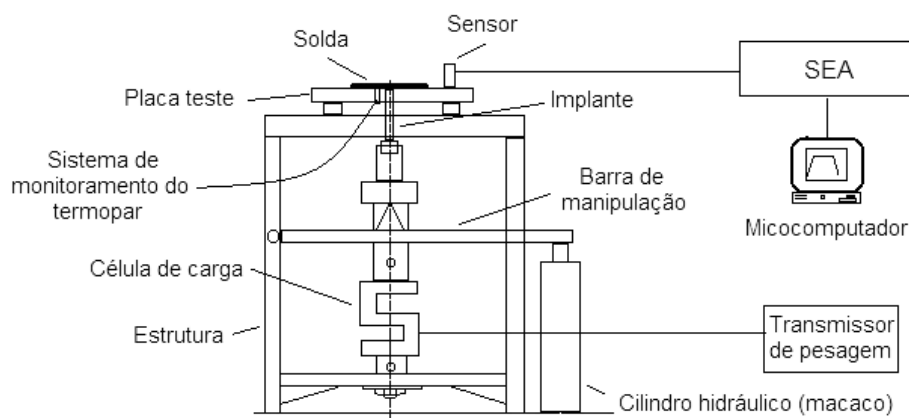


Figura 3.22 – Esquema da máquina de ensaio Implante mostrando a célula de carga, o transmissor analógico de pesagem e sistema de monitoramento da temperatura (termopar)

Um transmissor de pesagem recebe o sinal da célula de carga e o transmite para a interface analógico/digital como mostra a Fig.3.22. Desta forma, os resultados do ensaio implante puderam ser expressos na forma de gráficos de carga aplicada com o tempo de ruptura ou de ensaio. Quanto maior a carga aplicada no implante sem a ocorrência de ruptura menor é a susceptibilidade do material a trinca de hidrogênio.

O ensaio consistiu da limpeza do furo da chapa teste com acetona e o implante por ultrassom e conectá-lo entre a placa teste e o equipamento através do furo passante. Em seguida uma carga desejada é aplicada através do sistema hidráulico ao implante, Fig.3.22, esta carga é mostrada no transmissor analógico. Após a soldagem, monitorou-se a temperatura registrada no termopar até que a mesma atingisse 150 °C.

Em seguida, foi retirada a carga do sistema hidráulica sendo então a tração gradativamente aplicada sobre implante. Desta forma o Implante estaria submetido a um esforço de tração constante durante todo o ensaio. Colocou-se na placa teste o sensor de EA e iniciou-se a aquisição do sinal por 20 horas, para os testes preliminares e 24 horas para os ensaios definitivos, ou até que ocorresse a ruptura do implante.

Um procedimento importante foi a determinação da força de referência a ser aplicada nos implantes. A força foi calculada com relação ao limite de escoamento do material do implante, Eq.3.1. Esta carga (F_{max}) máxima nada mais é que a carga crítica de fratura do material.

$$F = A_{\text{área}} \sigma_{\text{crit}} \quad (3.1)$$

Antes da aplicação do sistema de carga, foi verificado se a célula de carga estava adequada ou não para os testes. A mesma foi colocada em uma máquina de ensaio de tração SHIMADZU TRAPEZIUM X com capacidade de 30 toneladas conforme mostra a Fig.3.23.



Figura 3.23 – Sistema de calibração da célula de carga: máquina de ensaio de tração e o sistema de captura de dados do LAPROSOLDA/UFU

3.5.3 Soldagem

A preparação dos Implantes para soldagem se deu mediante o nivelamento da extremidade do implante no furo com a superfície da chapa teste como mostrado na Fig.3.24. A soldagem se deu na posição plana e com a tocha na vertical proporcionando assim uma boa penetração. Os Implantes utilizados nos testes preliminares e nos ensaios definitivos foram soldado com o uso do arame maciço AWS 5.18 ER 70S-6 e o arame tubular AWS 5.28 E110-MC, ambos de diâmetro 1,2 mm e proteção de mistura gasosa Ar+25%CO₂ sem e com adições de hidrogênio. Foram utilizados aportes de calor de 1,058 kJ/mm e 1,005 kJ/mm nas soldagens e vazão do gás de 13 l/h.

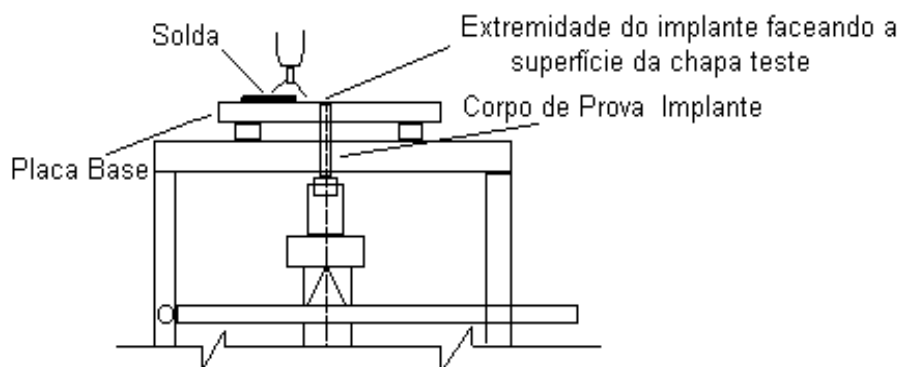


Figura 3.24 – Esquema mostrando o corpo de prova sendo soldado

3.5.4 Retirada dos corpos de prova para microestrutura e microdureza

Para o ensaio de microdureza foi adotado o método Vickers por fornecer boa base para efeito de comparação, ser mais largamente empregado no campo da soldagem, flexível em aplicação e oferecer ampla faixa de cargas, além de não requerer mudanças de penetrador ou carga numa extensa faixa de dureza. O ensaio foi realizado de acordo com a Norma E384 da ASTM (Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials). Para as determinações das microdurezas, o material seguiu os mesmos procedimentos de preparação dos exames micrográficos.

Em cada região da amostra foi traçado uma linha de microdureza paralela à região da zona fundida (ZF), região de grão grosseiro da ZTA (RGGZTA) e do metal de base (MB). Conforme mostra a Figura 3.25, para um Implante não rompido, cada linha de impressão teve sete medidas sendo descartada a maior e a menor para efeito do cálculo da média. A distância entre cada marcação foi de 0,25 mm. No caso de Implante rompido as linhas de marcações das microdurezas seguiam os mesmos padrões. Os equipamentos utilizados e demais procedimentos a serem aplicados estão de acordo com o que foi descrito no item 3.2.

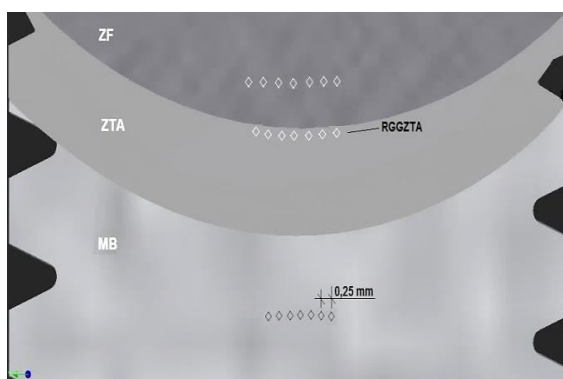


Figura 3.25 – Desenho esquemático das regiões utilizadas para a determinação das microdurezas na caracterização do material: ZF, RGGZTA e MB

3.6 Metodologia para o ensaio Tekken

3.6.1 Preparação dos corpos de prova Tekken para soldagem

Para preparação dos corpos de prova Tekken foram utilizadas amostras provenientes da mesma chapa utilizada no ensaio Implante, retiradas na direção da laminação e confeccionados conforme norma JIS Z 3158, sendo as soldas dos Tekken realizadas neste mesmo sentido. A Figura 3.26 mostra detalhes das chapas. A preparação dos Tekken se deu por usinagem convencional atingindo as dimensões de 200 mm de comprimento, 75 mm de largura, 20 mm de espessura e um ângulo do bisel de 30° de acordo as especificações da

norma para ensaio JIS Z3158. As chapas depois de usinadas e soldadas aos pares formaram um ângulo de chanfro de 60°. Como descrito no capítulo II, o Tekken utilizando o chanfro “Y” oblíquo objetiva avaliar o trincamento na ZTA.

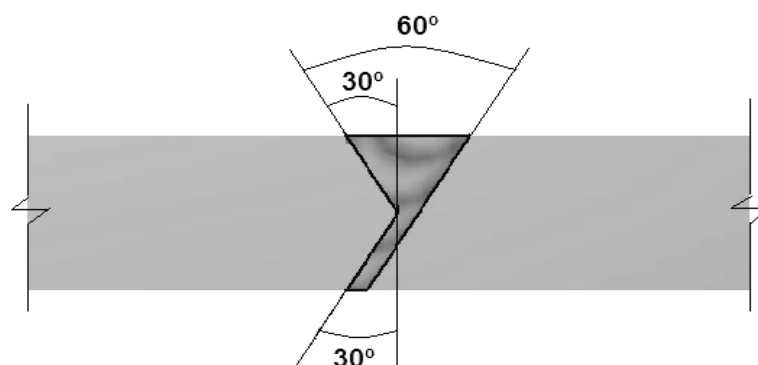


Figura 3.26 – Desenho esquemático mostrando as chapas com bisel de 30° inteiriça e até a metade. Aos pares formam uma junta em “Y” oblíquo e chanfro de 60°

Após o corte e usinagem do Tekken, as superfícies dos mesmos foram limpas com acetona e álcool. Este procedimento teve como objetivo evitar a possível contaminação do metal de solda pelo hidrogênio contido no fluido de corte, que foi utilizado na preparação do Tekken, além de retirar as camadas de graxa e qualquer outra sujeira que pudesse provocar uma variação no nível de hidrogênio difusível presente na junta soldada e, conseqüentemente, alterar os resultados dos ensaios.

Para a montagem do Tekken foi necessária a realização das soldas de ancoragem (restrição) na extremidade dos mesmos. Para tanto, foram construídos dois dispositivos de fixação como descritos no item 3.2.4 e tomou-se o cuidado de manter a abertura de separação entre as chapas de ensaio em $2 \pm 0,2$ mm com auxílio de espaçadores.

As soldas de ancoragem (restrição) foram depositadas em ambos os lados do Tekken, usando o processo MIG/MAG com um eletrodo maciço de 1,2 mm de diâmetro, como gás de proteção a mistura Ar + 25% CO₂ e distância bico de contato peça (DBBCP) de 13 mm. Nesta etapa tomou-se cuidado de não causar nenhuma deformação no corpo de prova, evitando que as dimensões e abertura de raiz e do chanfro se alterassem durante a soldagem, assim como também evitar a falta de penetração durante a solda de restrição.

Depois de efetuada a solda de ancoragem (restrição) deixou-se o Tekken resfriar até a temperatura ambiente por um período de 24 horas e, posteriormente, retirou-se o mesmo do dispositivo de fixação para realização da solda de ensaio. A realização da soldagem do ensaio Tekken consistiu em depositar no meio das chapas soldadas um cordão de solda de aproximadamente 80 mm de comprimento em um único passe na posição plana.

Os cordões de solda do ensaio foram depositados sempre da mesma forma com as chapas à temperatura ambiente. Para a realização do cordão de solda do ensaio Tekken utilizou-se um sistema automatizado, com o propósito de controlar a velocidade de soldagem e a distância de contato bico à peça (DBCP).

O processo de soldagem foi automatizado objetivando-se boa repetibilidade dos parâmetros de soldagem. Alcançou-se este objetivo com a utilização de um suporte para a tocha de alimentação do arame consumível, fixado em uma máquina de corte do tipo MR 36 (tartaruga), de fabricação da White Martins, com os metais de base dispostos em um gabarito na mesa de soldagem. O processo e o consumível de soldagem utilizada foram os mesmos empregados na soldagem dos Implantes.

Após a soldagem do ensaio Tekken, monitorou-se a temperatura registrada no termopar até que a mesma atingisse 150 °C e seguiu-se o procedimento descrito no item 3.4.2. Na Figura 3.27 pode-se observar o cordão de solda do ensaio Tekken depositado no meio do corpo de prova e as soldas de ancoragem (restrição).

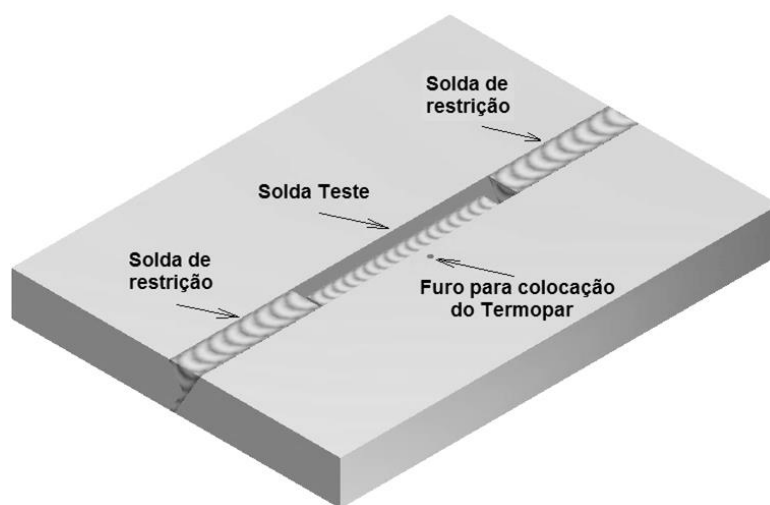


Figura 3.27 – Desenho esquemático da chapa de ensaio Tekken mostrando as soldas de ancoragem e a solda de ensaio

3.6.2 Medição da tensão de restrição e das temperaturas de ensaio

Para entendimento da tensão imposta no ensaio Tekken, que são resultados da deformação e auto-restrição, buscou-se junto a Lancaster (1980) o entendimento para isto, visto que, segundo a norma JIZ Z 3158, os fatores que influenciam o teste Tekken são, principalmente, a preparação da junta, espessura da chapa e o insumo de calor. Segundo este autor por se tratar de um ensaio de auto-restrição fica difícil avaliar os níveis de tensão impostas.

No caso da temperatura, após a soldagem de ensaio, foi monitorada a temperatura registrada no termopar até que a mesma atingisse 150 °C, como mostra a Fig.3.28. Em seguida foi colocado sobre o Tekken o sensor de EA e foi dado início a aquisição do sinal por 48 horas ou até que ocorresse sinal de trinca.

O tempo para colocar o sensor sobre a chapa e iniciar a aquisição dos sinais foi suficiente para que a temperatura de teste se encontrasse sempre em 150 °C. Para isso montou-se uma base magnética, com o sensor, posicionado no ponto onde seria feita a aquisição dos sinais, após a soldagem monitorava-se a temperatura até o valor desejado (um pouco acima dos 150 °C), prendia-se a base magnética com o sensor, e pressão de aperto do sensor na chapa previamente testado, e acionava-se o magnetismo da base magnética girando um botão, após isso se acionava o sistema de aquisição que já estava previamente programado e só à espera da aquisição dos sinais.

Decorridos 48 horas de realização da solda de ensaio e a não ocorrência de sinal de trinca no SEA o mesmo foi desmontado e retirou-se a solda de restrição através de corte na serra e encaminhou-se o Tekken para análise da ocorrência ou não de trincas.

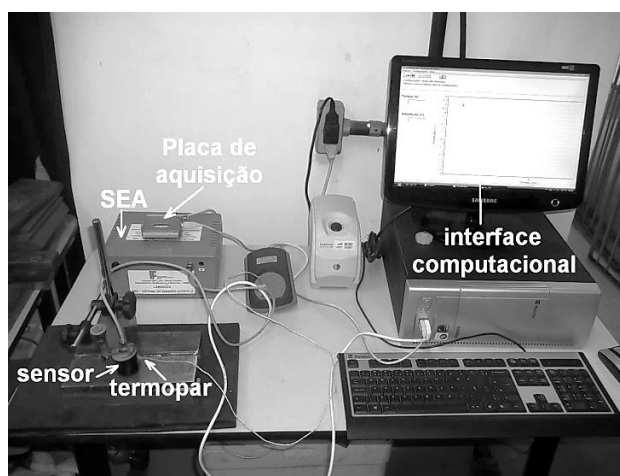


Figura 3.28 – Tekken mostrando o SEA com sensor, termopar, placa de aquisição de sinais e programa computacional do LABSOLDA/IFMA

3.6.3 Retirada dos corpos de prova para microestrutura e microdureza

Para retirada dos corpos de prova da junta soldada foi utilizada uma serra de “fita”, e os cortes foram executados paralelamente à solda, tanto para os CPs fraturados quanto não fraturados, como mostra a Fig.3.29(a). Destes CPs foram tiradas amostras para análises metalográficas, Fig.3.29(b), cortados no sentido transversal à solda teste, em uma “CORTADORA METALOGRAFICA,” usando disco de corte com refrigeração a água e lixados em uma lixadeira metalográfica usando uma sequência de lixas de 120 a 1200 meshes. O polimento das amostras foi realizado com alumina de 1 µm utilizando-se uma politriz elétrica.

A preparação dos corpos de prova para a análise da dureza seguiu o mesmo procedimento metalográfico descrito no item 3.5.4. As medições de dureza foram realizadas como parte da caracterização das seções transversais da junta soldada (ZF, RGGZTA e MB). As medidas foram realizadas com 7 repetições em cada região da junta, sendo que duas delas, a maior e menor, foram descartadas ficando apenas 5 medições. A distância entre as marcações foram as mesmas apresentadas no item 3.5.4. A Figura 3.30 apresenta de forma esquemática como foram realizadas as medições para cada região da junta.

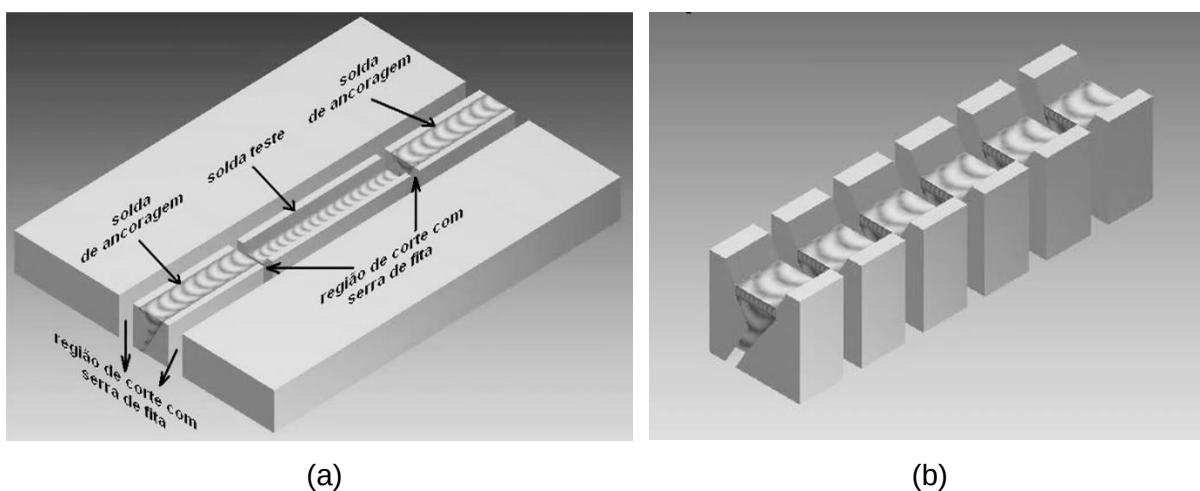


Figura 3.29 – Representação esquemática dos cortes feitos no CP para retirada das amostras

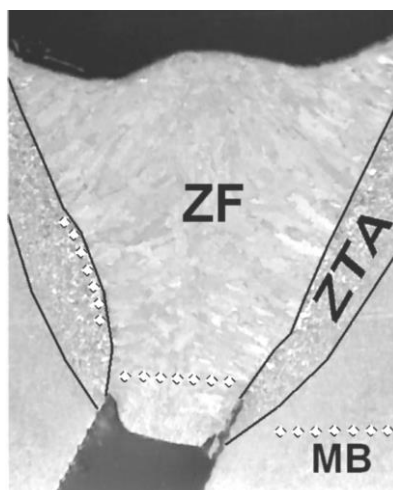


Figura 3.30 – Representação esquemática da localização dos pontos de microdureza feitos no CP

CAPÍTULO IV

RESULTADOS DOS ENSAIOS PRELIMINARES

Apresentam-se neste capítulo os resultados dos ensaios preliminares realizados com corpos de prova Implante. Nestes ensaios preliminares são definidas e discutidas as variáveis de influência que deram sustentação à obtenção e discussão dos resultados definitivos a serem vistos no capítulo V. O seu objetivo é avaliar o sistema de emissão acústica, verificar sua funcionalidade e sensibilidade para a detecção do instante de formação e propagação da trinca de hidrogênio com uso do ensaio implante.

4.1 Processo de soldagem

Para a busca de uma condição adequada de soldagem primeiramente foram realizados soldagens, com o processo MIG/MAG e posteriormente com processo arame tubular (FCAW-G), de simples deposição em chapas de aço carbono comum de 20 mm de espessura, com os parâmetros de corrente, tensão e velocidade de soldagem sofrendo variações como visto na Tab.4.1. Foi tomado cuidado para que não se alterasse a distância bico de contato peça (DBCP) de valor 13 milímetros. Como consumíveis foram utilizados arames maciço (MIG/MAG) e tubular (FCAW-G), de diâmetros 1,2 mm, norma AWS 5.18 e AWS 5.28 respectivamente, do tipo ER 70S-6 e E110 – MC ambos com 13 l/min de mistura gasosa Ar + 25%CO₂ e Ar + 25%CO₂ + 3%H₂. As demais especificações estão de acordo com o que consta no item 3.1 do capítulo III.

Na soldagem com arame maciço (processo MIG/MAG), a determinação dos valores de velocidade de alimentação que proporcionavam as correntes desejadas (aproximadamente 150 e 200 A), teve como objetivo determinar os cordões de solda com as melhores características dimensionais e de acabamento (homogeneidade do cordão e quantidade de respingos), se deu com a soldagem sem cessá-la variando-se a velocidade de alimentação

até que se verificasse o valor de corrente próximo ou igual ao desejado. Para cada corrente, anotou-se o valor de velocidade de alimentação correspondente. Depois, soldou-se continuamente incrementando-se a tensão de regulagem de tempos em tempos, seguindo-se a metodologia proposta, com objetivo de se obter os valores de tensão que proporcionavam transferência por curto-circuito. O mesmo procedimento foi adotado na soldagem com arame tubular com o objetivo de se obter as correntes desejadas, aproximadamente 150 e 220 A.

Tabela 4.1 – Parâmetros para uma boa condição de soldagem

Parâmetro	Regulado			Monitorado		Energia de soldagem E (kJ/mm)	DBCP (mm)	Vazão (l/min)
	Va (m/min)	Vs (mm/min)	U (v)	U (v)	I (A)			
Arame Maciço								
1	3,0	180,0	23,0	22,5	141	1,058	13	13
2	4,5	180,0	23,0	22,5	200	1,500		
3	4,5	180,0	24,5	24,1	176	1,414		
4	4,5	180,0	25,0	24,5	178	1,454		
5	4,0	180,0	24,0	23,5	152	1,191		
Arame Tubular								
6	3,5	150,0	23,0	22,5	141	1,269	13	13
7	4,0	210,0	24,0	23,5	158	1,061		
8	6,5	210,0	24,0	23,5	225	1,511		
9	5,5	180,0	25,0	24,6	200	1,640		
10	5,7	180,0	24,0	24,0	205	1,640		

Onde: Va = velocidade de alimentação; Vs = velocidade de soldagem; U = tensão; I = corrente; E = energia gerada no arco de soldagem; DBCP = distância bico de contato-peça; Vazão = vazão da mistura gasosa Ar + 25%CO₂

Desta análise chegou-se aos resultados a serem utilizados neste trabalho e mostrados na Tab.4.2. Durante todos os experimentos esses parâmetros foram mantidos constantes, para evitar a influência de qualquer variação dos parâmetros de soldagem na absorção de hidrogênio pela poça de fusão e, conseqüentemente, nas características da trinca de hidrogênio. As energias geradas no arco de soldagem foram determinadas com base na Eq.4.1.

$$E = 60\eta \frac{UI}{1000V_s} \quad (4.1)$$

Onde:

E = Energia de soldagem dada em kJ/mm

U = tensão do arco dado em volts (V);

I = Corrente de soldagem dado em ampères (A);

V_s = Velocidade de Soldagem dado em milímetros por minuto (mm/min);

η = eficiência de transferência de calor do processo de soldagem.

A eficiência de transferência de calor é diferente para cada processo de soldagem, e está relacionada à quantidade de energia fornecida pelo arco a poça de fusão e é a quantidade realmente empregada na soldagem. Como não foi calculada esta eficiência para neste trabalho, adotou-se o valor igual a 100%.

Tabela 4.2 – Parâmetros de soldagem utilizados nos ensaios

Parâmetro	Regulado			Monitorado		Energia de soldagem E (kJ/mm)
	Va (m/min)	Vs (mm/min)	U (v)	U (v)	I (A)	
Arame Maciço						
Condição 1	3,0	180,0	23,0	22,5	141,0	1,058
Condição 2	4,5	180,0	23,0	22,5	200,0	1,500
Arame Tubular						
Condição 1	4,0	210,0	24,0	23,5	158,0	1,061
Condição 2	6,5	210,0	24,0	23,5	225,0	1,511

Onde: Va = velocidade de alimentação; Vs = velocidade de soldagem; U = tensão; I = corrente; E = energia gerada no arco de soldagem; DBCP = 13 mm; Vazão = 13 l/min.

Comparando-se as condições de soldagem apresentadas na Tab. 4.2, pode-se observar que o arame maciço apresentou menor tensão e corrente de soldagem comparativamente com o arame tubular. Essas diferenças eram esperadas considerando-se que os arames possuem diferentes características de utilização, tais como as descritas no item 3.1 do capítulo III.

Antes da aplicação do processo MIG/MAG utilizou-se um cordão com eletrodo revestido com o objetivo de determinar o melhor posicionamento da chapa teste, do implante e do sensor. Este teste foi abortado devido à dificuldade de controle dos parâmetros de soldagem e à dificuldade no controle da aplicação da carga fazendo-se perder os esforços e a temperatura de referência. Deste momento e diante iniciou-se os testes com o processo MIG/MAG e arame tubular, apresentada e discutida no próximo item.

4.2 Teste Implante

Com o objetivo de aprimorar o procedimento sobre a técnica do ensaio implante, juntamente com a validação do sistema de emissão acústica (EA), projetado especificamente para o desenvolvimento deste trabalho, foram realizados nove testes preliminares com a soldagem com arame maciço e cinco soldagens com arame tubular, sem e com adição de

hidrogênio no gás de proteção e sem e com adição de óleo mineral na junção dos implantes com a chapa teste, conforme Tab. 4.3 e 4.4. O óleo e o hidrogênio no gás de proteção tiveram a função de introduzir altos níveis de hidrogênio difusível na região da poça de fusão e com isto criar as condições apropriadas para a formação e propagação da trinca. Os testes de implante foram realizados conforme procedimentos apresentados no item 3.5 do Capítulo III.

Tabela 4.3 – Resultados obtidos nos testes com arame maciço (MIG/MAG)

Teste	Fi (kgf) (%LE)	Ff (kgf)	Óleo	Gás de proteção	Situação
I2	1150 (72,25)	1167	Não	Ar+15%CO ₂ +2%H	NR
I3	1229 (77,21)	1236			NR
I4	1120 (70,36)	1129			NR
I5	1110 (69,73)	1116	Sim	Ar+15%CO ₂ +3%H	RO
I6	1390 (87,32)	1399			RO
I7	1140 (71,62)	1145	Não	Ar+25%CO ₂	NR
I8	1150 (72,25)	1155			NR
I9	1015 (63,77)	1014			NR
I10	1420 (89,21)	1440		Ar+15%CO ₂ +3%H	RO

Onde: I = Implante; Fi = Força aplicada na célula de carga quando a temperatura inicial de teste foi estabelecida; Ff = Força final registrada pela célula de carga depois de decorrido o tempo de teste; RO = Rompeu; NR = Não rompeu; TR = Trincou, mas não rompeu.

Tabela 4.4 – Resultados obtidos nos testes com arame tubular (FCAW-G)

Teste	Fi (kgf) (%LE)	Ff (kgf)	Óleo	Gás de proteção	Situação
I11	1340 (84,18)	1362	Não	Ar+25%CO ₂	NR
I12	1390 (87,32)	1401			NR
I13	1363 (85,63)	1378			NR
I14	1392 (87,45)	1403			NR
I15	1420 (89,21)	1441		Ar+15%CO ₂ +3%H	RO

Onde: I = Implante; Fi = Força aplicada na célula de carga quando a temperatura inicial de teste foi estabelecida; Ff = Força final registrada pela célula de carga depois de decorrido o tempo de teste; RO = Rompeu; NR = Não rompeu; TR = Trincou, mas não rompeu.

As cargas nos Implantes foram aplicadas até ser atingido o valor determinado para os ensaios, ou seja, que levasse o corpo de prova à ruptura ou não e depois, com estes valores, calculados as tensões com uso da Eq. 3.1. Como há uma faixa de variação do limite de escoamento do material, como mostrado na Tab.3.1, de 550 MPa a 660 MPa (67 kgf/mm²), têm-se como força máxima aplicada na célula de carga 1592 kgf. A tensão de 67 kgf/mm² foi calculada considerando a solicitação como sendo axial de tração. Nas Tabelas 4.3 e 4.4 os valores entre parênteses correspondem a percentuais da carga máxima (1595 kgf), sendo este percentual a carga inicial aplicada. Esta análise preliminar das cargas atuantes e tensões

aplicadas serviram como subsídio para as análises que seguem. Nas condições mostradas na Fig.4.1, com o sensor acoplado e a carga aplicada no Implante foi possível avaliar o sinal capturado pelo programa de EA.

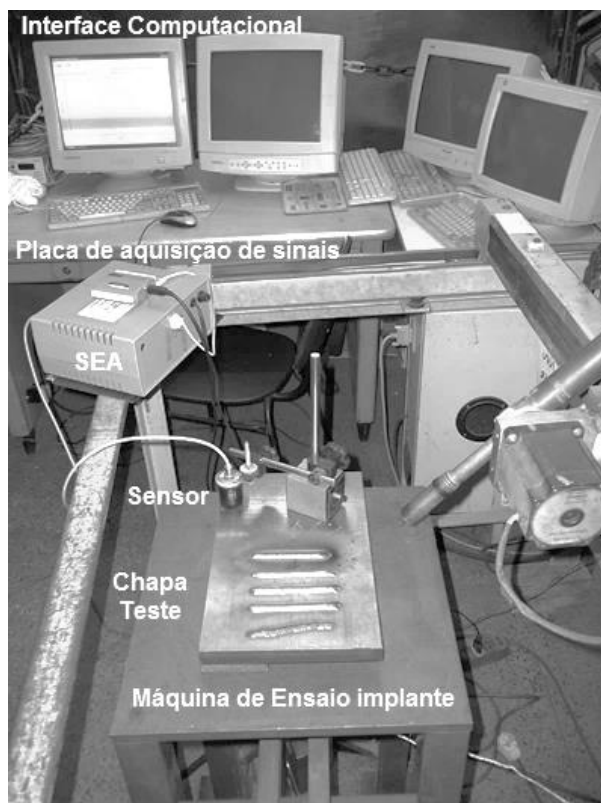


Figura 4.1 – Equipamento utilizado no teste Implante indicando a posição do sensor em relação a chapa teste.

4.2.1 Análise das cargas atuantes

No cálculo da área foi considerado o diâmetro do implante como sendo 5,5 mm, visto que o entalhe (rosca) é considerado como um concentrador de tensão conhecido. Logo, a área utilizada foi de 23,76 mm². Vale lembrar ainda que o teste de implante não simula defeito e apesar do esforço externo ele é comparativo e não determinístico, ou seja, com o ensaio implante determina-se a carga crítica, que é função de como foi realizado o ensaio (condições de soldagem, tipo de gás etc.), acima de um determinado valor de tensão sofre trinca e o corpo de prova rompe e abaixo deste valor não sofre trinca e o corpo de prova não rompe. Se for mudado as condições de soldagem (por exemplo) muda este valor (tensão crítica) e se compara este novo valor com o valor inicial e se verifica qual a melhor condição de soldagem onde é possível minimizar o aparecimento da trinca.

Desta análise observou-se que, após a aplicação da força inicial e após o ensaio, devido a problemas de dilatação e escoamento do material, o valor final aumentou em relação ao

inicial, não só nos que romperam, mas em todos. No ensaio implante ideal a carga inicial e final devem ser sempre iguais, é por isso que é utilizado molas prato no ponto onde se aplica a carga. Porém, a mola prato minimiza o efeito da variação da carga, mas não toda, e sempre varia. Neste trabalho, devido a presença do sensor de EA não foi possível aplicar cargas durante o ensaio para corrigir os valores iniciais (devido a dilatação) porque isso geraria interferência no sinal do sensor, por isso as diferenças observadas nas cargas.

Na soldagem com arame maciço (processo MIG/MAG) verifica-se que os implantes I2, I3 e I4 não romperam mesmo tendo sido soldados com 2% de hidrogênio na composição do gás de proteção. Este fato pode estar associado às cargas finais (F_f) estarem abaixo do necessário para ocorrer a formação da trinca, como mostra a Tab.4.3. Vale lembrar que F_f é a medida da carga que atua no implante após a dilatação e é registrada pelo indicador de carga no instante da ruptura ou não do implante. Nestes Implantes, ao ser atingido o valor de F_f e os mesmos não tendo rompido, como hipótese, pode-se admitir que o hidrogênio adicionado ao gás de proteção difundiu-se para fora da poça de fusão ou que o material não apresenta grande suscetibilidade ao hidrogênio visto que a absorção de hidrogênio no metal depositado é complexa, e a difusão do hidrogênio é função de vários fatores. Variações de temperatura e distribuição de hidrogênio em todo o arco de soldagem são altamente susceptíveis de influenciar a distribuição de hidrogênio na poça de fusão, o que pode ter contribuído para estes Implantes não se rompessem. Logo, pode-se concluir que a concentração de tensão e o teor de hidrogênio não predominaram nestes testes e consequentemente os implantes não romperam.

Entretanto, o fato de não ter rompido não implica que não possa ter havido alguma trinca de hidrogênio. Como as tensões aplicadas nestes Implantes não foram suficientes para romper o corpo de prova faz-se necessário verificar se o SEA detectou algum sinal de trinca para que se possa concluir com mais clareza se existe ou não a trinca no corpo de prova. Daí o porquê da importância do uso da emissão acústica como ferramenta de auxílio na detecção de trincas de hidrogênio.

Na análise dos demais testes constatou-se que na soldagem com arame maciço (processo MIG/MAG), houve a ruptura do corpo de prova I5 com uma carga de 1116 Kgf. Porém, este fato pode estar associado à condição de soldagem que, para este implante, teve além do aumento do teor de hidrogênio para 3% na composição do gás de proteção a adição de óleo mineral. Portanto, o fator concentração de hidrogênio predominou sobre as demais condições o que possivelmente foi o principal agente responsável pela ruptura do implante.

O corpo de prova I6, rompeu com uma carga de 1399 kgf. Assim, a presença de óleo mineral mais 3% de hidrogênio na composição do gás de proteção e a carga aplicada provavelmente foram os responsáveis pela ruptura do mesmo. Portanto, pode-se afirmar que

a concentração de hidrogênio e o nível de intensidade da tensão aplicada predominaram sobre as demais condições neste implante.

Os Implantes I7, I8 e I9 não romperam. Estes Implantes foram soldados com arame maciço e sem hidrogênio na composição do gás de proteção e sem aplicação de óleo na junta soldada. Como as cargas, tanto inicial quanto final, estão abaixo da necessária para ocorrer a formação da trinca pode-se concluir que a concentração de tensão não predominou nestes testes e as conclusões dadas aos implantes I2, I3 e I4 se aplicam a estes.

Para o implante I10 observa-se que o mesmo rompeu com a carga de 1440 kgf. Este resultado está bem próximo do apresentado pelo corpo de prova I6 e, portanto, podem ser consideradas as mesmas conclusões feitas para o Implante I6.

Nos testes com arame tubular a carga inicial aplicada em todos os corpos de prova foi superior à carga inicial aplicadas no processo MIG/MAG. O aumento da carga inicial nestes implantes deveu-se ao fato de se trabalhar com outro tipo de arame e que ao utilizar as mesmas cargas aplicadas nos testes com MIG/MAG estas poderiam não gerar a trinca e até mesmo não levar os implantes ao rompimento.

Dos cinco Implantes soldados com arame tubular somente o I15 rompeu, com uma carga de 1441 kgf. Esta tensão é bem próxima à aplicada no implante I6 e I10. De acordo com os resultados preliminares apresentados pelas tensões aplicadas nos implantes rompidos e o teor de hidrogênio no gás de proteção, a análise conduz ao entendimento de que o material em estudo apresenta suscetibilidade à trinca nas condições de soldagem com hidrogênio na composição do gás de proteção (concentração de hidrogênio) igual ou superior a 3% e carregamento a partir de aproximadamente 69% do limite de escoamento do material de base. Desta forma, este valor passa a ser o valor crítico no qual os corpos de prova podem romper na presença de hidrogênio quando soldados nas condições previstas neste trabalho.

Logo, pode-se concluir preliminarmente que no processo MIG/MAG, sem a presença de hidrogênio (gás de proteção Ar+25%CO₂), no teste Implante, os corpos de prova não rompem com carga até 1229 kgf. No caso da soldagem com arame tubular (FCAW-G) os corpos de prova não rompem com carga até 1392 kgf.

Entretanto, para que ocorra a trinca de hidrogênio na junta soldada é necessário que ocorra, simultaneamente, quatro condições: concentração crítica de hidrogênio difusível na ponta da trinca; intensidade de tensão de alta magnitude; microestrutura suscetível ao hidrogênio; temperatura abaixo de 200 °C. Como foram analisadas apenas duas destas condições, uma análise mais detalhada será apresentada Capítulo V que trata dos ensaios definitivos. Após esta análise será possível concluir, de forma global (resultados preliminares e finais) sobre as condições de carregamento no teste implante.

4.2.2 Resultados apresentados pelo sistema de emissão acústica (SEA)

Durante os ensaios preliminares pode-se fazer uma análise das características apresentadas pelos sinais de EA capturados durante o teste Implante. Na Tabela 4.5 são apresentados os resultados das taxas de aquisição dos sinais e o número de picos. O número de pico indica a quantidade de picos ocorrida durante todo o tempo de teste. Nos testes I7, I8, I11, I12 e I13 não foram utilizados o sistema de EA devido a ajustes na montagem da chapa teste, nas cargas durante e após a soldagem e no programa computacional que estava apresentando baixa taxa de aquisição.

Estes ajustes foram necessários quando se observou que após liberação da carga do macaco hidráulico para a célula de carga ocorria um alívio de tensão muito alto devido ao fato de que se encontrava sob a chapa teste uma placa de borracha que foi retirada após detecção deste fato.

Tabela 4.5 – Taxa de aquisição obtida nos testes Implantes

Teste	I2	I3	I4	I5	I6	I7	I8	I9	I10
Arame sólido (MIG/MAG)									
Taxa de Aquisição	22	22	22	30	53	SA	SA	53	53
Número de picos	10	12	2	2	3	SA	SA	3	2
Arame tubular (FCAW-G)									
Teste	I11	I12	I13	I14	I15	NOTA: SA = Sem Aquisição Taxa de Aquisição = pontos/s			
Taxa de Aquisição	SA	SA	SA	1000	1000				
Número de picos	SA	SA	SA	1	3				

A execução dos testes preliminares compreendeu três blocos sendo o primeiro com quatro implantes e os demais com cinco implantes cada. Após a realização de cada bloco os resultados foram analisados e as medidas de correção e/ou ajustes no sistema foram feitos de forma que ao final dos testes preliminares foi possível concluir sobre sua funcionalidade e sensibilidade à detecção de trincas de hidrogênio.

As condições para execução do primeiro bloco de testes (testes I2 a I5) foi com os corpos de prova limpos por ultrassom bem como o furo da chapa teste com acetona. As condições de soldagem são as mostradas na Tab.4.2. O tempo de captura dos sinais foi de 20 horas ou até que ocorresse a ruptura do corpo de prova. Temperatura de início de ensaio de 150 °C.

Em alguns testes não foi utilizado acoplante entre o sensor e a chapa teste. O objetivo foi verificar a influência deste na captura dos sinais. Com os resultados deste primeiro bloco de teste (I2 a I5) foi possível identificar os problemas iniciais decorrentes do acoplamento do

sensor e do sinal capturado pelo programa bem como modificações na sensibilidade do programa de forma a se melhorar a taxa de aquisição dos sinais. A seguir são apresentados e discutidos os resultados do primeiro bloco de testes obtidos durante todo o desenvolvimento experimental.

- Implante I2

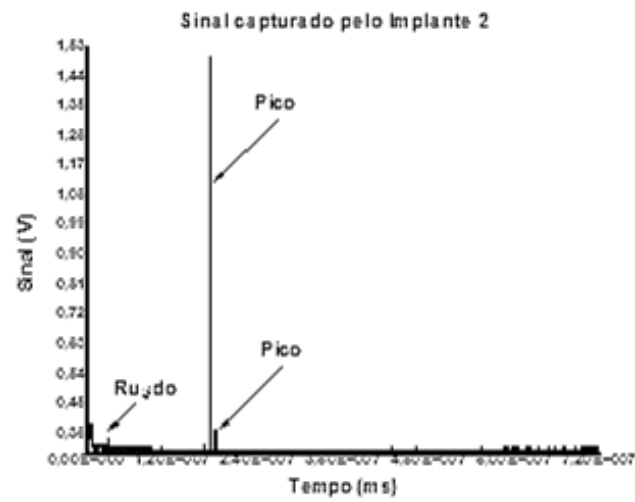
Para o Teste I2, conforme Tab.4.3, a carga máxima aplicada foi de 1167 kgf, que se manteve praticamente constante até o final do tempo de captura dos sinais que foi de 20 horas. A taxa de aquisição foi de 22 pontos/s. Para esse ensaio foram registrados 10 picos com intensidade acima de 0,30 V, isto é, acima do nível de ruído do sistema de EA e o corpo de prova não rompeu.

Em detalhe, Fig.4.2, são mostrados a evolução dos sinais obtidos durante o ensaio. A Figura 4.2(a) mostra que as primeiras excitações ocorreram nos instantes iniciais e atingiram uma amplitude de 0,39 V (temperatura do cordão de solda entre 150 °C e 100 °C) e depois se estabiliza no valor do sinal em torno de 0,30 V (nível de ruído do sistema). Esses valores de amplitude (0,39 V) se devem provavelmente a ruídos devido a montagem (posicionamento do sensor na chapa, ligamento da fonte de soldagem ou ligamento da mesa de coordenadas).

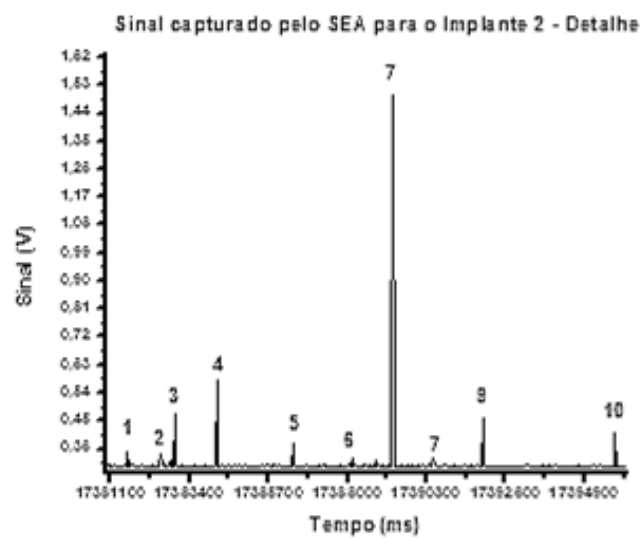
No detalhe, Fig.4.2(b), se observa o comportamento das excitações entre 17381100 à 17394900 ms (289,6 a 289,9 min) do início do ensaio. Estes sinais ocorreram com tensões acima do nível de ruído do sistema, entretanto foi registrado apenas um ponto com a taxa de aquisição de 22 pontos por segundo, tendo aproximadamente um tempo de sinal de 90 ms. O sinal de maior amplitude (pico 5) se deu em 1,50 V aos 17389304 ms, também com apenas um ponto de aquisição, correspondendo a 90 ms de sinal. O corpo de prova não rompeu.

Pela literatura (Ferraresi, 1996) o tempo de ocorrência de formação e/ou propagação de uma trinca fica em torno de aproximadamente 20 ms de sinal. Os sinais capturados pelo sistema de EA desta pesquisa é de apenas um ponto a cada 90 ms (22 pontos/seg). Isto demonstra que o sistema proposto precisava ser melhorado, isto é, aumentar drasticamente a quantidade de pontos adquiridos por segundo. O ideal era da ordem de 2000 pontos por segundos.

Para comprovar que os sinais adquiridos pelo sistema de EA estavam relacionados a propagação de uma trinca, o corpo de prova deste ensaio foi lixado e preparado metalograficamente para se observar a existência ou não de trincas na região do implante. Com isso, verificou-se na região da ZTA a presença de uma trinca, Fig. 4.3, o que demonstra que existem evidências de que os sinais adquiridos estavam relacionados à formação e propagação da trinca, apesar da taxa de aquisição ser bastante baixa.



(a)



(b)

Figura 4.2 – (a) Sinais do implante I2 capturados pelo SEA. (b) detalhes da região onde ocorreram os maiores picos

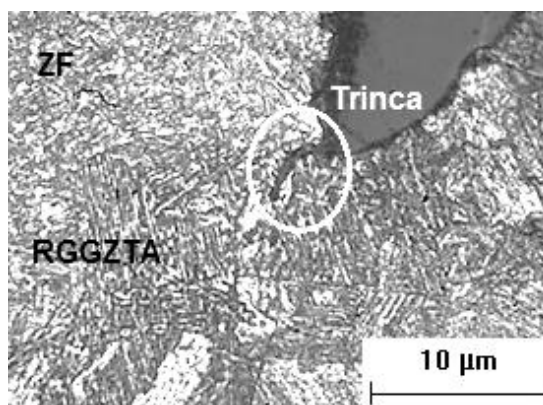


Figura 4.3 – Micrografia do I2 mostrando uma trinca na RGGZTA do entalhe. 300X. Ataque Nital 2%

• Implante I3

Para o teste I3, conforme Tab.4.3, a carga máxima aplicada foi de 1236 kgf, que se manteve constante durante as 20 horas de ensaio e o corpo de prova não rompeu. A taxa de aquisição foi de 22 pontos/s. Depois de transcorridos 7,5 minutos do início do teste o SEA apresentou um sinal de 1,77 V e o corpo de prova se encontrava a uma temperatura abaixo dos 100 °C. Para esse ensaio foram registrados 12 picos com tensões acima do nível de ruído do sistema.

Analizando a evolução dos sinais entre 450000 a 1500000 ms (7,5 a 25 min) do início do ensaio e identificados na tela do programa, mostrados na Fig. 4.4(b), é possível se verificar que o primeiro pico ocorreu em 529871 ms (7,5 min) do início do ensaio e atingiu uma amplitude de 1,77V. O segundo maior pico (pico número 5) ocorreu em 749087 ms (12,5 min) a 1,27 V. O pico (3) se deu em 617928 ms (10,3 min) com 1,33 V. O pico (4) ocorreu em 650224 ms (10,8 min) com 1,06 V. Os demais picos deram amplitude abaixo de 1,0V, sendo que o pico 12 registrou 0,44V.

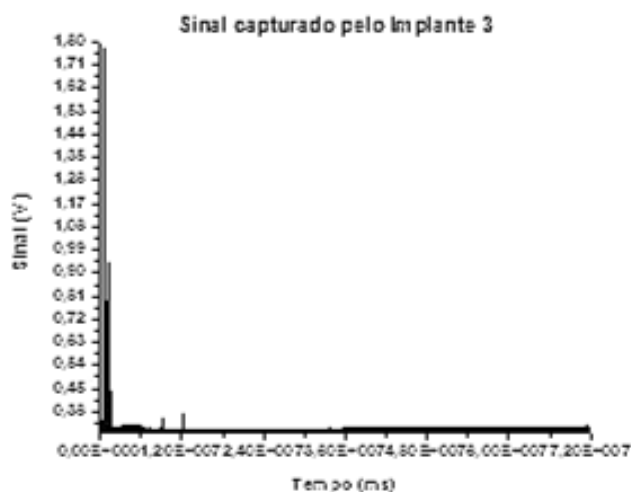
• Implante I4

Para o Teste I4, conforme Tab.4.3, a carga máxima aplicada foi de 1129 kgf, que se manteve constante até o final do tempo de captura de 20 horas. A taxa de aquisição se manteve em 22 pontos/s. Para esse ensaio foram registrados 2 picos com intensidades acima do nível de ruído do sistema de EA e o corpo de prova não rompeu. A Figura 4.6(a) mostra os sinais capturados pelo sistema de EA durante toda a realização do ensaio e identificados na tela do programa. Em detalhe, na Fig.4.6(b), são mostrados a evolução dos sinais entre 0 a 1500000 ms (0 a 25 min) do início do ensaio.

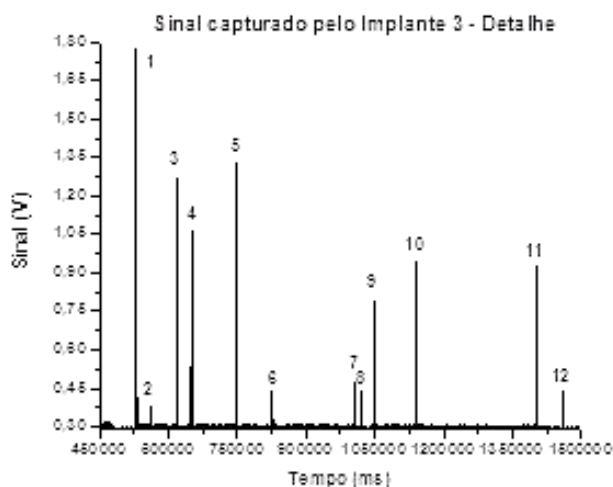
Na Figura. 4.6(b), se observa que o sinal de maior amplitude (pico 2) se deu em 0,41V aos 11708595 ms, correspondendo a 90 ms de sinal. O mesmo fato ocorreu com o primeiro pico (1) em 8537675 ms a 0,38V. Como ocorrido para os implantes anteriores a taxa de

aquisição dos sinais ainda não era satisfatória e, portanto vale aqui a mesma justificativa dada aos implantes anteriores.

Para verificar se a relação dos sinais adquiridos pelo sistema de EA estava relacionada com a propagação de uma trinca, os corpos de prova I3 e I4 foram lixados e preparados metalograficamente para observar a existência ou não de trincas na região do implante. Verificou-se a existência de trinca na região da ZTA do I3, Fig.4.5, e a não existência de trinca no I4, Fig.4.7, o que demonstra que os sinais adquiridos no I3 estavam relacionados à formação e propagação da trinca e no I4 não. Constata-se novamente que a amplitude dos dois sinais adquiridos foi baixa nos dois implantes, podendo estar relacionado a um ruído sistema, mostrando a necessidade de melhoria de todo sistema com relação ao nível de ruído adquirido.



(a)



(b)

Figura 4.4 – (a) Sinais de I3 capturados pelo SEA; (b) Detalhes da região onde ocorreram os maiores picos

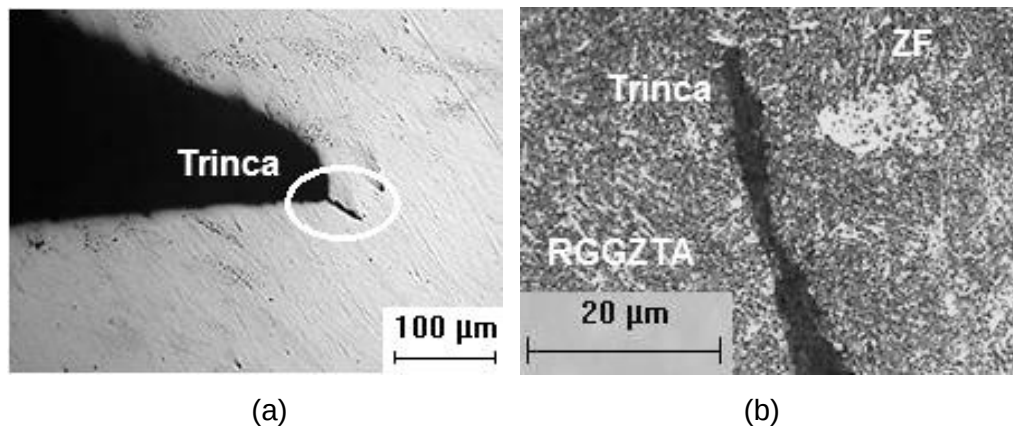


Figura 4.5 – (a) Micrografia do CP I3 mostrando ponta da trinca após lixamento e sem ataque químico. Ampliação 37,5X; (b) Região de localização da trinca no entalhe após lixamento e ataque com Nital 2%. Ampliação 100X

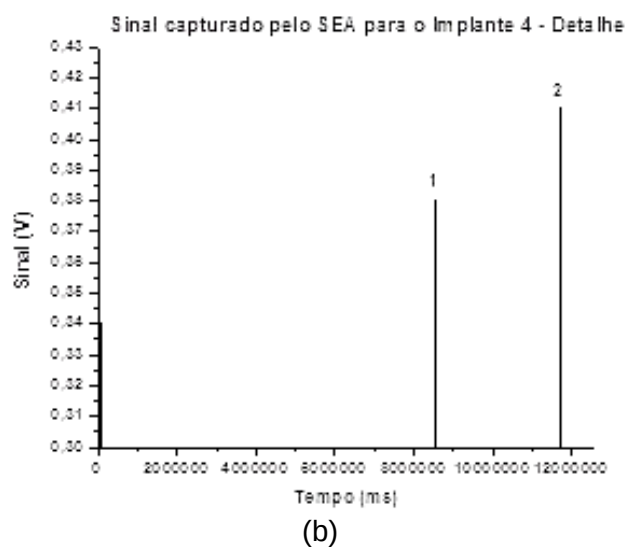
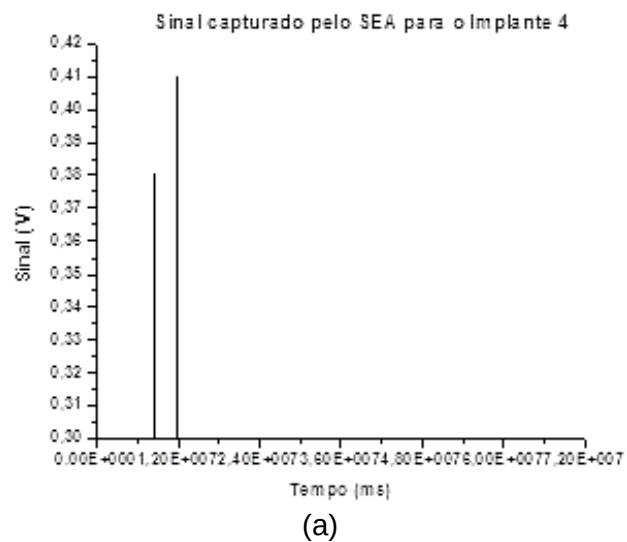


Figura 4.6 – (a) Sinais de I4 capturados pelo SEA. (b) detalhes da região onde ocorreram os maiores picos

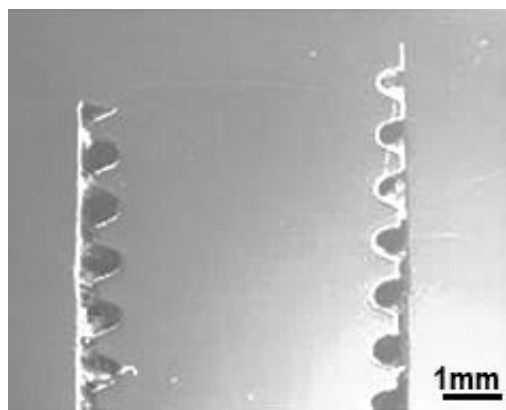


Figura 4.7 – Macrografia do CP I4, simplesmente lixado e polido mostrando a não existência de trinca nessa região, ampliação 8,5X

Para estes primeiros três testes, I2, I3 e I4, se observou que a quantidade de hidrogênio no gás de proteção, Tab.4.3, exerceu influência nos testes I2 e I3, mas não o suficiente para levá-los à ruptura. Mesmo estes corpos de prova não tendo rompido os sinais capturados demonstraram evidências de estarem relacionados à formação e propagação da trinca, apesar da taxa de aquisição ainda ser baixa para estes implantes (Tab. 4.5). No teste I4, apesar das mesmas condições de gás de proteção e taxa de aquisição dos sinais, a carga aplicada (1129 kgf) foi inferior ao dos testes anteriores (1167 kgf e 1236 kgf, implantes I2 e I3 respectivamente) o que pode ter sido um fator que também tenha contribuído para nenhuma geração de trinca. Desta forma, para os testes seguintes o percentual de hidrogênio na composição do gás de proteção foi aumentado para 3% (Tab.4.3) e a taxa de aquisição do programa do SEA foi melhorada para 30 pontos/s (Tab.4.5) e novas análises foram feitas para o I5.

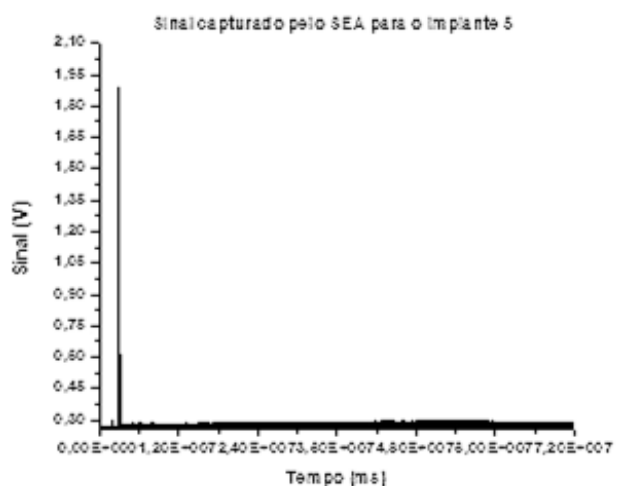
• Implante I5

Para o Teste I5, conforme Tab.4.3, a carga máxima aplicada foi de 1116 kgf, que se manteve até o final do tempo de captura, o corpo de prova rompeu. De acordo com a Fig.4.8, o CP rompeu após 66 minutos de captura do sinal, entretanto, o sistema SEA não detectou a amplitude de ruptura como esperado. Foi adotada uma taxa de aquisição de 30 pontos/s e foram registrados 2 picos com intensidade acima do nível de ruído do sistema de EA.

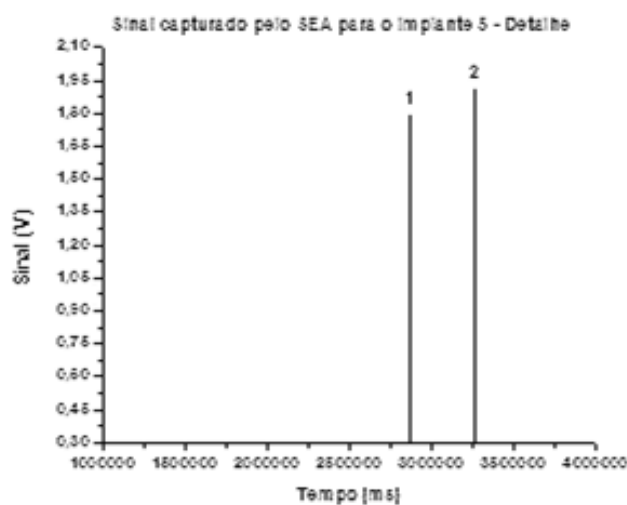
A Figura 4.8(a) mostra os sinais capturados pelo sistema de EA durante toda a realização do ensaio e identificados na tela do programa. Em detalhe, Fig.4.8(b), são mostrados a evolução dos sinais entre 1000000 à 4000000 ms (16,7 a 66,7 min) do início do ensaio. No detalhe, Fig.4.8(b), se observa que o primeiro pico se dá aos 2866871 ms (47,78 min) em 1,79 V, o segundo ocorreu em 3253137 ms (54,2 min) em 1,91 V. Esses dois sinais ocorreram com tensões acima do nível de ruído do sistema, entretanto foi registrado apenas um ponto com a taxa de aquisição de 30 pontos por segundo, tendo aproximadamente um

tempo de sinal de 65 ms. O sinal de maior amplitude se deu em 1,91 V aos 3253137 ms (54,2 min), com apenas um ponto de aquisição, correspondendo a 60 ms de sinal.

Como mostrado na Fig.4.8(b), o pico (1) pode ser entendido como o instante de surgimento da trinca no corpo de prova. O pico (2), com maior amplitude, o instante de ruptura. Quanto a amplitude do sinal de ruptura não sabemos o motivo exato pelo qual não foi detectado com maior valor. Possivelmente podem ter contribuído para a não captura do sinal de ruptura problemas no arranjo do sistema implante/placa, dentre outros motivos. Tendo em vista este problema mais ensaios foram realizados bem como modificações no sistema. A Figura 4.9 mostra a ponta do I5 rompido.



(a)



(b)

Figura 4.8 – (a) Sinais do implante I5 capturados pelo SEA. (b) detalhes da região onde ocorreram os maiores picos

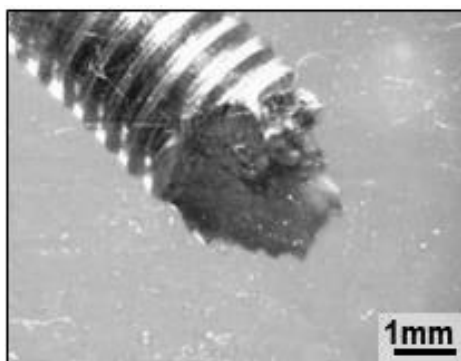


Figura 4.9 – Detalhes da ponta do implante fraturado. Ampliação 8,5X

Como problema apresentado no CP I5 observou-se que no momento da ruptura, devido ao impacto provocado pela ruptura, ocorreu um deslocamento (salto) de todo o conjunto (chapa e sensor) para cima, como mostra a Fig.4.10, deslocando, desta forma, o sensor e com isso, provavelmente, tendo contribuído para a não captura do sinal de forma adequada.

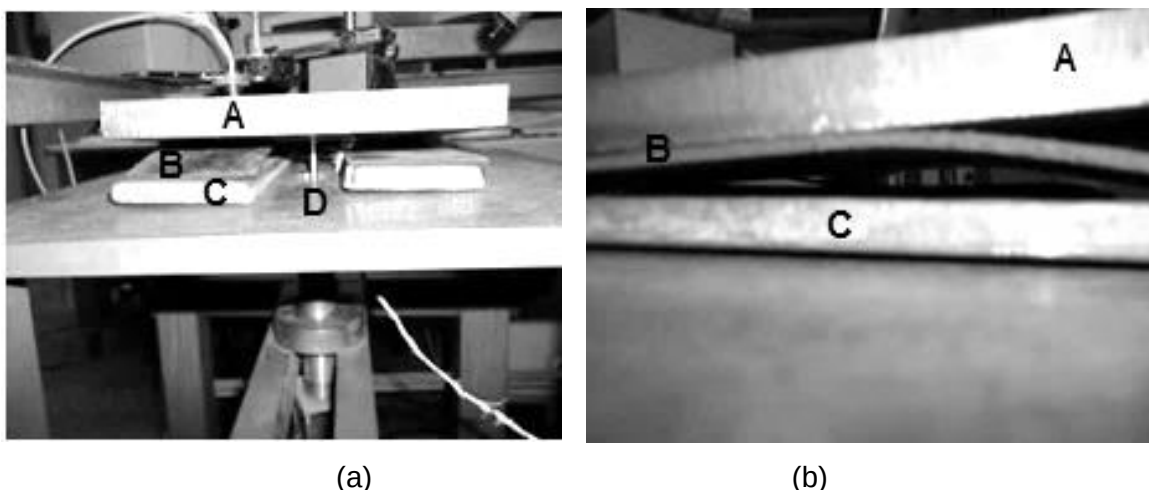


Figura 4.10 – Conjunto corpo de prova e chapa teste após ruptura do implante: A – chapa teste; B – borracha; C – calço; D – implante rompido

Nesta etapa foi feito um conjunto de 4 testes e somente após suas realizações e análises é que o sistema passou por modificações, esta característica de baixa taxa de aquisição se verificou até o implante 5. Para os cinco implantes seguintes foram feitas melhorias e novamente analisados seus resultados. A justificativa para não se aumentar a taxa de aquisição para 2000 pontos/s deste momento em diante se deve ao fato de que o sistema SEA desenvolvido para este trabalho era um sistema novo e não havia passado por testes antes de seu uso. A sua calibração seria dada à proporção que os testes fossem sendo realizado até se atingir o nível ideal.

- Implante I6

Para o Teste I6, conforme Tab.4.3, a carga máxima aplicada foi de 1399 kgf, que se manteve até o final do tempo de captura e o corpo de prova rompeu. De acordo com a Fig.4.11, o CP rompeu após 27 minutos de captura do sinal e o SEA não detectou o sinal de ruptura como esperado. O esperado era uma amplitude da ordem de 10 V no instante da ruptura. Para este teste foi utilizado uma taxa de aquisição de 53 pontos/s e foram registrados 3 picos com intensidade acima de 0,30 V, isto é, acima do nível de ruído do sistema de EA.

A Figura 4.11 mostra os sinais capturados pelo sistema de EA durante toda a realização do ensaio e identificados na tela do programa entre 79513ms à 1567603 ms (1,32 a 26,12 min respectivamente) do início do ensaio. Se observa que a primeira excitação se dá aos 79513 ms (1,32 min) em 0,73 V, a segunda excitação ocorreu em 1396407 ms (23,3 min) em 2,0 V e a terceira em 1567603 ms (26,12 min) a 0,65 V. Como mostrado na Fig.4.11(b), o pico (1) pode ser entendido como o instante do surgimento da trinca no corpo de prova. O pico (2), com maior amplitude, pode ser explicado como sendo o instante de propagação da trinca e o pico (3) como o instante da ruptura. Esta baixa amplitude no instante da ruptura pode estar relacionada com os problemas vistos no I5.

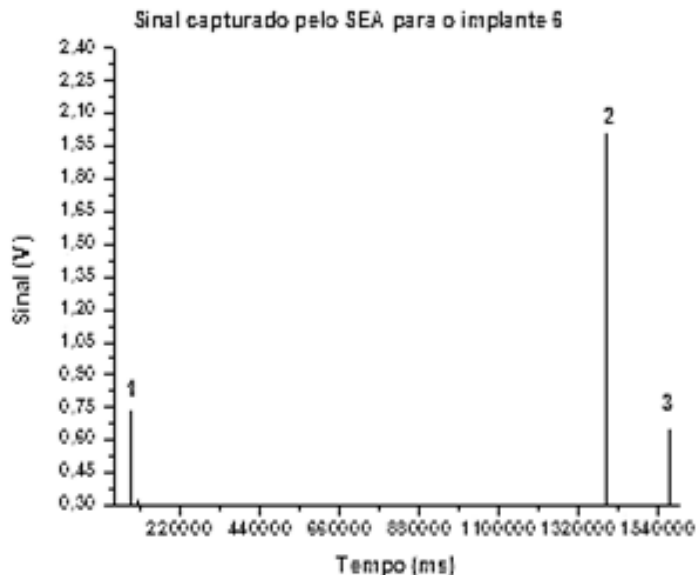


Figura 4.11 – (a) Sinais do CP I6 capturados pelo SEA. (b) detalhes da região onde ocorreram os maiores picos

Assim como o implante I5 o corpo de prova I6 apresentou problemas de montagem. Após análise do sistema Implante/chapa teste constatou-se que a chapa que servia de calço possuía uma pequena deformação e isto funcionava como uma mola durante o impacto da ruptura, impulsionando todo o conjunto para cima com um salto.

Como solução para que este problema não ocorresse nos demais testes optou-se pela remoção do calço metálico em forma de chapa e a colocação de calços em forma de pequenos paralelepípedos, Fig. 4.12, distribuídos ao longo do comprimento da chapa de forma a se ter menos área de contato com o tampo da mesa da máquina de ensaio implante e com isso diminuir a interferência de prováveis ruídos entre as partes. A Figura 4.13 mostra a ponta do implante rompido.

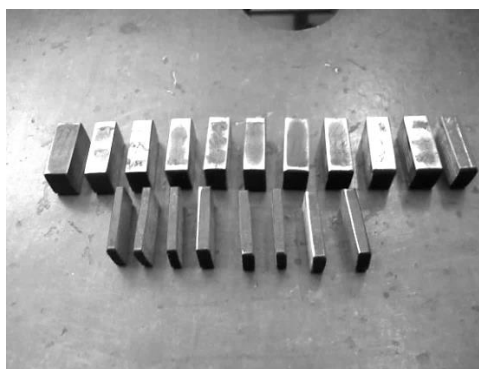


Figura 4.12 – Calços em formato de paralelepípedo utilizados sob a chapa teste

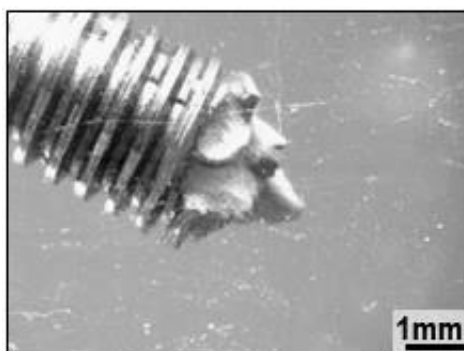


Figura 4.13 – Detalhes da ponta do implante rompido. Ampliação 8,5X

- Implante I9

Para o Teste I9, conforme Tab.4.3, a carga máxima aplicada foi de 1014 kgf, que se manteve até o final do tempo de captura e o corpo de prova não rompeu. Para este teste manteve-se a taxa de aquisição em 53 pontos/s e foram registrados três picos com intensidade acima do nível de ruído do sistema de EA como mostrado na Fig.4.14.

A Figura 4.14 mostra os sinais capturados pelo sistema de EA durante toda a realização do ensaio e identificados na tela do programa. São mostrados a evolução dos sinais entre 15351053 à 19561648 ms (256 a 326 min respectivamente) do início do ensaio onde se observa que a primeira excitação se dá aos 15351053 ms (255,85 min) em 0,35 V indicando se tratar da geração da trinca, a segunda excitação ocorreu em 19208289 ms (320 min) em

0,44 V e a terceira em 19561648 ms (326 min) a 0,46 V indicando se tratarem da propagação da trinca uma vez que o implante não rompeu.

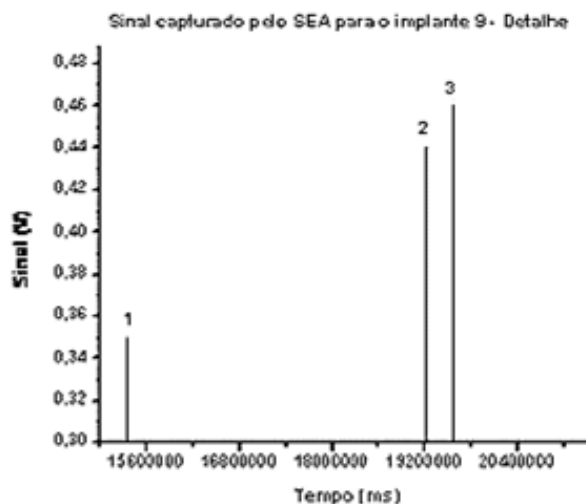


Figura 4.14 – Sinais do CP I9 capturados pelo SEA mostrando detalhes da região onde ocorreram os maiores picos

Para comprovar que os sinais adquiridos pelo CP estavam ou não relacionado a propagação de uma trinca, o CP foi cortado, lixado e polido feito um ataque químico à Base de Nital 2% e feito uma microscopia óptica. Com isso verificou-se na região da junta soldada a presença de uma trinca, Figura 4.15, o que demonstra que os sinais adquiridos poderiam estar relacionados a formação e propagação da trinca apesar da taxa de aquisição ser ainda muito baixa.

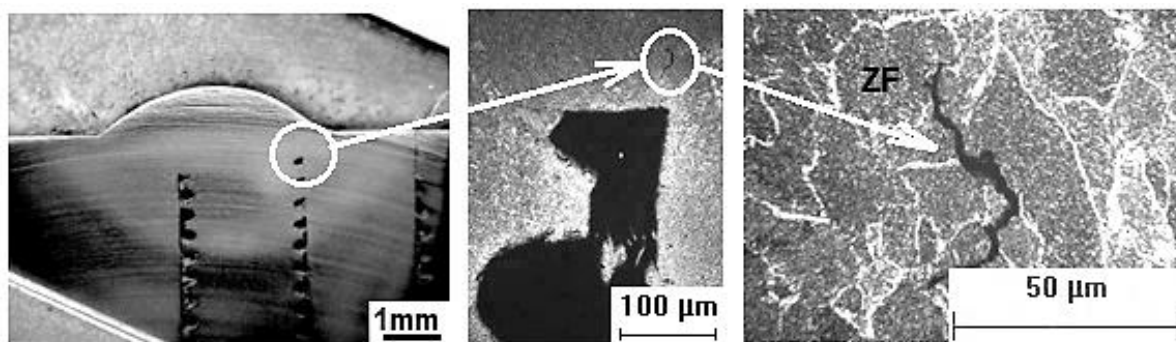


Figura 4.15 – Detalhe da trinca no I9. Ampliação 8,5X para a foto da esquerda, ampliação de 37,5X na foto central e ampliação de 200X a foto da direita

• Implante I10

Para o Teste I10, conforme Tab.4.3, a carga máxima aplicada foi de 1440 kgf, que se manteve até o final do tempo de captura. Foi adotada uma taxa de aquisição de 53 pontos/s.

Para esse ensaio foram registrados 2 picos com intensidade acima do nível de ruído do sistema de EA e o corpo de prova rompeu no instante do segundo pico (2). De acordo com a Fig.4.16, o CP rompeu em torno de 7h de captura do sinal. Porém, apesar do SEA ter detectado o instante de ruptura, a amplitude não atingiu o valor esperado 10 V.

A Figura 4.16 mostra os sinais capturados pelo sistema de EA durante toda a realização do ensaio e identificados na tela do programa onde podem ser vistos a evolução dos sinais entre 0 à 25000000 ms (0 a 416,7 min) do início do ensaio. Se observa que a primeira excitação se dá aos 6106880 ms (101,8 min) em 0,66 V, com a temperatura igual a do ambiente, e pode ser interpretada como sendo o instante de início da trinca e a segunda excitação ocorreu em 24060876 ms (401 min) em 2 V como sendo o instante de ruptura. O tempo entre esses dois picos foi de 17953996 ms (299 min). A Figura 4.17 mostra o detalhe da ponta do implante rompido.

Como nos testes anteriores com arame maciço verificou-se que a taxa de aquisição ainda estava muito baixa, modificou-se esta taxa de aquisição para 1000 pontos/s nos testes realizados com o arame tubular. Além deste fato, foi constatado que programa ficava acumulando todos os pontos de leitura o que gerava arquivos muito grandes e nesta nova modificação o programa computacional foi melhorado para registrar apenas os instantes onde os sinais apresentavam picos superiores a 0,30 V. Entre o sensor e a peça foi utilizado um acoplante do tipo vaselina industrial e os três primeiros testes, com arame tubular, serviram para ajustes da carga a ser aplicada. O tempo de leitura dos sinais foi de 20 horas e não foi utilizado óleo.

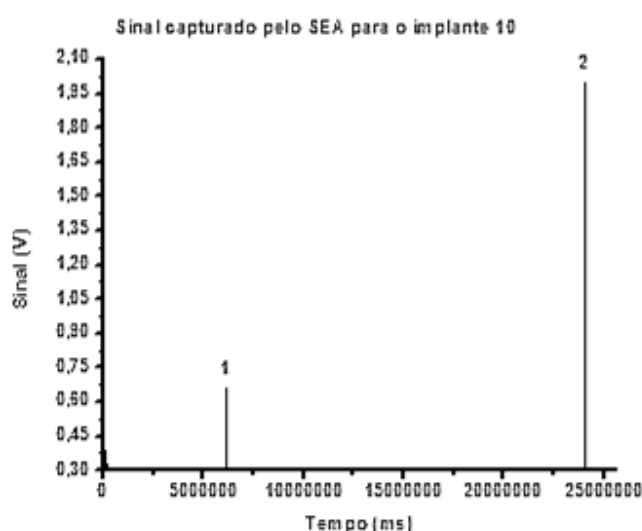


Figura 4.16 – Sinais do implante I10 capturados pelo SEA mostrando detalhes da região onde ocorreram os maiores picos

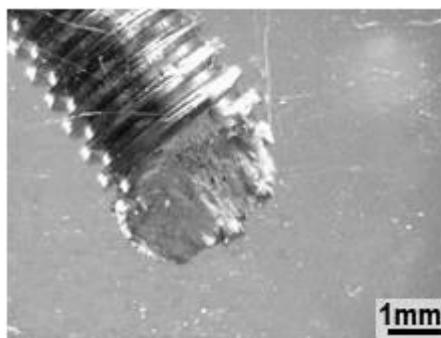


Figura 4.17 – Detalhe da ponta do implante I10 rompido. Ampliação 8,5X

No terceiro lote de testes, os testes I11, I12 e I13 não romperam e não foi utilizado o SEA nestes testes. Na soldagem destes corpos de prova não foi utilizado adição de hidrogênio na mistura do gás de proteção, portanto, não foi possível avaliar a ação da trinca de hidrogênio nestes testes. No CP I14 não foi utilizado hidrogênio no gás de proteção e no I15 foi utilizado um percentual de 3%H na composição do gás de proteção. A seguir são discutidos os resultados apresentados pelos corpos de prova I14 e I15.

- Implante I14 e I15

Para o teste I14, conforme Tab.4.4, a carga máxima aplicada foi de 1403 kgf, que se manteve até o final do tempo de captura. Foi adotada uma taxa de aquisição de 1000 pontos/s. Para esse ensaio foi registrado 1 pico com intensidade acima de 0,30 V, isto é, acima do nível de ruído do sistema de EA e o corpo de prova não rompeu. A Figura 4.18 mostra o sinal capturado pelo sistema de EA durante a realização do ensaio e identificado na tela do programa.

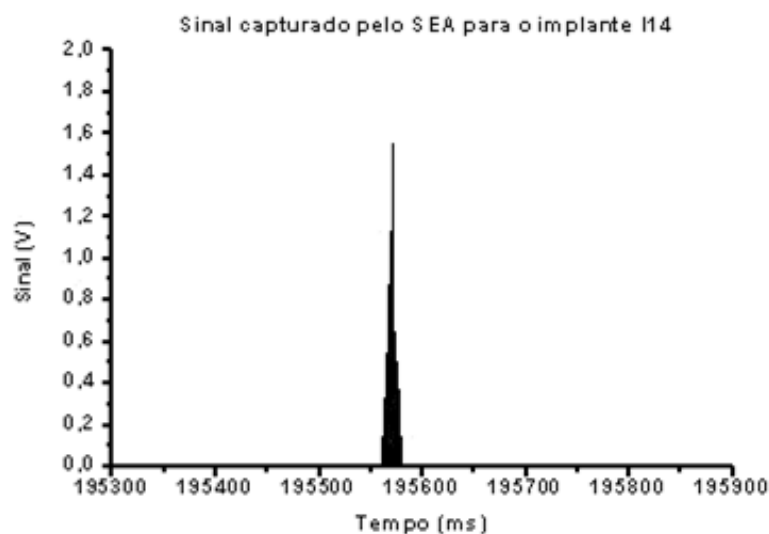


Figura 4.18 – Sinal do I14 capturados pelo SEA

O início do sinal se dá aos 195562 ms (3,25 min) em 0,30 V, com a temperatura do cordão abaixo dos 100 °C. Este sinal, assim como os demais ocorreram com tensões acima do nível de ruído do sistema, e tendo aproximadamente um tempo de sinal de 30 ms. A contagem de maior amplitude se deu em 1,55 V aos 195571 ms e a última contagem foi registrado em 195578 ms e registrou 0,30 V. A duração entre a primeira e a última contagem foi de 16 ms.

Como o corpo de prova não rompeu ele foi cortado e preparado metalograficamente para se verificar se o sinal estava relacionado a uma trinca. Como mostra a Figura 4.19 observa-se uma trinca na região do entalhe do corpo de prova se deslocando para a ZF comprovando que os sinais capturados estavam relacionados com uma trinca.

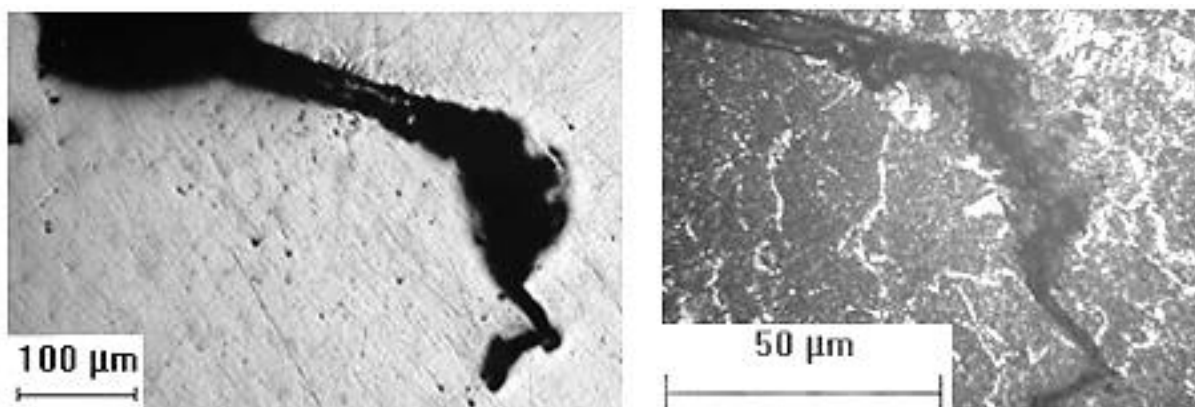
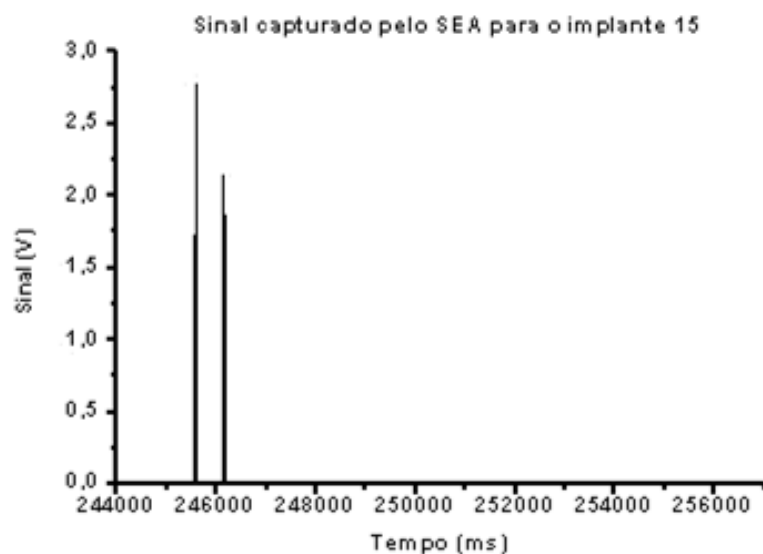


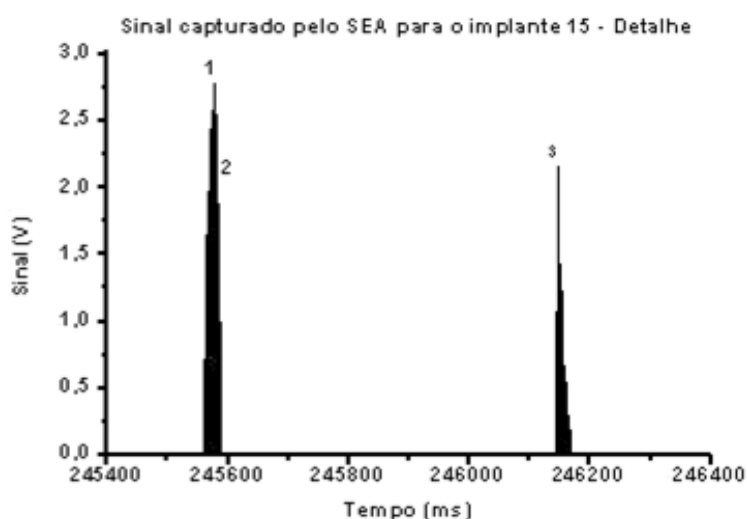
Figura 4.19 – Trinca na região da ZF do implante. Ampliação de 37,5X para a foto da esquerda e ampliação de 200X para a foto da direita

Para o Teste I15, conforme Tab.4.4, a carga máxima aplicada foi de 1441 kgf. Foi adotada uma taxa de aquisição de 1000 pontos/s. O tempo de captura foi de 20 horas. Para esse ensaio foram registrados 3 picos, Fig.4.20, com intensidade acima do nível de ruído do sistema de EA e o corpo de prova rompeu com 4 minutos de captura do sinal e o SEA não detectou o sinal de ruptura como esperado.

A Figura 4.20(a) mostra o sinal capturado pelo sistema de EA durante a realização do ensaio e identificado na tela do programa. Neste teste o gás de proteção utilizado continha 3%H na sua composição. Em detalhe, Fig.4.20(b), são mostrados a evolução dos sinais entre 245562 à 246167,5 ms (4 a 4,10 min) do início do ensaio. Na Figura 4.21 pode ser visto o detalhe dos picos (1) e (2). Na Figura 4.20(a) as primeiras excitações ocorreram nos instantes iniciais (245562 ms) e atingiram uma amplitude máxima de 2,77 V e pode ser interpretado como o início da trinca.



(a)



(b)

Figura 4.20 – (a) Sinal do I15 capturado pelo SEA; (b) detalhes da região onde ocorreram os picos

No detalhe, Fig.4.20(b) o segundo pico (2) se deu em 245581 ms a 2,00 V indicando tratar-se do instante da propagação da trinca. O pico (3) ocorreu com 2,15 V em 246167,5 ms mostrando tratar-se do comportamento de propagação final da trinca e ruptura. A duração do sinal entre o primeiro pico (1) e o segundo (2) foi de 2 ms e entre o segundo pico (2) e o terceiro (3) foi de 559 ms.

O primeiro pico teve uma duração de 17 ms, o segundo pico (2) de 5,5 ms e o terceiro pico (3) de 22 ms. Todos os sinais se deram com amplitudes acima do nível de ruído do sistema (0,30V), porém, com tempo de duração da ordem de 30 ms, mesmo para os sinais com mais de um ponto de aquisição.

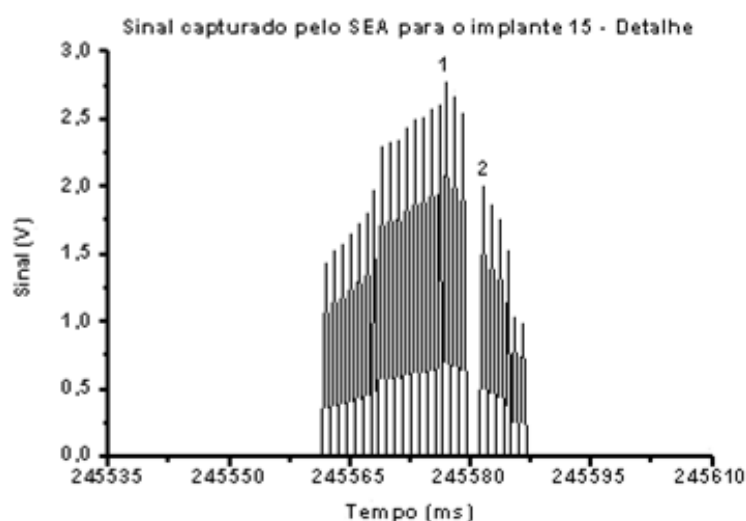


Figura 4.21 – Detalhe dos picos (1) e (2)

Como descrito para os corpos de prova anteriores não foi possível determinar o motivo pelo qual a amplitude do sinal de ruptura não foi determinada com precisão (era de se esperar que desse um sinal maior), não só não ocorreu com alta amplitude como também o sistema não detectou este fato. Este problema se deveu possivelmente à baixa taxa de aquisição dos sinais, problemas de acoplamento dentre outros já citados e, portanto, o sistema necessitou de novo ajuste para poder se realizar os testes finais. Na Figura 4.22 pode ser visto a ponta do implante I15 rompido.

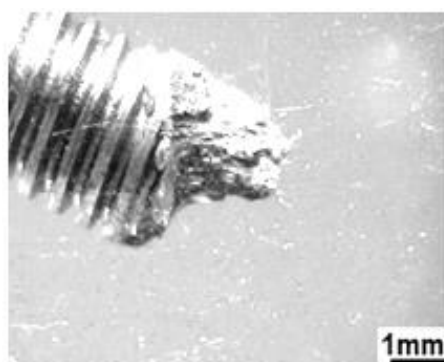


Figura 4.22 – Detalhe da ponta do implante I15

4.3 Considerações sobre os testes preliminares

- Os testes preliminares tiveram como objetivo verificar a funcionalidade do sistema de EA. Foi verificado que mesmo a baixas taxas de aquisição o sistema se mostrou adequado

para este tipo de análise. As baixas taxas de aquisição deveram-se basicamente a problemas no programa computacional o que gerou o problema de não detecção do instante final de ruptura.

- O SEA se mostrou adequado no armazenamento de grandes quantidades de dados relacionados à formação e propagação da trinca de hidrogênio. Nesta fase da pesquisa constatou-se a necessidade de melhoria do programa de EA de forma a registrar sinal da ordem de 20 ms que é, segundo Ferraresi (1996), o tempo de ocorrência de uma trinca. Para isto o sistema proposto foi melhorado e aumentado a quantidade de pontos adquiridos por segundo. Para os ensaios definitivos o programa foi ajustado para uma leitura de 2000 pontos/s.

- Os sinais de EA, obtidos nos casos onde houve captura de sinais, tiveram como característica geral a ocorrência de eventos de pequena amplitude antes da fratura final. Sabe-se, segundo Falls (1999), que o número de eventos e suas amplitudes correspondentes dependem do modo de fratura predominante no desenvolvimento da fratura. Com relação a isto os modos de fratura serão estudados com mais ênfase nos ensaios definitivos (Cap. V).

- Os testes preliminares possibilitaram a constatação da influência do hidrogênio no trincamento do material utilizado no experimento através das evidências de trincas geradas nos corpos de prova que não romperam. De modo geral, quando é aumentada a tensão aplicada o tempo de fratura diminui, independentemente do nível de hidrogênio utilizado concordando com as análises realizadas por Falls (1999). Segundo Falls (1999), uma maior quantidade de hidrogênio dissociada na coluna do arco e o grande percentual de hidrogênio atômico gerado penetram, através da poça fundida, na ZTA.

- Os testes mostraram que o material possui certa resistência ao trincamento devido ao fato de que somente os corpos de prova soldados com mistura gasosa contendo hidrogênio romperam. Isto se deve basicamente à sua composição química.

- Todos os corpos de prova rompidos romperam antes de 10 horas de teste.

- Os resultados preliminares indicam que, mediante a caracterização dos parâmetros dos sinais de EA, é possível entender o instante de formação, propagação e ruptura do corpo de prova provocada por uma trinca de hidrogênio. À proporção que foi melhorada a sensibilidade do programa os resultados mostraram-se melhores em relação à amplitude detectada. Com capacidade de leitura de 1000 pontos/s (I14 e I15) os resultados se mostraram bem melhores que os anteriores. Nos testes finais serão adotados os valores recomendados por Ferraresi (1996).

- A repetibilidade dos testes implantes com emissão acústica foi considerada boa à proporção que os problemas foram sendo sanados e as respostas mostraram coerência com

base na analogia entre o rompimento (ou trincamento) do corpo de prova e a característica do sinal.

- Os implantes rompidos e soldados com o processo MIG/MAG e com adição de 3% de hidrogênio no gás de proteção tiveram como menor carga aplicada o valor de 1110 kgf.
- O implante rompido e soldado com o processo Arame Tubular e com adição de 3% de hidrogênio no gás de proteção teve como carga mínima o valor de 1420 kgf.
- No processo MIG/MAG os implantes que não romperam, mas apresentaram trinca tiveram como menor carga aplicada o valor de 1014 kgf quando soldados sem adição de 3% de hidrogênio na composição do gás de proteção e na soldagem com Arame Tubular este valor chegou a 1403 kgf.
- Para os ensaios definitivos, com o aumento da taxa de aquisição, é de se esperar que a ocorrência de trincas no corpo de prova se dê com um sinal característico apresentado pelo sensor de emissão acústica. Desta forma, com os resultados obtidos nestes novos ensaios se perceberá a possibilidade do uso do SEA em definir o momento de origem do fenômeno de trincamento bem como analisar de uma forma mais segura a característica da trinca e o mecanismo de sua origem e propagação.