



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG



Dissertação de Mestrado

"Comportamento em Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 Soldado com Aço Inoxidável Austenítico AISI 316LSi, em Meios Contendo Cloretos"



Autor: Daniel Fraga Pinto
Orientador: Prof. Luiz Cláudio Cândido



Fevereiro de 2006



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Daniel Fraga Pinto

"Comportamento em Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 Soldado com Aço Inoxidável Austenítico AISI 316LSi, em Meios Contendo Cloretos"

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Engenharia de Superfícies

Orientador: Prof. Luiz Cláudio Cândido

Ouro Preto, fevereiro de 2006.

P659c Pinto, Daniel Fraga.

Comportamento em corrosão sob tensão de um aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com aço inoxidável austenítico AISI 316LSi em meios contendo cloretos. [manuscrito] / Daniel Fraga Pinto. - 2006.

xvii, 109 f.: il. color.; grafs.; tabs.; fotos.

Orientador: Prof. Luiz Cláudio Cândido.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Departamento de Engenharia Metalúrgica. Rede Temática em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Engenharia de Superfícies

1. Aço Inoxidável - Tese. 2. Juntas soldadas - Tese. 3. Aço - Corrosão - Tese. Aço inoxidável austenítico - Tese. I. Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Departamento Engenharia Metalúrgica. II. Título.

CDU: 669.14

Catálogo: sisbin@sisbin.ufop.br

AGRADECIMENTOS

Durante o desenvolvimento deste trabalho, recebi o apoio de várias pessoas para as quais deixo meus agradecimentos, pelos ensinamentos, pelo estímulo e pela amizade que me proporcionaram durante estes dois anos de convívio. De forma especial, gostaria de agradecer:

À minha família, especialmente meus pais e irmãos pela presença e apoio constantes em todos os momentos de minha vida.

Ao Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido pela orientação e oportunidade para que eu pudesse desenvolver este mestrado. Agradeço também pelo incentivo, apoio e pela amizade sempre presentes durante estes dois anos.

Ao Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid pela co-orientação e pela oportunidade de desenvolvimento de outros trabalhos relacionados. Agradeço também pelo apoio e pelos ensinamentos.

Ao Prof. M.Sc. José Antônio Nunes de Carvalho pelo apoio e pela oportunidade de estar juntamente com a Acesita no desenvolvendo deste trabalho.

À Acesita S.A. pela oportunidade de estagiar em suas dependências e pela bolsa concedida por meio do programa de mestrado realizado em parceria com a Universidade Federal de Ouro Preto, através da Rede Temática em Engenharia de Materiais – REDEMAT.

À Rede Temática em Engenharia de Materiais pelo programa de pós-graduação.

Aos amigos do laboratório do centro de pesquisa da Acesita que me receberam e acolheram de forma primorosa durante o período em que ali permaneci.

À minha namorada e amiga Gertrudes Aparecida pelo apoio, incentivo e estímulo principalmente nas horas mais difíceis.

A todos os professores e colegas do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFOP e REDEMAT que me ajudaram direta ou indiretamente no desenvolvimento deste trabalho.

Finalmente, agradeço a Deus por tudo e, principalmente pela minha vida.

MUITO OBRIGADO.

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	xiv
LISTA DE NOTAÇÕES	xvi
RESUMO	xviii
ABSTRACT	xix
Capítulo 1 - INTRODUÇÃO	01
Capítulo 2 - OBJETIVOS	03
Capítulo 3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	04
3.1 - Fundamentos de Corrosão	04
3.1.1 - Potencial de Eletrodo.....	05
3.1.2 - A Série Galvânica.....	06
3.1.3 - O Fenômeno de Polarização.....	08
3.1.3.1 - Polarização por ativação.....	10
3.1.3.2 - Polarização por concentração.....	11
3.1.3.3 - Polarização ôhmica.....	11
3.1.4 - O Fenômeno de Passivação.....	11
3.1.5 - Meios Corrosivos.....	14
3.1.6 - Tipos de Corrosão.....	15
3.1.6.1 - Corrosão por pites.....	15
3.1.6.2 - Corrosão galvânica.....	16
3.1.6.3 - Corrosão intergranular.....	16
3.1.6.4 - Trincamento induzido pelo hidrogênio.....	17
3.1.6.5 - Corrosão-fadiga.....	17
3.1.6.6 - Corrosão sob tensão.....	18

3.2 - Corrosão Sob Tensão.....	18
3.2.1 - Principais Modelos Propostos de CST.....	19
3.2.1.1 - Modelo de ruptura de filme trinca.....	20
3.2.1.2 - Modelo da fragilização pelo hidrogênio.....	20
3.2.2 - Ensaios Convencionais para a Avaliação da Suscetibilidade à CST.....	22
3.3 - Principais Aspectos da Mecânica de Fratura.....	24
3.3.1 - Características Gerais da Mecânica de Fratura.....	25
3.3.2 - Tenacidade à Fratura.....	26
3.3.3 - Efeito da Espessura no Fator de Intensidade de Tensão.....	28
3.3.4 - Crescimento Subcrítico de Trinca.....	29
3.3.5 - A Mecânica de Fratura aplicada a CST.....	30
3.4 - O Processo de Soldagem MIG - (<i>Metal Inert Gas</i>).....	32
3.5 - Os Aços Inoxidáveis.....	36
3.5.1 - Classificação dos Aços Inoxidáveis.....	37
3.4.1.1 - Aços inoxidáveis ferríticos.....	39
3.4.1.2 - Aços inoxidáveis austeníticos.....	42
3.4.1.3 - Aços inoxidáveis martensíticos.....	42
3.4.1.4 - Aços inoxidáveis duplex.....	43
3.4.1.5 - Aços endurecidos por precipitação.....	44
3.5.2 - Corrosão em Aços Inoxidáveis Soldados.....	45
3.5.3 - Corrosão sob Tensão em Aços Inoxidáveis.....	47
3.5.3.1 - Corrosão sob tensão em aços inoxidáveis ferríticos.....	47
3.5.3.2 - Corrosão sob tensão em aços inoxidáveis austeníticos.....	48

Capítulo 4 - PARTE EXPERIMENTAL	51
4.1 - Materiais	51
4.1.1 - Tipos de Corpos-de-Prova.....	52
4.1.2 - Meios Corrosivos Empregados.....	53
4.2 - Métodos	54
4.2.1 - Ensaio com Deformação Constante no Eletrodo.....	55
4.2.2 - Ensaio sob Carga Constante no Eletrodo.....	58
4.2.2.1 - Cálculo do fator de intensidade de tensão K_I para os ensaios sob carga constante no eletrodo.....	62
4.2.2.2 - Ensaio sob Carga Constante com Polarização do Eletrodo.....	63
Capítulo 5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
5.1 - Caracterização do Material	64
5.2 - Ensaio de CST com Deformação Constante no Eletrodo	70
5.3 - Ensaio de CST sob Carga Constante no Eletrodo	72
5.3.1 - Ensaio de CST com Pré-trinca na Zona Fundida.....	74
5.3.2 - Ensaio de CST com Pré-trinca na ZTA.....	77
5.3.3 - Ensaio de CST com Pré-trinca no Cordão de Solda Parcial.....	86
5.3.4 - Curva fator de intensidade de tensão <i>versus</i> tempo de fratura.....	88
Capítulo 6 - CONCLUSÕES	91
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	93
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	94
ANEXOS	102

LISTA DE FIGURAS

3.1 - Ciclo dos metais.....	04
3.2 - Variação do potencial em função da corrente circulante.....	09
3.3 - Representação esquemática de polarização para um metal que exibe uma transição ativa-passiva.....	13
3.4 - Representação esquemática por meio de curvas de polarização de como um metal ativo-passivo pode exibir um comportamento de corrosão tanto ativo como passivo.....	13
3.5 - Meios corrosivos classificados pelo mecanismo de sua ação corrosiva e local onde atuam os principais agentes.....	14
3.6 - Três condições para ocorrer CST, além do tempo.....	18
3.7 - Curva esquemática para um tempo de falha típico em função de uma tensão aplicada em testes de CST.....	22
3.8 - Curva esquemática de taxa de propagação típica em função do fator de intensidade de tensão mostrando as regiões de propagação de trinca 1, 2 e 3 identificando o patamar de velocidade e a tensão crítica.....	23
3.9 - Modos básicos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca.....	25
3.10 - Notação ASTM para CPs extraídos de produtos laminados e forjados.....	27
3.11 - Efeito da espessura na tenacidade à fratura do material para o modo I de carregamento.....	28
3.12 - Crescimento subcrítico de trinca dentro da filosofia de projeto “tolerância de danos”.....	29
3.13 - Variação do fator de intensidade de tensão em função do tempo de fratura no ensaio de CST em solução 3,5% NaCl em uma liga Ti-Al-Mo.....	31

3.14 - Variação no fator de intensidade de tensão aplicado nos CPs em função do crescimento subcrítico de trinca.....	32
3.15 - Desenho esquemático da seção transversal de uma solda.....	34
3.16 - Diluição medida na seção transversal de uma solda.....	36
3.17 - Diagrama de equilíbrio binário Fe-Cr.....	38
3.18 - Diagrama de Schaeffler para metal de solda de aços inoxidáveis.....	46
3.19 - Efeito do teor de níquel na susceptibilidade a CST em soluções aquosas de cloreto de magnésio a 154°C.....	49
4.1 - Representação esquemática de um CP utilizado para ensaios de tração (medidas em mm).....	52
4.2 - Representação esquemática dos CPs; (a) CP para ensaios com carga constante no eletrodo; (b) CP para dobramento em “U” para ensaios com deformação constante no eletrodo.....	53
4.3 - CPs dobrados em “U” para ensaios de deformação constante no eletrodo.....	56
4.4 - Dispositivo para dobramento dos CPs para ensaios de deformação constante no eletrodo.....	57
4.5 - Ensaios com deformação constante no eletrodo; (a): solução aquosa contendo MgCl ₂ ; (b): solução aquosa contendo HCl.....	58
4.6 - Máquina para realização de ensaios de corrosão sob tensão aplicando-se carga constante no eletrodo.....	59
4.7 - Detalhe do corpo-de-prova no interior da célula de corrosão.....	59
4.8 - Representação esquemática das diferentes posições do entalhe em CPs do tipo tração-compacto, C(T), para ensaios com carga constante; (a) pré-trinca na região do austenítico; (b) pré-trinca na ZTA; (c) entalhe e pré-trinca no cordão de solda parcial.....	60

4.9 - Montagem para os ensaios de CST com carga constante polarizando o eletrodo.....	63
5.1 - Junta soldada do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com o consumível austenítico AISI 316LSi; Reativo: Villela; (a): vista frontal da junta (10X); (b): micrografia mostrando as três zonas (25X); (c): interface entre ZF e ZTA (100X); (d): interface entre ZTA e MB (50X).....	64
5.2 - Perfil de microdureza Vickers para a junta soldada do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com aço inoxidável AISI 316LSi.....	65
5.3 - Junta soldada do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com o consumível austenítico AISI 316LSi; destaque para as áreas demarcadas para procedimento de cálculo da diluição; reativo: Villela; aumento: 10X.....	66
5.4 - Curvas de polarização potenciodinâmica; 0,166 mV/s; T = 20°C; sistemas: aço inoxidável AISI 409, AISI 439 e AISI 444 em soluções aquosas contendo 3,5% NaCl; pH \cong 7,0 a temperatura ambiente.....	67
5.5 - Curvas de polarização potenciodinâmica; 0,166 mV/s; T = 20°C; sistemas: aço inoxidável ferrítico AISI 444 em solução aquosa contendo 1M HCl, pH \cong 0,0 e em solução aquosa contendo 3,5% em peso de NaCl, pH \cong 7,0.....	68
5.6 - CPs ensaios sob tensão com deformação constante no eletrodo em HCl, pH \cong 0,0 e temperatura ambiente; sistema: AISI 444/ AISI 316LSi; (a), (b) e (c): dobramento na face da solda; (d), (e) e (f): dobramento na raiz da solda.....	70
5.7 - CPs ensaios sob tensão com deformação constante no eletrodo em MgCl ₂ , pH \cong 4,0 e T \cong 143°C; sistema: AISI 444/ AISI 316LSi; (a), (b), (c) e (d) - dobramento da face da solda; (e) e (f) - dobramento na raiz da solda.....	71

- 5.8 - Macrofratografia de um CP trincado por CST; carga constante; sistema: aço AISI 444/AISI 316LSi; solução aquosa contendo HCl, pH \cong 0,0 a temperatura ambiente.....73
- 5.9 - Fotomicrografias de CPs trincados por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas com HCl, pH \cong 0,0 a temperatura ambiente. (a) pré-trinca por fadiga e região de CST; (b) CST; (c) CST e tração; (d) tração; MEV.....73
- 5.10 - Detalhe de um CP trincado por CST; carga constante; ataque corrosivo intenso na região do metal base; (a) região da face da solda, (b) região da raiz da solda; meio: HCl, pH \cong 0,0 a temperatura ambiente; $K_I \cong 80\text{MPa}\sqrt{m}$ 74
- 5.11 - CP do tipo tração-compacto, ensaiados em soluções aquosas contendo 42% MgCl_2 (143°C); (a) CP após ensaio, (b) superfície de fratura; $K_I \cong 35\text{MPa}\sqrt{m}$ 75
- 5.12 - Microfratografias de um CP trincado por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas com 42% MgCl_2 (143°C). (a) pré-trinca por fadiga e região de CST (50X); (b) detalhe da região de CST (1500X); (c) CST e tração (50X); (d) tração (1500X). Nota-se fratura frágil na região de rompimento por tração (facetas de clivagem); $K_I \cong 35\text{MPa}\sqrt{m}$; MEV.....76
- 5.13 - Pré-trinca por fadiga na região da ZTA para ensaios de CST com carga constante no eletrodo; (a) Entalhe e pré-trinca; (b),(c) Interface austenítico e ferrítico; (d) Propagação transgranular e Intergranular; Reativo: ácido oxálico.....77
- 5.14 - CP tipo tração-compacto trincado por CST; carga constante; pré-trinca na região da ZTA; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas contendo HCl; (a) evolução da trinca; (b) detalhe do trincamento na face da solda; (c) macrofratografia da superfície de fratura; $K_I \cong 74\text{MPa}\sqrt{m}$ 78

- 5.15 - Microfratografias de CPs trincados por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas de HCl, pH \cong 0,0, temperatura ambiente; (a) pré-trinca por fadiga e região de CST (35X); (b) CST (35X); (c) ruptura mecânica (35X); (d) detalhe da fratura mecânica; (e) região de arrancamento final (85X); (f) detalhe região de arrancamento final (300X); MEV.....79
- 5.16 - Inclusões presentes em CPs trincados por CST; carga constante; sistema: AISI 444/AISI 316LSi; (a) inclusão de, provavelmente, nitreto de titânio; (b) inclusão de, provavelmente, carboneto de cromo; MEV.....81
- 5.17 - CP tipo tração-compacto trincado por CST; carga constante; pré-trinca na região da ZTA; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas contendo MgCl₂; (a) região da face da solda; $K_I \cong 85\text{MPa}\sqrt{m}$81
- 5.18 - Microfratografias de um CP trincado por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi; MgCl₂, pH \cong 4,0; T \cong 143°C; (a) pré-trinca por fadiga e região de CST (50X); (b) CST (50X); (c) interface CST-ruptura mecânica (35X); (d) arrancamento final: fratura frágil (1500X); MEV.....82
- 5.19 - Macrofratografias de um CP tipo tração-compacto trincado por CST; carga constante; cordão de solda parcial; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas contendo HCl; (a) evolução da trinca do austenítico (metal de adição) para o ferrítico (metal base); (b) CP após ruptura mecânica por tração; $K_I \cong 77\text{MPa}\sqrt{m}$ 83
- 5.20 - Microfratografias de CPs trincados por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi; meio: soluções aquosas de HCl, pH \cong 0,0, temperatura ambiente; (a) pré-trinca por fadiga e região de CST (50X); (b) CST (50X); (c) ruptura mecânica (65X); (d) região de arrancamento final (1500X); MEV.....84

- 5.21 - Comparação para as diferentes localizações de entalhe e pré-trinca por fadiga; sistema AISI 444/AISI 316LSi em HCl, pH \cong 0,0 a temperatura ambiente.....85
- 5.21 - Fotomicrografias de CPs trincados por CST; (a) evolução de trinca na ZF (aço inoxidável austenítico); (b) trincamento por CST na região da ZTA; (c) evolução da trinca na ZTA; (d) trinca principal e suas ramificações; Aumentos: 1.000X (a), 200X (b); 200X (c); 500X (d). Ataque: Vilela.....85
- 5.22 - CP ensaiado sob carga constante com polarização anódica; sistema: AISI 444/AISI 316LSi; solução aquosa contendo HCl; pH \cong 0,0; temperatura ambiente; (a) superfície de fratura; (b) ataque intenso na região do aço inoxidável ferrítico; $K_I \cong 81\text{MPa}\sqrt{m}$ 86
- 5.23 - CP ensaiado sob carga constante com polarização catódica; sistema: AISI 444/AISI 316LSi; solução aquosa contendo HCl; pH \cong 0,0; temperatura ambiente; $K_I \cong 80\text{MPa}\sqrt{m}$ 87
- 5.24 - Aplicação de um potencial nos ensaios de CST com carga constante e o tempo de fratura; sistema: AISI 444/AISI 316LSi; solução aquosa contendo HCl; pH \cong 0,0; temperatura ambiente.....88
- 5.25 - Curva K_I *versus* tempo de fratura; sistema: aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com o consumível austenítico AISI 316LSi ensaiados em solução aquosa contendo HCl, pH \cong 0,0; temperatura ambiente.....90

LISTA DE TABELAS

III.1 - Série de potenciais de eletrodo padrão.....	06
III.2 - Série galvânica prática em água de mar.....	07
III.3 - Composição química nominal para a primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos padrão da série 400.....	40
III.4 - Composição química nominal para a segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos.....	40
III.5 - Composição química nominal para a terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos.....	41
III.6 - Composição química nominal para alguns tipos de aços inoxidáveis austeníticos.....	42
III.7 - Composição química nominal para alguns tipos de aços inoxidáveis martensíticos.....	43
III.8 - Composição química nominal para alguns tipos de aços inoxidáveis duplex.....	44
III.9 - Composição química nominal para alguns tipos de aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.....	45
III.10 - CST para alguns aços inoxidáveis.....	48
IV.1 - Composição química do aço inoxidável ferrítico AISI 444 (metal base).....	57
IV.2 - Composição química do aço inoxidável austenítico AISI 316LSi (metal de adição).....	51
IV.3 - Propriedades mecânicas obtidas dos ensaios de tração.....	52
IV.4 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem do aço inoxidável ferrítico AISI 444 com o aço inoxidável austenítico AISI 316LSi.....	54

V.1 - Parâmetros eletroquímicos de ensaios de polarização; sistemas: aços inoxidáveis ferríticos/soluções aquosas contendo 3,5 % (peso) NaCl	68
V.2 - Dados dos ensaios de CST sob carga constante para pré-trinca no metal de adição (CP ₀₁), ZTA (CP ₁₄) e no cordão parcial (CP ₃₃) para as mesmas condições de ensaio.....	84
V.3 - Resultados obtidos a partir dos ensaios de CST com carga constante no eletrodo em CPs tipo tração-compacto.....	88

LISTA DE NOTAÇÕES

a_0 - comprimento da pré-trinca (m)

a - tamanho do entalhe considerando-se a pré-trinca (m)

l - tamanho do entalhe (m)

W - distância entre o ponto de aplicação da carga e a extremidade do corpo-de-prova (m)

B - espessura do corpo-de-prova (m)

P - carga aplicada (N)

K_I - fator de intensidade de tensão no vértice da trinca para o modo I de carregamento (tração) ($\text{MPa}\sqrt{m}$)

K_{II} - fator de intensidade de tensão no vértice da trinca para o modo II de carregamento (cisalhamento) ($\text{MPa}\sqrt{m}$)

K_{III} - fator de intensidade de tensão no vértice da trinca para o modo III de carregamento (torção) ($\text{MPa}\sqrt{m}$)

$f(a/W)$ - parâmetro que depende da geometria do material;

K_{ICST} - fator de intensidade de tensão no vértice da trinca a partir da qual ocorre propagação de trinca por corrosão sob tensão ($\text{MPa}\sqrt{m}$)

t_f - tempo de fratura (h)

σ_{ys} - limite de escoamento (MPa)

σ_{uts} - limite de resistência a tração (MPa)

CP- corpo-de-prova

CPs - corpos-de-prova

CST- corrosão sob tensão

C(T) - tração compacto

E_{ecs} - potencial eletroquímico - eletrodo de referencia de calomelano saturado (mV)

E_{corr} - potencial de corrosão (mV)

i - densidade de corrente (A/cm^2)

i_{corr} - densidade de corrente de corrosão (A/cm^2)

R_{corr} - taxa de corrosão (mpy)

MB - metal base

ZTA - zona termicamente afetada

ZF - zona fundida

MF - mecânica de fratura

MEV - microscópio eletrônico de varredura

UFOP - Universidade Federal de Ouro Preto

DEMET - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

REDEMAT - Rede Temática em Engenharia de Materiais

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

AISI - *American Iron and Steel Institute*

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

UNS - *Unified Numbering System*

MIG - *metal inert gas*

RESUMO

Avaliou-se a suscetibilidade de um aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 444 soldado com o aço inoxidável austenítico do tipo AISI 316LSi, pelo processo MIG, quanto ao fenômeno de corrosão sob tensão (CST), em soluções aquosas contendo 1M HCl, $\text{pH} \cong 0,0$ à temperatura ambiente e 42% em peso de MgCl_2 , $\text{pH} \cong 4,0$, na temperatura de ebulição (143°C). As técnicas empregadas para os ensaios de CST foram: carga constante e deformação constante no eletrodo. Através de parâmetros eletroquímicos obtidos nos ensaios de polarização potenciodinâmica, caracterizou-se o sistema eletroquimicamente. Empregaram-se metodologias da mecânica de fratura, onde foram utilizados corpos-de-prova (CPs) do tipo em U, para os ensaios sob deformação constante no eletrodo e do tipo tração-compacto C(T), pré-trincados por fadiga na zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e cordão de solda parcial para os ensaios sob carga constante no eletrodo. Foram analisados os aspectos fractográficos dos CPs trincados por CST. Verificou-se que o material em estudo é suscetível à CST nos dois meios corrosivos estudados. Notou-se que o trincamento por CST ocorre a partir da pré-trinca, na zona austenítica, e prossegue para a zona ferrítica. Análises microfractográficas indicaram que, tanto na região da fratura por CST, quanto na zona de ruptura mecânica final por tração a fratura foi frágil.

ABSTRACT

The behavior in stress corrosion cracking (SCC) of ferritic stainless steel AISI 444 welded by MIG process with austenitic stainless steel AISI 316LSi was evaluated. Aqueous solutions containing 1M HCl, $\text{pH} \cong 0,0$ at room temperature and 42 weight% of MgCl_2 at the boiling temperature (143°C) have been employed. The experiments included constant load and constant deformation of the electrode. The systems have been electrochemically characterized through parameters obtained using potentiodynamic polarization. Fracture mechanic's methodologies were applied where U-bend specimens and precracked compact type - C(T) - specimens have been used. Their fractographic aspects after SCC were analyzed. It was verified that the material in study was SCC susceptible in both solutions. It was observed that the cracks start from the precrack in the austenitic area and it continues inside the ferritic area. Cleavage was observed in SCC and final rupture area.

Capítulo 1 - INTRODUÇÃO

Os problemas de corrosão são freqüentes e ocorrem nas mais variadas atividades. A necessidade de redução de custos e aumento da vida útil de componentes estruturais têm dado impulso às pesquisas básicas e aplicadas neste campo, tratando ou modificando os materiais para melhorar seu desempenho principalmente sob o aspecto de corrosão (Chawla, 1995; Gentil, 2003).

Nos últimos anos, os aços inoxidáveis têm recebido considerável atenção por uma série de razões tais como suas qualidades de resistência à corrosão, baixa rugosidade e porosidade, facilidade de limpeza e por se tratar de um material inerte que, geralmente, não interfere quimicamente nos processos industriais.

Os aços inoxidáveis ferríticos ocupam posição de destaque para determinadas aplicações industriais, principalmente onde há necessidade de elevada resistência à corrosão sob tensão tendo em vista que, além da característica de resistência a corrosão, estes apresentam boa condutividade térmica o que é vantajoso em processos que envolvam trocas térmicas.

Neste contexto, a Acesita desenvolveu recentemente o aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 444 que pode ser aplicado em diversas situações, com destaque para a indústria de açúcar e álcool, podendo reduzir, de acordo com Carvalho *et al.* (2002), os gastos de manutenção de equipamentos em mais de 50%, apresentando durabilidade superior em até 20 vezes quando comparados a produtos similares em aço carbono.

Dentro da engenharia de materiais, destaca-se o estudo de técnicas e consumíveis para soldagem de aços inoxidáveis ferríticos com aços inoxidáveis austeníticos, objetivando aliar a elevada resistência à corrosão sob tensão e boa condutividade térmica dos aços inoxidáveis ferríticos (que, de uma maneira geral, possuem soldabilidade limitada) à boa soldabilidade apresentada pelos aços inoxidáveis austeníticos (mas que, geralmente, são suscetíveis a corrosão sob tensão).

Os ensaios de corrosão sob tensão em juntas soldadas, com aplicação da mecânica de fratura como ferramenta, são métodos comumente usados para

avaliar o comportamento do material. Pesquisas estão sendo feitas no sentido de se entender melhor o comportamento de juntas soldadas de aços inoxidáveis em meios agressivos submetidos a esforços externos.

A proposta deste trabalho foi estudar problemas de adequação do consumível de soldagem austenítico AISI 316LSi, utilizado no presente trabalho, para a soldagem do aço inoxidável ferrítico AISI 444 quanto ao aspecto de corrosão sob tensão da junta soldada, avaliando a suscetibilidade à CST e utilização desta metodologia para quantificar as condições de tensões de tração aplicadas à peça soldada, grau de diluição e teores de agentes críticos, como íons cloretos, capazes de causar a corrosão sob tensão.

O presente trabalho iniciou-se com uma revisão da literatura que é apresentada no capítulo 3. São abordados os fundamentos de corrosão, onde é dada maior ênfase ao fenômeno de corrosão sob tensão. Na seqüência, é feita uma revisão sobre os principais aspectos da mecânica de fratura que se constitui como ferramenta de extrema importância na análise do fenômeno de corrosão sob tensão e uma abordagem sobre os aços inoxidáveis de uma maneira geral, mostrando características de composição química e soldagem. Finalizando, são apresentadas algumas características do processo de soldagem MIG (*Metal Inert Gas*) que foi o processo empregado para a confecção das juntas soldadas no presente trabalho.

No capítulo 4, são apresentadas as metodologias utilizadas para o desenvolvimento deste trabalho. No capítulo 5, são apresentados e discutidos os resultados obtidos e no capítulo 6 são apresentadas as conclusões das análises e observações feitas durante o desenvolvimento deste trabalho. Finalmente, são apresentadas as sugestões para trabalhos futuros.

Capítulo 2 - OBJETIVOS

O presente trabalho teve por objetivos:

- Caracterizar eletroquimicamente o sistema material/meio por meio de ensaios de polarização potenciodinâmica;
- Estudar a suscetibilidade à corrosão sob tensão (CST) do sistema aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com o consumível austenítico AISI 316LSi em soluções aquosas contendo íons cloretos, aplicando a metodologia da mecânica de fratura através do emprego das seguintes técnicas experimentais:
 - Ensaio com deformação constante no eletrodo;
 - Ensaio com carga constante no eletrodo.
- Avaliar a suscetibilidade a CST da junta soldada em CPs com entalhe e pré-trinca por fadiga no metal base, na zona termicamente afetada e na zona fundida;
- Obter a curva fator de intensidade de tensão no vértice da trinca, sob carregamento trativo, K_I , *versus* logaritmo do tempo, feita para diferentes níveis de carregamento e, a partir desta, estimar o valor de K_{ICST} , valor limiar abaixo da qual não há incidência de CST.

Capítulo 3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A seguir, é feita uma revisão bibliográfica sobre os principais assuntos abordados no presente trabalho.

3.1 - Fundamentos de Corrosão

Gentil (2003), Jones (1992), Chawla (1995) definem a corrosão como sendo a deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica deste com o meio ambiente, com ou sem aplicação de esforços mecânicos.

Como resultado do próprio processo de obtenção, sabe-se que os metais encontram-se num nível energético superior ao do composto que lhes deu origem (exceto os metais nobres, que são encontrados na natureza na forma metálica). Esta é, portanto, a razão termodinâmica da espontaneidade das reações de corrosão que transformam os metais novamente em compostos, num processo inverso ao metalúrgico, conforme esquematizado na Figura 3.1. A energia liberada nessa transformação é perdida para o meio ambiente.

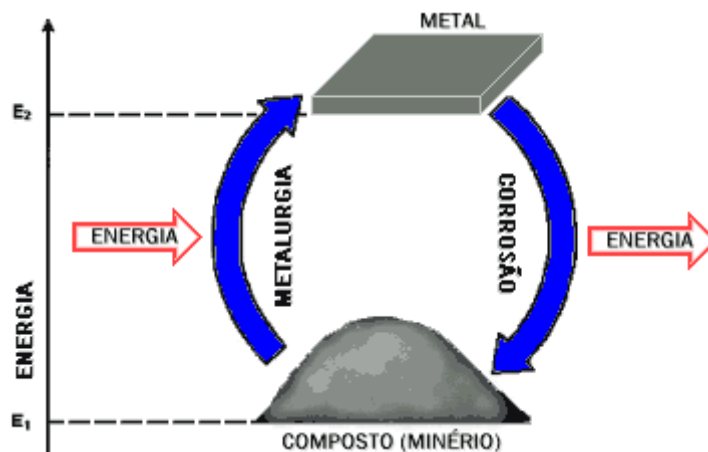


Figura 3.1 - Ciclo dos metais (ABRACO - Associação Brasileira de Corrosão).

Callister (2000) afirma que para os materiais metálicos, o processo de corrosão é normalmente um processo eletroquímico, isto é, uma reação química em que existe uma transferência de elétrons de um componente

químico para outro. Os materiais metálicos, caracteristicamente, perdem ou cedem elétrons, no que é chamado de reação de oxidação.

O sítio onde a oxidação ocorre é chamado de anodo, sendo a oxidação algumas vezes chamada de reação anódica.

Os elétrons carregados de cada átomo do metal que é oxidado são transferidos para outro componente químico, tornando-se parte integrante dele, no que é chamado de reação de redução. Aquele local onde ocorre a reação de redução é chamado de catodo, onde nele, existe uma tendência à diminuição do número de elétrons.

Assim, uma reação eletroquímica global deve consistir em, pelo menos, uma reação de oxidação e uma reação de redução e a reação global será a soma de ambas. Com frequência, as reações individuais de oxidação e redução são chamadas de semi-reações. Não pode existir qualquer acúmulo líquido de elétrons e íons, isto é, a taxa total de oxidação deve ser igual à taxa total de redução (Callister, 2000).

3.1.1 - Potencial de Eletrodo

O potencial de eletrodo mostra a tendência de uma reação se passar no eletrodo, isto é, mostra a medida da facilidade com que os átomos do eletrodo metálico perdem elétrons ou a facilidade com que os íons recebem elétrons (Cândido, 2000; Jones, 1992).

De acordo com Chawla (1995) e Gentil (2003), o potencial padrão pode ser definido como sendo o potencial, medido em volt, desenvolvido em um metal imerso em uma solução 1M de seus próprios íons (Cu em sulfato de cobre, por exemplo), em relação a um eletrodo de referência.

Valores relativos de potenciais podem ser determinados experimentalmente, comparando-se o potencial de eletrodo com o eletrodo padrão de hidrogênio que foi escolhido como referência e, arbitrariamente fixado como tendo potencial zero. A Tabela III.1 apresenta uma série de potenciais de eletrodo padrão.

Tabela III.1 - Série de potenciais de eletrodo padrão (adaptação de Gentil, 2003).

	Reação do Eletrodo	Potencial Padrão de Redução, E° (V)
↑ Mais Inerte (catódico)	$\text{Au}^{3+} + 3\text{e}^- \rightarrow \text{Au}$	+1,420
	$\text{O}_2 + 4\text{H}^+ + 4\text{e}^- \rightarrow 2\text{H}_2\text{O}$	+1,229
	$\text{Ag}^+ + \text{e}^- \rightarrow \text{Ag}$	+0,800
	$\text{Fe}^{3+} + \text{e}^- \rightarrow \text{Fe}^{2+}$	+0,771
	$\text{O}_2 + 2\text{H}_2\text{O} + 4\text{e}^- \rightarrow 4(\text{OH}^-)$	+0,401
	$\text{Cu}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Cu}$	+0,340
	$2\text{H}^+ + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2$	0,000
	$\text{Pb}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Pb}$	-0,126
	$\text{Sn}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Sn}$	-0,136
	$\text{Ni}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Ni}$	-0,250
Mais Ativo (anódico) ↓	$\text{Co}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Co}$	-0,277
	$\text{Cd}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Cd}$	-0,403
	$\text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Fe}$	-0,440
	$\text{Cr}^{3+} + 3\text{e}^- \rightarrow \text{Cr}$	-0,744
	$\text{Zn}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Zn}$	-0,763
	$\text{Al}^{3+} + 3\text{e}^- \rightarrow \text{Al}$	-1,662
	$\text{Mg}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Mg}$	-2,363
	$\text{Na}^+ + \text{e}^- \rightarrow \text{Na}$	-2,714
	$\text{K}^+ + \text{e}^- \rightarrow \text{K}$	-2,924

De acordo com a Tabela III.1, os metais de menor potencial eletroquímico sofrerão oxidação (corrosão) quando colocados juntos com metais de maior potencial que, conseqüentemente, sofrerão redução.

Vale ressaltar que além do eletrodo de hidrogênio, outros eletrodos de referência podem ser usados como, por exemplo, o de calomelano saturado, prata-cloreto de prata e cobre-sulfato de cobre.

3.1.2 - A Série Galvânica

De acordo com Jones (1992), Gentil (2003) e Chawla (1995), o valor do potencial dado na série eletroquímica refere-se a um metal puro na forma mais estável, não recoberto por camada de óxido ou outras substâncias, imerso em uma solução à concentração padrão dos seus íons à temperatura constante de 25°C. Na prática, todavia, as condições encontradas são diferentes das acima enunciadas, pois os metais puros quase não são usados.

O que se empregam são ligas metálicas ou elementos não metálicos. Alguns metais formam camadas de óxidos extremamente aderentes e protetoras em sua superfície, exibindo um potencial efetivo muito mais nobre do que o indicado na série eletroquímica. Além disso, comumente, os metais estão em contato com vários íons diferentes dos seus em concentrações que variam em larga faixa de teores.

Dessa forma Callister (2000), Gentil (2003), Jones (1992) e Chawla (1995), propõem uma classificação mais prática e realista dada pela série galvânica, mostrada na Tabela III.2. As ligas próximas ao topo da lista apresentam um comportamento catódico e não reativo em relação as que se encontram na parte mais inferior da tabela que são as que apresentam um comportamento anódico.

Tabela III.2 - Série galvânica prática em água de mar (adaptação de Callister, 2000).

	Platina
	Ouro
	Titânio
	Prata
	Aço Inoxidável 316 (passivo)
	Aço Inoxidável 304 (passivo)
	Inconel (80Ni-13Cr-7Fe) (passivo)
	Níquel (passivo)
	Monel (70Ni-30Cu)
↑	Ligas Cu-Ni
↑	Bronzes (ligas cobre - estanho)
Mais Inerte (catódico)	Cobre
	Latões (ligas cobre – zinco)
	Inconel (ativo)
	Níquel (ativo)
	Estanho
	Chumbo
Mais Ativo (anódico)	Aço Inoxidável 316 (ativo)
	Aço Inoxidável 304 (ativo)
	Ferro fundido
	Ferro e aço
	Ligas de Alumínio
	Cádmio
	Alumínio comercialmente puro
	Zinco
↓	Magnésio e ligas de Magnésio

3.1.3 - O Fenômeno de Polarização

Entre os vários aspectos do estudo de corrosão eletroquímica, a polarização é fundamental. Esse método consiste em realizar uma eletrólise, onde se utilizam como eletrodo e eletrólito, respectivamente, o metal e o meio de interação que se deseja estudar (Wolyneec, 2003).

Chawla (1995) define polarização como sendo o deslocamento do potencial de eletrodo como resultado de reações na superfície do eletrodo, isto é, ao circular uma corrente, os potenciais de eletrodo não se mantêm iguais aos valores originais, mas variam em função da corrente circulante.

O ensaio de polarização pode ser conduzido a potenciais de eletrodos controlados (medindo-se os valores de corrente em função do potencial aplicado), ou então a corrente de eletrólise controlada (obtendo-se os valores de potencial em função da corrente). Representando-se graficamente $E = f(i)$ ou $i = f(E)$, obtém-se uma curva de polarização (Gentil, 2003).

De acordo com Gentil (2003) e Chawla (1995), todo metal imerso em uma solução contendo seus próprios íons, na ausência de reações que interfiram, possui um potencial E dado pela equação de Nernst:

$$E = E^0 - \frac{RT}{nF} \ln \frac{a_{est.red.}}{a_{est.oxid.}} \quad (3.1)$$

Onde:

E : potencial observado;

E^0 : potencial padrão;

R : constante dos gases perfeitos ($8,314 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$);

T : temperatura [K];

n : número de elétrons envolvidos ou número de elétrons recebidos pelo agente oxidante ou cedidos pelo agente redutor;

F : constante de Faraday (96.500 Coulombs);

$a_{est. red.}$: atividade do estado reduzido do eletrodo;

$a_{est. oxid.}$: atividade do estado oxidado do eletrodo.

Se uma corrente circular pelo eletrodo, o potencial variará e o novo potencial E' dependerá da corrente aplicada. Essa variação é chamada de polarização. A diferença entre os dois potenciais é conhecida como sobrepotencial ou sobrevoltagem, normalmente representado pelo símbolo η (Gentil, 2003; Wolyneec, 2003).

$$\eta = E' - E \quad (3.2)$$

Para exemplificar, é considerado o sistema constituído pelos metais hipotéticos M_1 e M_2 . A Figura 3.2 apresenta a relação entre o potencial eletroquímico (E) e a corrente (i) e como estes variam para os metais M_1 e M_2 . A partir do contato entre os dois metais, o potencial de M_2 (E_{M2}) tende a aumentar, pois este é menos nobre e o potencial de M_1 (E_{M1}) tende a diminuir, até que ambos atinjam um valor comum (E_{par}). Com isso, diz-se que o metal M_2 está sofrendo polarização anódica e o metal M_1 , polarização catódica.

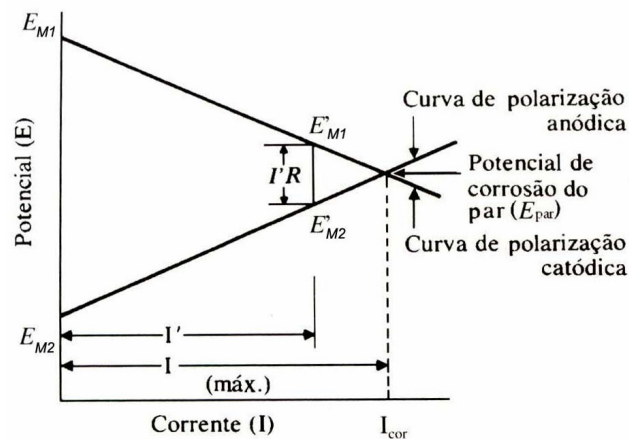


Figura 3.2 - Variação do potencial eletroquímico em função da corrente circulante (adaptação de Gentil, 2003).

Quando o potencial do par é atingido, o sistema M_1 - M_2 atinge um estado estacionário que se caracteriza por uma sobrevoltagem anódica η_a sobre M_2 e uma sobrevoltagem catódica η_c sobre M_1 , onde:

$$\eta_a = E_{par} - E_{M2} \quad (\text{valor positivo})$$

$$\eta_c = E_{par} - E_{M1} \quad (\text{valor negativo})$$

No estado de repouso, $\eta=0$, as reações anódicas e catódicas ocorrem na mesma intensidade e o fluxo de carga (i) mensurável é igual a zero. Nessa condição, atinge-se um potencial misto, chamado de potencial de corrosão. Quando se estabelece uma sobrevoltagem anódica, ou seja, $\eta_a = E_{\text{final}} - E_{\text{Inicial}} =$ valor positivo, passa a haver um fluxo i_a , mensurável (corrente anódica), e sobre o material ocorrem preferencialmente reações de oxidação (caso do metal M_2). Por outro lado, quando se estabelece uma sobrevoltagem catódica, ou seja, $\eta_c = E_{\text{final}} - E_{\text{Inicial}} =$ valor negativo, passa a haver um fluxo i_c mensurável (corrente catódica), e sobre o material ocorrem preferencialmente reações de redução (caso do metal M_1).

Cândido (2000) acrescenta que o fenômeno de polarização promove a aproximação dos potenciais das áreas anódicas e catódicas e produz aumento na resistência ôhmica do circuito, limitando a velocidade do processo corrosivo. Graças à existência deste fenômeno as taxas de corrosão observadas na prática são substancialmente inferiores às aquelas que ocorreriam caso as pilhas de corrosão funcionassem ativamente em todas as condições dos processos corrosivos.

De acordo com Cândido (2000) e Gentil (2003), são basicamente três os principais tipos de polarização, descritos a seguir de forma breve:

3.1.3.1 - Polarização por ativação

Este tipo de polarização é decorrente de uma barreira energética existente para que a transferência eletrônica possa ocorrer. Ocorre devido à sobrevoltagem de gases no entorno dos eletrodos.

Os casos mais importantes no estudo da corrosão são aqueles em que há liberação de H_2 no entorno do catodo ou de O_2 no entorno do anodo.

A liberação de H_2 ao redor do catodo é denominada polarização catódica e assume particular importância como fator de controle dos processos corrosivos.

Em eletrólitos pouco aerados, o H_2 liberado e absorvido na área catódica provoca uma sobrevoltagem do hidrogênio capaz de reduzir sensivelmente a agressividade do meio. Pode-se considerar, por este fato, a

corrosão do aço desprezível na presença de água doce ou salgada, totalmente desaerada. Por outro lado, em meios onde existe alta concentração de oxigênio e o metal não passiva, ocorre o fenômeno de despolarização ocasionando severo ataque corrosivo no material.

3.1.3.2 - Polarização por concentração

Este tipo de polarização é decorrente de heterogeneidades da composição no seio do eletrólito. Ocorre frequentemente em eletrólitos parados ou com pouco movimento.

O efeito de polarização resulta do aumento de concentração de íons do metal em torno da área anódica (baixando o seu potencial na tabela de potenciais) e a rarefação de íons H^+ ao redor da área catódica.

3.1.3.3 - Polarização ôhmica

A polarização ôhmica é decorrente da condutividade limitada do eletrólito e/ou de filmes formados sobre o eletrodo. Ocorre devido à precipitação de compostos que se tornam insolúveis com a elevação do pH no entorno das áreas catódicas. Estes compostos são principalmente carbonatos e hidróxidos que formam um revestimento natural sobre as áreas catódicas, principalmente carbonato de cálcio e hidróxido de magnésio.

3.1.4 - O Fenômeno da Passivação

Cândido (2000) define passivação como sendo a modificação do potencial de um eletrodo no sentido de menor atividade (mais catódico ou mais nobre) devido à formação de uma película de produto de corrosão. Esta película é denominada película passivante.

Wolyneec (2003), Chawla (1995) e Jones (1992) observam que a passivação não é característica do metal ou liga. É um processo que depende do material e do meio. Alguns metais e ligas, por exemplo, cobre, níquel, molibdênio, aços inoxidáveis, passivam-se ao ar. Outros somente sofrem

passivação em meios muito específicos, como o chumbo em ácido sulfúrico, magnésio em água, aço carbono em ácido nítrico concentrado.

A passivação melhora a resistência à corrosão e é conseguida por oxidação utilizando-se substâncias que possibilitam a formação de uma película que protege as ligas de ataques subseqüentes.

Em alguns casos, o filme de óxido formado pode ser facilmente destruído, bastando um leve choque para destruí-lo. Entretanto, alguns filmes passivos não são tão sujeitos a destruição, mesmo quando fraturados, pois os filmes podem formar-se novamente desde que o meio seja propício.

O ferro quando puro e exposto à atmosfera perde facilmente sua passivação, mas em ligas com mais de 11% de cromo, a passivação é adquirida de forma mais estável, como nos aços inoxidáveis.

Os aços inoxidáveis possuem, pelo menos, 10,5% em peso de cromo, o qual, como elemento de liga em solução sólida no ferro, forma uma película protetora sobre as superfícies em atmosferas oxidantes.

A Figura 3.3 mostra a curva de polarização para um metal que se passiva. Em valores de potencial relativamente baixos, dentro da região ativa, o comportamento é linear como acontece para os metais normais. Com o aumento do potencial, a densidade de corrente diminui repentinamente até um valor muito baixo ($i_{pas.}$), que praticamente permanece independente do potencial. Isso é chamado de região “passiva”. Finalmente, para valores de potencial muito maiores, a densidade de corrente aumenta novamente em função do potencial na região conhecida por “transpassiva” ou fenômeno de transpassivação. Os materiais que apresentam passivação estão sujeitos a corrosão localizada, principalmente por pites e sob tensão fraturante.

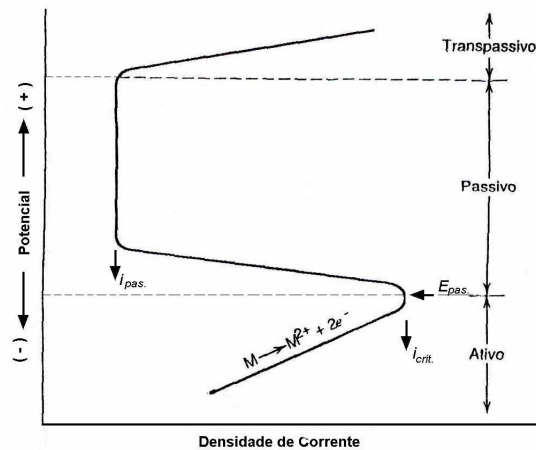


Figura 3.3 - Representação esquemática de uma curva de polarização para um metal que exhibe uma transição ativa-passiva (adaptação de Jones, 1992).

A Figura 3.4 ilustra como um metal pode experimentar um comportamento tanto ativo como passivo, dependendo do ambiente corrosivo. Incluída nessa região, está a curva de polarização para um metal hipotético ativo-passivo M, além das curvas de polarização de redução para duas soluções diferentes, identificadas por 1 e 2.

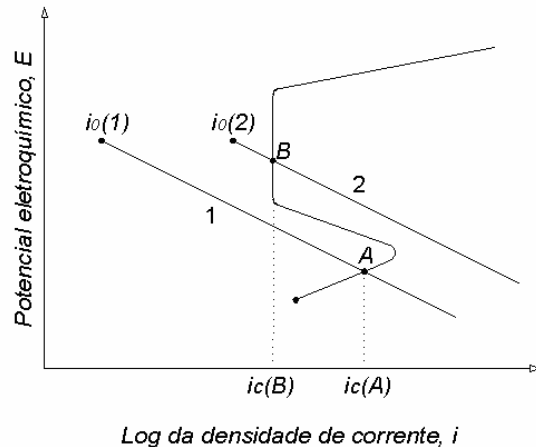


Figura 3.4 - Representação esquemática por meio de curvas de polarização de como um metal ativo-passivo pode exibir um comportamento de corrosão tanto ativo como passivo (adaptado de Callister, 2000).

A curva catódica 1 intercepta a curva de polarização na região ativa no ponto A, produzindo uma densidade de corrente de corrosão $i_{c(A)}$. A interceptação da curva 2 no ponto B encontra-se na região passiva e a uma densidade de corrente $i_{c(B)}$. A taxa de corrosão do metal M na solução 1 é

maior que na solução 2, uma vez que $i_{c(A)} > i_{c(B)}$, pois a taxa de corrosão é proporcional a densidade de corrente. Essa diferença na taxa de corrosão entre as duas soluções pode ser significativa (várias ordens de grandeza) uma vez que a escala de densidade de corrente mostrada na Figura 3.4 é uma escala logarítmica.

3.1.5 - Meios Corrosivos

Cândido (2000) afirma que os meios corrosivos em corrosão eletroquímica são responsáveis pelo surgimento do eletrólito. O eletrólito aquoso é uma solução eletricamente condutora constituída de água contendo sais, ácidos ou bases.

Para se ter uma visão geral dos meios corrosivos, a Figura 3.5 apresenta um quadro, onde, por uma classificação prática, os meios são reunidos em conjunto, não sendo, contudo, foco do trabalho, discutí-los.

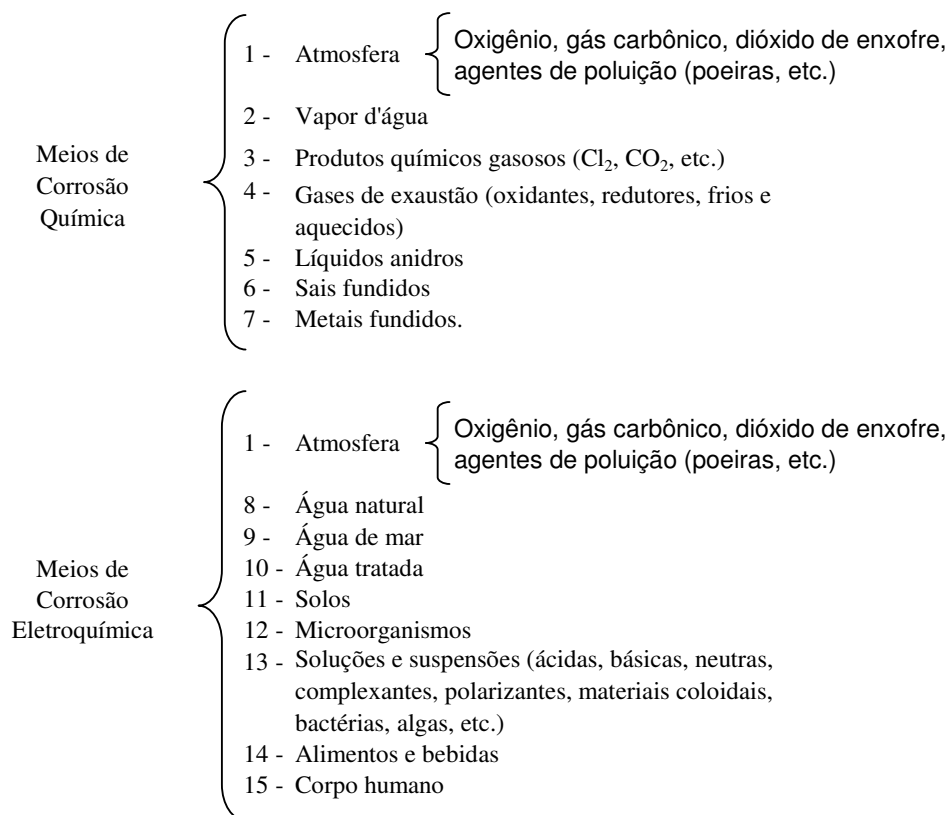


Figura 3.5 - Meios corrosivos classificados pelo mecanismo de sua ação corrosiva e local onde atuam os principais agentes (Furtado, 1981).

3.1.6 - Tipos de Corrosão

Geralmente, o processo de corrosão pode ser dividido em dois tipos: corrosão uniforme e corrosão localizada.

A corrosão uniforme consiste no ataque de toda a superfície metálica em contato com o meio corrosivo com a conseqüente diminuição da espessura. Este tipo de corrosão ocorre em geral devido a micro pilhas de ação local e é, provavelmente, o mais comum dos tipos de corrosão principalmente nos processos corrosivos de estruturas expostas a atmosfera.

De acordo com Gentil (2003), a corrosão uniforme é uma forma de desgaste de mais fácil acompanhamento, em especial quando se trata de corrosão interna em equipamentos ou instalações, tendo em vista que a perda de espessura é aproximadamente a mesma em toda a superfície metálica.

A corrosão localizada é aquela que ocorre em determinadas regiões da superfície metálica e não em toda sua extensão. Jones (1992) afirma que as formas localizadas de corrosão são mais insidiosas e difíceis de prever e controlar.

Alguns dos principais tipos de corrosão serão aqui descritos de forma sucinta.

3.1.6.1 - Corrosão por pites

A corrosão por pites é uma forma de corrosão localizada que consiste na formação de cavidades de pequena extensão e razoável profundidade. Ocorre em determinados pontos da superfície enquanto que o restante pode permanecer praticamente sem ataque. É um tipo de corrosão muito característico de materiais metálicos formadores de películas protetoras (passiváveis) e resulta, de modo geral, da atuação da pilha ativa-passiva nos pontos nas quais a camada passiva é rompida. É um tipo de corrosão de mais difícil acompanhamento quando ocorre no interior de equipamentos e instalações já que o controle da perda de espessura não caracteriza o desgaste verificado. Nos materiais passiváveis, a quebra da passividade ocorre em geral pela ação dos chamados íons halogenetos (Cl^- , Br^- , I^- , F^-) e esta

dissolução localizada da película gera uma área ativa que, diante do restante passivado, provoca uma corrosão muito intensa e localizada.

A presença dos íons halogenetos provoca alteração nas curvas de polarização anódica, tornando a quebra da passividade mais provável (Cândido, 2000).

3.1.6.2 - Corrosão galvânica

Quando dois materiais metálicos com diferentes potenciais estão em contato em presença de um eletrólito, ocorre uma diferença de potencial e a conseqüente transferência de elétrons. Tem-se, então, o tipo de corrosão chamado corrosão galvânica. Este tipo de corrosão será tão mais intenso quanto mais distantes forem os materiais na tabela de potenciais eletroquímicos, ou seja, em termos de nobreza no meio considerado (Gentil, 2003). Vale ressaltar que terá também grande influência a relação entre as áreas catódica e anódica. A relação deverá ser a menor possível a fim de se obter um desgaste menor e mais uniforme na área anódica.

Outro aspecto importante é a presença de íons metálicos no eletrólito. Quando estes íons forem de materiais mais catódicos que outros materiais onde possa haver contato, poderá ocorrer corrosão devido a redução dos íons do meio com a conseqüente oxidação do metal do equipamento ou instalação.

3.1.6.3 - Corrosão intergranular

A corrosão intergranular acontece quando existe um caminho preferencial para a corrosão na região dos contornos de grão, observando-se que os grãos vão sendo destacados à medida que a corrosão se propaga.

Uma forma bastante conhecida de corrosão intergranular, conforme relata Jones (1992), é a que ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos devido a variação local na composição química. A diferença na composição química se deve à formação de zonas empobrecidas em cromo nas vizinhanças dos contornos de grão, em conseqüência da precipitação de carbonetos de cromo (principalmente Cr_{23}C_6).

3.1.6.4 - Trincamento induzido pelo hidrogênio

O hidrogênio no estado atômico tem grande capacidade de difusão em materiais metálicos, particularmente materiais que apresentam maior dureza. Dessa forma, se o hidrogênio for gerado na superfície de um material, ele migra para o interior e acumula-se em descontinuidades existentes. O hidrogênio acumulado passa da forma atômica a molecular e provoca o aparecimento de altas pressões no interior da falha (Gentil, 2003; Cândido, 2000). O aparecimento do hidrogênio nos metais pode ocorrer durante o processamento e fabricação ou posteriormente em serviço (Jones, 1992).

As tensões oriundas da pressão do gás poderão ser suficientes para escoar o material e, nesse caso, os danos são irreversíveis; ou apenas para torná-lo mais frágil e, neste caso com a eliminação do hidrogênio antes da solicitação, o material voltará as suas condições normais. Além do mecanismo de pressão interna causada pelo hidrogênio, existem outros mecanismos que explicam o fenômeno da fragilização pelo hidrogênio.

3.1.6.5 - Corrosão-fadiga

A fratura por fadiga de um material é a progressão de uma trinca a partir da superfície até a ruptura, quando o material é submetido à solicitações mecânicas cíclicas (Godefroid *et al.*, 2004).

O trincamento por fadiga geralmente inicia-se em uma imperfeição superficial, que é um ponto de concentração de tensões, e progride perpendicular a tensão. A progressão da trinca dá-se geralmente pela deformação plástica verificada na base da trinca associada ao constante aumento de concentração de tensões. Após atingir um tamanho crítico de trinca, o material se rompe bruscamente causando a falha por fadiga.

Caso um componente esteja sujeito a esforços cíclicos em um meio capaz de atacar química ou eletroquimicamente o material exposto, tem-se as condições que caracterizam o fenômeno de corrosão-fadiga (Gentil, 2003).

3.1.6.6 - Corrosão sob tensão

A corrosão sob tensão (CST) acontece quando um material susceptível, submetido a tensões (aplicadas ou residuais), é colocado em contato com um meio corrosivo específico. Como o estudo deste tipo de corrosão é o principal objetivo deste trabalho, decidiu-se dedicar um tópico exclusivo para este assunto.

3.2 - Corrosão Sob Tensão

Godefroid *et al.* (2004) definem a CST como sendo o resultado do desenvolvimento progressivo de uma trinca em materiais susceptíveis (normalmente os que apresentam alta resistência à corrosão generalizada como, por exemplo, aços inoxidáveis, ligas de alumínio, etc.), a partir da combinação de tensão aplicada ou residual (advinda do próprio processo de fabricação do material ou de tratamento térmico) e meios corrosivos específicos, além do tempo para que o fenômeno ocorra.

A Figura 3.6 mostra esquematicamente as três condições necessárias:

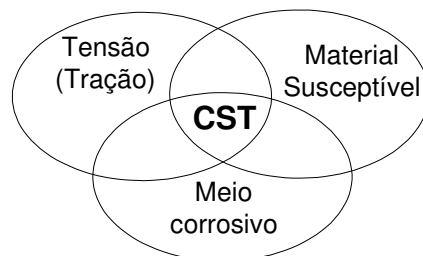


Figura 3.6 - Três condições para ocorrer CST, além do tempo (Godefroid *et al.*, 2004).

Jones (1993) e Cândido (1996) colocam que a propagação de trinca por corrosão sob tensão é geralmente lenta, ou seja, as trincas se propagam a uma baixa taxa (10^{-9} a 10^{-6} m/s) até atingirem o tamanho crítico para uma ruptura brusca.

A propagação de trinca por CST está diretamente relacionada ao meio corrosivo, ao material e aos níveis de tensão aplicados ou residuais presentes

no material. E, independente do mecanismo de propagação de trinca, sempre ocorre uma concentração de tensões no vértice da trinca, levando à deformação plástica nessa região, fato este que acentua a ação corrosiva e, como consequência, pode levar à fratura mecânica do material, conforme relatam Chawla (1995) e Godefroid (1995).

As trincas decorrentes da corrosão sob tensão podem ser intergranulares ou transgranulares, mas macroscopicamente estas são sempre perpendiculares ao sentido das tensões aplicadas (Godefroid *et al.*, 2004; Jones, 1996). As fraturas transgranulares são mais comuns que as intergranulares, mas ambas podem existir no mesmo sistema ou na mesma região falhada, dependendo das condições existentes (Chawla, 1995).

Vários modelos para explicar o fenômeno da corrosão sob tensão têm sido propostos (Gutman, 2003; Saito & Jiro, 2000; Jivkov & Stähle, 2002 e outros) e estão ainda em pesquisa. Cada par material-meio específico apresenta suas particularidades. Jones (1993) acrescenta que nos diversos casos de corrosão sob tensão podem ocorrer simultaneamente dois ou mais modelos, porém somente os mais proeminentes ganharam destaque no presente trabalho.

3.2.1 - Principais Modelos Propostos de CST

Os mecanismos propostos para propagação de trinca, segundo Jones (1993), encontram-se em duas classificações básicas: aquelas baseadas em modelos de dissolução anódica que incluem processos de caminho ativo e ruptura de filme e as que envolvem fratura mecânica, sendo que estas envolvem processos de extensão de fraturas frágil e dúctil.

3.2.1.1 - Modelo de ruptura de filme

De acordo com Bastos (1999), este modelo se baseia na hipótese de que a propagação da trinca possa estar relacionada com as reações de oxidação que ocorrem no vértice da trinca sob um estado de tensionamento trativo. Este modelo teve origem em modelos anteriores que eram o do caminho ativo e do caminho ativo assistido por deformação, cuja presença do filme superficial não era considerada.

Este modelo assume que a tensão atua no sentido de abrir a trinca e romper o filme de óxido e/ou hidróxido formado sobre a superfície do material. A deformação plástica localizada na ponta da trinca rompe o filme passivo do material, expondo, assim, o material ao meio, conforme relata Jones (1993). Este metal, então, dissolve rapidamente, resultando na extensão da trinca.

A região do vértice da trinca repassa completamente e é periodicamente rompida pelo acúmulo de discordâncias à frente da trinca. Sendo assim, a formação da trinca seria um processo descontínuo (Kamaya, 2002; Nishimura, 2003).

Jones ainda ressalta que os modelos de dissolução e ruptura de filme são considerados mecanismos prováveis de CST intergranular em alguns sistemas, mas não são geralmente aceitos como mecanismos de CST transgranular.

3.2.1.2 - Modelo da fragilização pelo hidrogênio

Este modelo, segundo Cândido (1996) e Jones (1992) ocorre quando existem átomos de hidrogênio em solução sólida na estrutura cristalina do material. A origem destes átomos de hidrogênio não é importante para o funcionamento do modelo em si. Uma destas fontes é a reação catódica de redução dos íons de hidrogênio, que ocorre tanto em meios aerados quanto em meios desaerados.

Os átomos de hidrogênio tendem a se difundir para locais de maior concentração de tensões, como o vértice da trinca, interagindo com o material de maneira ainda discutível, conforme relata Yokobori (2004).

A prevenção da corrosão sob tensão é mais fácil na etapa de projeto. Para corrigir uma situação já existente, o número de opções possíveis é menor e recai, em geral, na utilização de práticas normais de prevenção contra a corrosão eletroquímica (Cândido, 1996; Ambrose, 1991).

Normalmente, a fratura por CST caracteriza-se por duas zonas: a primeira resultante do desenvolvimento de trincas por CST e a segunda resultante da ruptura mecânica (Cândido, 1996).

Uma análise macroscópica da CST revela que a fratura é frágil, ainda que possa ocorrer em materiais com comportamento dúctil (ex.: aços inoxidáveis austeníticos). As trincas formam-se e se propagam perpendicularmente em relação à direção da tensão trativa a uma tensão que pode ser inferior ao limite de escoamento de um material/liga exposto a um ambiente corrosivo, segundo Godefroid *et al.* (2004) e Chawla (1995).

Microscopicamente, a fratura poderá ser transgranular ou intergranular com presença de facetas de clivagem, característica de fratura frágil. As trincas intergranulares seguem os contornos de grão e isso sugere, de acordo com Godefroid *et al.* (2004), a presença de heterogeneidades nos mesmos, tais como precipitação de carbonetos ricos em Cr nos aços inoxidáveis sensibilizados.

Godefroid *et al.* (2004) acrescentam que, dependendo do nível de tensão aplicado no material, pode ocorrer o surgimento de ramificações de trinca.

De acordo com Jones (1993), os meios que causam CST são usualmente aquosos e podem ser também misturas condensadas. Também, um meio que causa CST em uma liga pode não causar em outra. Mudanças de temperatura, grau de aeração e/ou a concentração das espécies iônicas podem alterar um ambiente que, em princípio, seria inofensivo em outro que causa CST.

Jones (1993) divide a seqüência de eventos envolvidos na CST em três estágios: iniciação da trinca ou estágio 1 de nucleação; estágio 2 ou propagação estável da trinca; estágio 3 de propagação instável ou falha final.

O período de indução é definido como sendo o tempo de exposição ao meio corrosivo antes da nucleação da primeira trinca. Este período é freqüente, mas não necessariamente constante em todos os processos.

O processo de iniciação de trinca pode ser causado por uma descontinuidade da superfície, corrosão por pite ou ainda corrosão

intergranular, de acordo com Jones (1992), Godefroid *et al.* (2004), Cândido (1996) e Gentil (2003).

O estágio de propagação de trinca pode ser afetado por fatores do meio corrosivo, composição química, microestrutura do material e fatores mecânicos aos quais o material é submetido, tais como a magnitude de tensão aplicada ou o fator de intensidade de tensão, o estado de tensão - estado plano de tensão ou estado plano de deformação e o modo de carregamento no vértice da trinca (Jones, 1992; Jones, 1993; Chawla, 1995).

3.2.2 - Ensaio Convencionais para a Avaliação da Suscetibilidade à CST

As principais técnicas utilizadas para avaliar a CST serão revisadas brevemente a seguir.

Jones (1993) explica que experimentos de CST podem ser categorizados como: ensaios com carregamento estático em corpos-de-prova (CPs) lisos, ensaios com carregamento estático em CPs pré-trincados e ensaios com carregamento dinâmico.

Ensaio com carregamento estático em CPs lisos são usualmente conduzidos com vários níveis de tensões fixas e o tempo para a falha da amostra no meio é medido. A Figura 3.7 ilustra o resultado típico obtido deste tipo de ensaio.

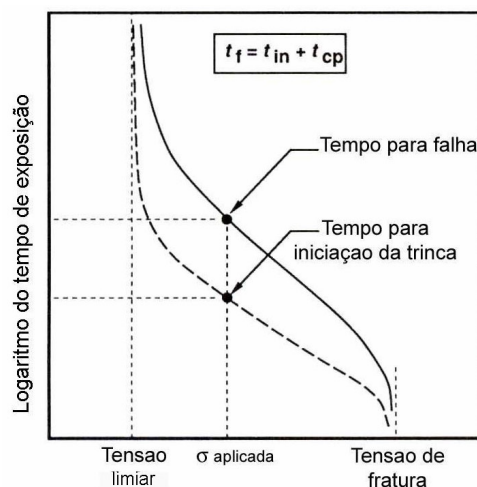


Figura 3.7 - Curva esquemática para um tempo de falha típico em função de uma tensão aplicada em ensaios de CST (adaptação de Jones, 1993).

O logaritmo do tempo medido para falha, t_f , é dado em função da tensão σ aplicada, e o tempo para falha, como pode ser visto no gráfico da Figura 3.7, cresce rapidamente com a diminuição da tensão. Uma tensão limiar, σ_{th} (*threshold*) é determinada quando o tempo para falha tende ao infinito. O tempo total para falha, a uma dada tensão, consiste de um tempo necessário para a formação da trinca (tempo de iniciação, t_{in}) e o tempo para propagação da trinca (t_{cp}).

Este tipo de ensaio pode ser usado para determinar a tensão máxima que pode ser aplicada em serviço sem ocorrer falha por CST, determinar um intervalo de inspeção para confirmar a ausência da propagação de trinca por CST ou avaliar a influência de mudanças metalúrgicas e do meio na CST (Jones 1993).

Ensaio com carregamento estático em CPs pré-trincados são usualmente conduzidos com carregamento constante aplicado. Uma outra forma é medir a velocidade de propagação da/dt por meio do deslocamento de uma trinca presente no CP. A magnitude da distribuição de tensão no vértice da trinca é quantificada pelo fator de intensidade de tensão K para geometria de trinca e carregamento específicos. Como um resultado, a taxa de propagação da trinca, da/dt , *versus* K , é obtida, como ilustrado na Figura 3.8.

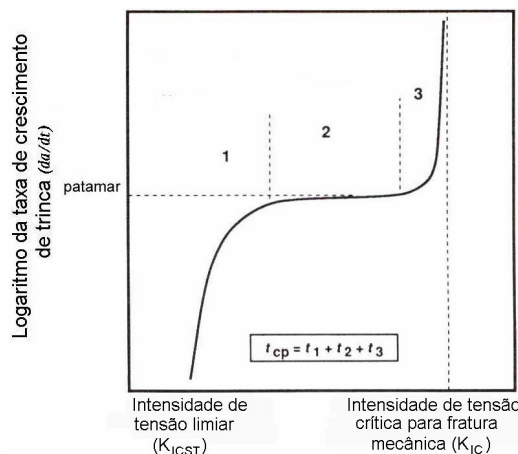


Figura 3.8 - Curva esquemática da taxa de propagação típica em função do fator de intensidade de tensão mostrando as regiões de propagação de trinca 1, 2 e 3 identificando o patamar de velocidade e a tensão crítica (adaptação de Jones, 1993).

Jones (1993) ainda ressalta que, tipicamente, três regiões são encontradas na curva de taxa de propagação da trinca versus níveis de intensidade de tensão durante experimentos de propagação de trinca. Estes são identificados de acordo com o aumento do fator de intensidade de tensão com estágios de propagação de trinca 1, 2 ou 3 (Figura 3.8).

A propagação de trinca não é observada abaixo de alguns níveis de intensidade de tensão limiar, K_{ICST} . Este nível de intensidade de tensão é função não apenas da liga, mas também do meio e das condições metalúrgicas da liga. Para baixos níveis de intensidade de tensão (estágio 1), a taxa de propagação da trinca cresce rapidamente com o fator de intensidade de tensão. Para níveis intermediários de intensidade de tensão (estágio 2), geralmente a taxa de propagação se aproxima de uma taxa constante. No estágio 3, a taxa de propagação da trinca excede o patamar de velocidade enquanto o nível de intensidade de tensão atinge um nível crítico para fratura mecânica do material.

3.3 - Principais Aspectos da Mecânica de Fratura

A Mecânica de Fratura (MF) consiste em uma subárea da engenharia, que tem como objetivo fornecer respostas de caráter quantitativo para problemas específicos relacionados com a presença de trincas nas estruturas (Godefroid, 2004, 1995). É uma alternativa à metodologia aplicada à resistência dos materiais, que não considera a presença de trincas na estrutura do material.

Godefroid (2004) destaca que a MF deve promover respostas quantitativas a questões tais como: qual é a resistência residual em função do tamanho de trinca, que tamanho de trinca pode ser tolerado em condições de carregamento em serviço, isto é, qual é o tamanho máximo permissível de trinca, quanto tempo vai decorrer para uma trinca crescer de um tamanho inicial até o tamanho máximo permissível, qual é a vida em serviço da estrutura, quando certo tamanho de descontinuidade preexistente (por exemplo um defeito de fabricação) é considerado, durante o período

disponível para a detecção da trinca quantas vezes deverá a estrutura ser inspecionada.

A MF constitui-se como uma ferramenta de extrema importância na análise de eventos que envolvem o fenômeno de corrosão sob tensão uma vez que através dela pode-se quantificar problemas relacionados com a presença de trincas nas estruturas, permitindo uma melhor compreensão acerca do comportamento dos materiais submetidos a este fenômeno, principalmente na etapa de propagação de trinca.

Dentro deste contexto, é feita, neste capítulo, uma breve abordagem sobre a mecânica de fratura; suas características gerais e aplicação ao fenômeno de corrosão sob tensão.

3.3.1 - Características Gerais da Mecânica de Fratura

Um sólido com uma trinca pode ser solicitado por um esforço externo em três diferentes modos de carregamento, de acordo com a Figura 3.9:

- modo I : de abertura (tração);
- modo II : de deslizamento ou cisalhamento dianteiro;
- modo III : de rasgamento ou de cisalhamento transversal.

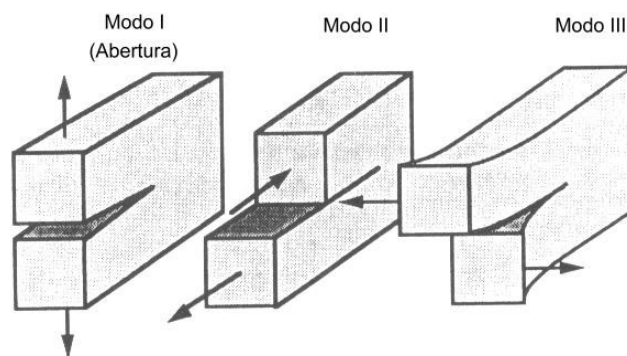


Figura 3.9 - Modos básicos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca (adaptação de Hertzberg, 1983).

No modo I, as superfícies da trinca movem-se perpendicularmente uma em relação à outra, em sentidos opostos. Este tipo de carregamento é encontrado na maior parte das situações reais de engenharia.

Conseqüentemente, especial atenção será dada para quantificar as relações entre tensão e comprimento de trinca neste modo.

No modo II, as superfícies da trinca deslizam umas sobre as outras numa direção perpendicular à aresta da trinca que avança.

No modo III, as superfícies da trinca movem-se uma em relação à outra e paralelas à aresta da trinca que avança. Este modo pode ser considerado como um problema de cisalhamento puro, como uma barra redonda entalhada e submetida à torção.

3.3.2 - Tenacidade à Fratura

A tenacidade à fratura de um material é a medida da energia que ele absorve antes e durante o processo de fratura. Trata-se de um parâmetro muito importante para a caracterização do material, uma vez que ele diz respeito à resistência à fratura do material. Se esta energia for alta, o material é considerado tenaz, ou caracterizado por possuir uma elevada tenacidade à fratura. Por outro lado, se a energia for baixa, o material é descrito como frágil (Godefroid, 2004).

Em outras palavras, a tenacidade à fratura de um material representa a sua habilidade inerente de resistir a uma dada intensidade de tensão no vértice de uma trinca presente neste material, sem que ocorra sua fratura (Godefroid, 2004; Anderson, 1991; Vieira *et al.*, 2004).

A tenacidade pode ser descrita em termos do fator de intensidade de tensão K . A seguir, tem-se uma descrição simplificada para materiais com comportamento linear-elástico (cerâmicas, aços de alta resistência mecânica, ligas de alumínio endurecidas por precipitação, etc.), cuja característica é usada para o estudo do fenômeno de CST e para materiais com comportamento elásto-plástico (aços com baixa resistência mecânica).

Comportamento Linear-Elástico	{	K_c : carregamento estático, condição de tensão plana;
		K_{Ic} : carregamento estático, condição de deformação plana;
		K_D : carregamento dinâmico, condição de deformação plana;
		K_R : resistência ao crescimento estável da trinca;

Comportamento Elásto-Plástico $\left\{ \begin{array}{l} \delta_c: \text{deslocamento crítico de abertura de trinca, CTOD}; \\ J_c: \text{valor crítico da "Integral J"}; \\ J_R \text{ ou } \delta_R: \text{resistência ao crescimento estável da trinca.} \end{array} \right.$

De uma maneira geral, o fator de intensidade de tensão pode ser obtido por meio da equação 3.3 (Vieira *et al.*, 2004; Godefroid *et al.*, 2004; Anderson, 1991; Barson & Rolfe, 1987; Paula, 2000), obtida a partir das teorias da elasticidade.

$$K = f\left(\frac{a}{W}\right)\sigma\sqrt{a} \quad (3.3)$$

Onde:

- K : fator de intensidade de tensão no vértice da trinca ($\text{MPa}\sqrt{m}$);
- $f\left(\frac{a}{W}\right)$: função da geometria do material; polinômio obtido teórica ou experimentalmente;
- σ : tensão nominal aplicada no material (MPa);
- a : tamanho da trinca presente no material (m).

Jiang, Chu e Xiao (1998) destacam o comportamento anisotrópico de K_{Ic} e de K_{IcST} . Os valores de K_{Ic} e de K_{IcST} são diferentes quando uma trinca se propaga ao longo das direções longitudinal (L), transversal (T) e transversal curta (S). A Figura 3.10 ilustra estas direções.

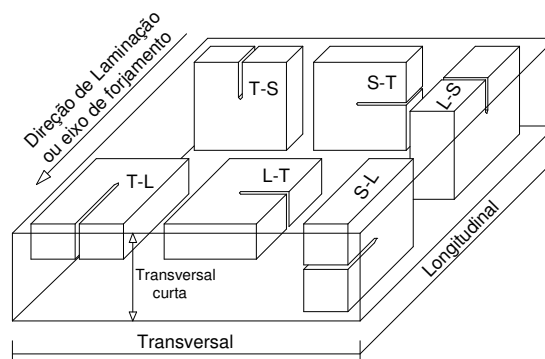


Figura 3.10 - Notação ASTM para CPs extraídos de produtos laminados e forjados (adaptação de Jones, 1993).

Os resultados de Jiang, Chu e Xiao (1998) mostraram que K_{Ic} e K_{CST} são máximos na direção L-S, onde L é a direção de aplicação da carga e S é a direção de propagação da trinca. Valores mínimos foram obtidos ao longo da direção S-L onde a carga foi aplicada ao longo da direção S e a propagação da trinca ao longo da direção L.

3.3.3 - Efeito da Espessura no Tenacidade a Fratura

O efeito da espessura na tenacidade à fratura do material está esquematizado na Figura 3.11. Este efeito está relacionado com a transição gradual do estado de deformação plana para o estado de tensão plana. Próximo de certa espessura B_1 o estado de deformação plana prevalece, e a tenacidade alcança o seu valor mínimo K_{Ic} , independente da espessura B.

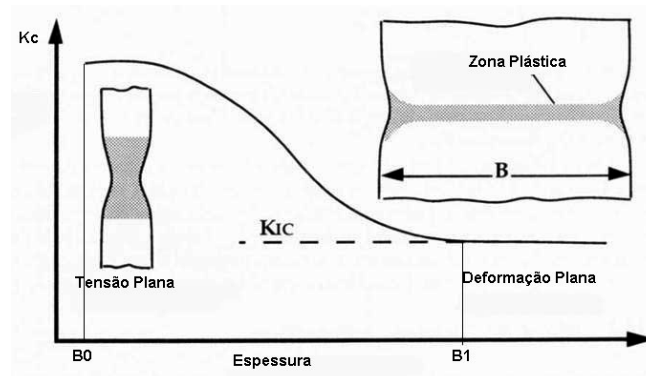


Figura 3.11 - Efeito da espessura na tenacidade à fratura de um material para o modo I de carregamento (adaptação de Anderson, 1991).

Por outro lado, existe uma espessura B_0 , menor que B_1 , onde a tenacidade alcança o seu valor máximo K_c . Na região intermediária entre B_1 e B_0 , a tenacidade possui valores entre K_c e K_{Ic} . Para espessuras abaixo de B_0 , o comportamento é incerto, sendo que em alguns casos um nível horizontal é alcançado, em outros casos a tenacidade diminui (Godefroid *et al.*, 2004; Godefroid, 1995; Paula, 2000; Anderson, 1991).

Portanto, como o valor de K_c é função da espessura do material, fato que pode ser observado por meio da Figura 3.11, este não se constitui como um parâmetro interessante para representar a tenacidade do material. Já K_{Ic} corresponde ao patamar verificado nesta figura servindo, dessa forma, para

caracterizar a tenacidade à fratura do material e qualificá-lo em termos de resistência à propagação de trinca.

3.3.4 - Crescimento Subcrítico de Trinca

A filosofia de projeto chamada de tolerância de danos considera que todos os materiais possuem defeitos oriundos seja do processo de fabricação, seja de um tratamento térmico, etc. Dessa forma, as trincas pré-existentes nas estruturas solicitadas mecanicamente vão se propagar durante certo período de tempo antes de atingir um valor crítico, o valor de tenacidade à fratura do material (Godefroid *et al.*, 2004; Godefroid, 1995; Paula, 2000; Barson, & Rolfe, 1987). Essa propagação de trinca é chamada de crescimento subcrítico de trinca. A Figura 3.12 ilustra essa situação.

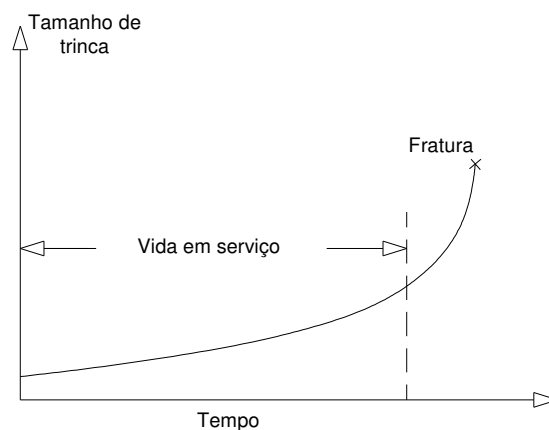


Figura 3.12 - Crescimento subcrítico de trinca dentro da filosofia de projeto “tolerância de danos” (adaptação de Godefroid *et al.*, 2004).

O fenômeno de corrosão sob tensão é uma das situações práticas onde o crescimento subcrítico de trinca ocorre. A trinca evolui até atingir o tamanho crítico de trinca, promovendo sua fratura. Neste caso, a mecânica de fratura relaciona a taxa de propagação de trinca como função do fator de intensidade de tensão K . A partir do conhecimento da tensão aplicada e da tenacidade à fratura do material, pode-se determinar o tamanho de trinca crítico. A vida em serviço do material será, então, determinada pelo tempo requerido para a trinca crescer desde seu valor inicial, obtido através de um ensaio não-

destrutivo, até o valor máximo admissível, obtido dividindo-se o valor crítico por um fator de segurança, conforme relata Godefroid (1995).

3.3.5 - A Mecânica de Fratura Aplicada a Corrosão Sob Tensão

A aplicação dos conceitos da mecânica de fratura linear elástica para o estudo da corrosão sob tensão tem encontrado considerável sucesso conforme relatam Bayiumi (1996), Jiang et al. (1998) e Shipkov & Bolotin (2001).

Devido aos efeitos da tensão e do meio corrosivo no crescimento da trinca, é esperado que o ataque ocorra em regiões de maior concentração de tensão, no vértice da trinca, conforme relatam Jones (1993) e Barson & Rolfe, (1987). Dessa forma, é lógico utilizar o fator de intensidade tensão K_I para caracterizar a componente mecânica da força motriz em CST. Muitos trabalhos têm sido publicados dando suporte a essas informações.

A literatura apresenta várias equações, em função da geometria do CP, para a determinação do fator de intensidade de tensão K . A equação 3.3, já apresentada anteriormente, mostra uma maneira geral para determinação do fator de intensidade de tensão K .

Em função da geometria do CP (Figura 4.2a) utilizado no presente trabalho (C(T)), a norma *ISO 7539-6* (1989) estabelece a utilização da equação 3.4 para obtenção do fator de intensidade de tensão para o modo I de carregamento.

$$K_I = f(a/W) \frac{P}{B\sqrt{W}} \quad (3.4)$$

Onde:

K_I : fator de intensidade de tensão no vértice da trinca;

$f\left(\frac{a}{W}\right)$: função polinomial de a/W ;

P: carga aplicada;

B: espessura do corpo-de-prova;

W: largura do corpo-de-prova.

A função polinomial $f(a/W)$ é um polinômio do quarto grau, obtida também a partir da norma *ISO 7539-6* (1989) e é dada pela equação 3.5.

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = f(\alpha) = \frac{(2+\alpha)(0,886+4,64\alpha-13,32\alpha^2+14,72\alpha^3-5,6\alpha^4)}{(1-\alpha)^2} \quad (3.5)$$

A partir das expressões 3.4 e 3.5, para cada valor de carga aplicada tem-se um valor correspondente para o fator K_I . Para cada condição, determina-se o tempo até a fratura do corpo-de-prova e, desta forma, pode-se então traçar o gráfico K_I versus tempo de fratura. A Figura 3.13 ilustra um resultado obtido para ensaios de CST com aplicação de carga constante no eletrodo em corpos-de-prova de uma liga Ti-Al-Mo (Barson & Rolfe, 1987; Godefroid *et al.*, 2004; Godefroid, 1995).

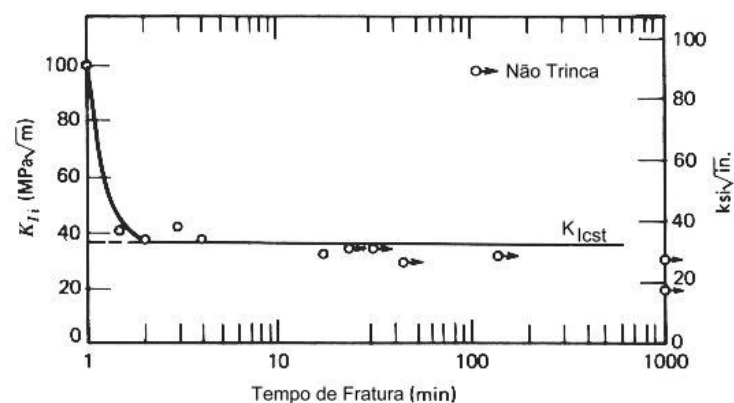


Figura 3.13 - Variação do fator de intensidade de tensão em função do tempo de fratura no ensaio de CST em solução aquosa contendo 3,5% em peso de NaCl em uma liga Ti-Al-Mo (Paula, 2000; Godefroid, 1995; Hertzberg, 1983)

A partir da Figura 3.13, pode-se perceber que a fratura por CST do material ocorre para valores inferiores de K_{Ic} , devido a ação do meio corrosivo e da carga aplicada. Para valores superiores a K_{Ic} , a ruptura é mecânica. Existe, ainda, um valor particular de K , chamado de K_{Icst} , abaixo da qual não ocorre propagação de trinca por CST. Este valor limiar serve para caracterizar os materiais em CST para um determinado ambiente agressivo.

A Figura 3.14 apresenta a variação da intensidade de tensão K_I com o tempo de realização do ensaio de CST.

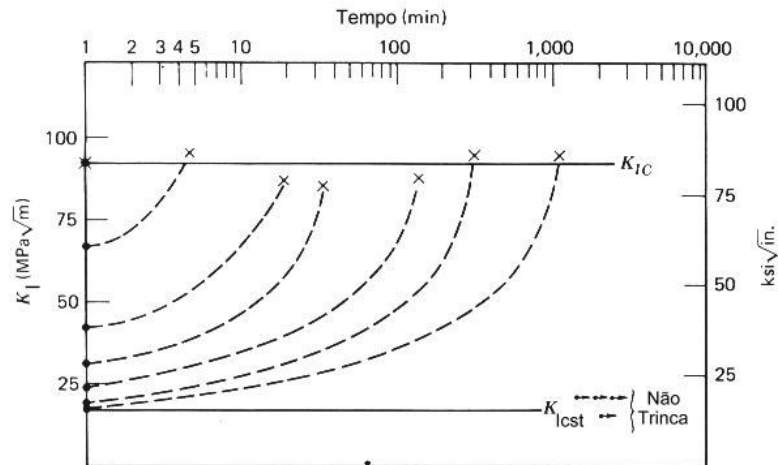


Figura 3.14 - Variação no fator de intensidade de tensão aplicado nos CPs em função do crescimento subcrítico de trinca (Paula, 2000; Godefroid, 1995; Hertzeberg, 1983).

Os pontos marcados com “X” no gráfico mostram o tempo para a ruptura completa do CP como função do K_I inicial. Quando a trinca cresce, os valores instantâneos de K_I aumentam (sob carga constante), pois há uma diminuição na seção remanescente do corpo-de-prova. Os valores de K_I aumentam até atingirem o valor de K_{Ic} , culminando na fratura do material. É possível observar também, na Figura 3.14, que o valor da tenacidade a fratura (K_{Ic}) se encontra no mesmo patamar, ou seja, não é alterado pelo meio corrosivo, como se supunha anteriormente. Além de curvas K_I versus tempo de fratura (t_f) é possível fazer curvas da/dt (velocidade de propagação de trincas por CST) versus K_I (Figura 3.8).

3.4 - O Processo de Soldagem MIG (*Metal Inert Gas*)

Denomina-se soldagem a operação que visa obter a coalescência localizada, produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição (*Welding Handbook – AWS, 2004*). A solda é o resultado desse processo.

O processo de soldagem MIG - *Metal Inert Gas* ou *GMAW - Gas Metal Arc Welding* é um processo, segundo Marques (2002), *Welding Handbook – AWS (1989)*, Wainer *et al.* (1992), em que a união de peças é produzida pelo

aquecimento destas com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico nu, consumível, e as peças de trabalho. O arco elétrico na soldagem é gerado entre o eletrodo e a peça (metal base).

O calor do arco elétrico estabelecido entre um eletrodo nu, alimentado de maneira contínua, e o metal base funde a extremidade do eletrodo e a superfície do metal base para formar a solda. A proteção do arco e da região da solda contra contaminação pela atmosfera é feita por um gás ou mistura de gases alimentados externamente, que podem ser inertes, ativos ou uma mistura destes.

Se o gás de proteção é um gás inerte, então o processo é denominado processo MIG. Como exemplo, tem-se argônio, hélio, argônio + 2% de O₂.

Se o gás de proteção é um gás ativo, então o processo é denominado processo MAG (*Metal Active Gas*). Como exemplo, tem-se CO₂, CO₂ + 5 a 10% de O₂.

Neste processo, o soldador é responsável pela iniciação e interrupção da soldagem, além de mover a tocha ao longo da junta, já que o processo normalmente é semi-automático (a alimentação do eletrodo é feita mecanicamente).

O conhecimento das técnicas de soldagem, através dos processos e parâmetros de soldagem, e da soldabilidade dos aços inoxidáveis envolvidos são importantes na definição do projeto de soldagem. Uma especificação de procedimento de soldagem errônea afetará as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão das juntas soldadas.

De acordo com Marques (2002) e Castanheira Jr. (1995), a maioria dos processos de soldagem por fusão é caracterizada pela utilização de uma fonte de calor intensa e localizada e, conseqüentemente, extensas variações de microestrutura e propriedades acontecem em um pequeno volume do material. Como resultado, podem ocorrer, nestes locais, alterações de microestrutura e de composição química, o aparecimento de um elevado nível de tensões residuais, a degradação de propriedades (mecânicas, químicas, etc.) e a formação de descontinuidades.

Para a soldagem a arco, pode-se considerar o arco como a única fonte de calor, definida por sua energia de soldagem, isto é:

$$E = \frac{nVI}{v} \quad (3.6)$$

onde:

E = energia de soldagem em J/cm;
 n = eficiência térmica ou rendimento do processo;
 V = tensão no arco, em V;
 I = corrente de soldagem, em A;
 v = velocidade de soldagem, em cm/s.

De acordo com Cândido (1996), Marques (2002), Wainer *et al.* (1992), no processo *GMAW* praticamente não há formação de escória como nos processos com eletrodo revestido e arco submerso, apresentando ainda alta eficiência e taxa de deposição. Porém, necessita de proteção contra ventos, onde correntes de ar são consideráveis, apresenta dificuldade de realização de soldas em lugares estreitos e exige um conjunto de equipamentos complexos (menos portáteis em relação a outros processos) e é um processo relativamente de maior investimento e custo operacional.

De acordo com *Welding Handbook – AWS*, (2004) e Marques (2002), a região da solda, após solidificada, é constituída basicamente de três regiões: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB). A Figura 3.15 ilustra, de forma esquemática, essa situação.

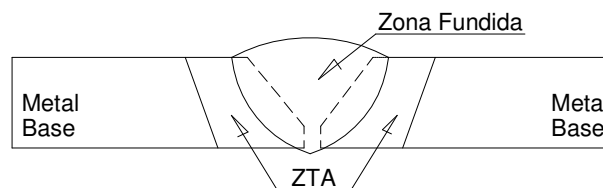


Figura 3.15 - Desenho esquemático da seção transversal de uma solda.

A zona fundida é a região onde o material funde-se e solidifica-se durante a operação de soldagem. As temperaturas nesta região são superiores à temperatura de fusão do metal.

A composição química da ZF depende da intensidade das interações entre o metal base e o metal de adição, das composições químicas do metal

base e de adição e da participação relativa destes na formação da ZF. Esta participação relativa é conhecida como “coeficiente de diluição” ou, simplesmente, “diluição” (D) e Marques (2002) assim a define:

$$D = \left(\frac{\text{massa do metal de base fundido}}{\text{massa total de solda}} \right) \times 100\% \quad (3.7)$$

O controle da diluição é importante na soldagem de metais dissimilares, na deposição de revestimentos especiais sobre uma superfície metálica, na soldagem de metais de composição química desconhecida, etc. Seu conhecimento é importante no sentido de definir a composição química e, conseqüentemente, as propriedades da zona fundida. Seu valor está diretamente relacionado com a energia de soldagem encontrada para cada processo de soldagem. Além do processo de soldagem, a diluição é fortemente afetada pela forma da junta e pelo procedimento de soldagem (único passe ou múltiplos passes).

A zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC) é a região não fundida do metal base que tem sua microestrutura e/ou propriedades alteradas pelo ciclo térmico de soldagem.

Na ZTA, o aquecimento rápido e localizado induz a variações na microestrutura, tal como a variação do crescimento de grão ao longo da mesma. Esta variação dependerá do tipo de material analisado, da temperatura local e das taxas de aquecimento e de resfriamento localizados (Oliveira e Faria, 2000).

A região do metal base é aquela mais afastada do cordão de solda e que não é afetada pelo processo de soldagem. Geralmente, no caso dos aços, são temperaturas inferiores a 400°C.

Uma outra definição para diluição também utilizada é aquela que relaciona a área do metal base fundido e a área total da solda. A Figura 3.16 mostra um esquema da seção transversal de uma junta soldada, destacando essas áreas.

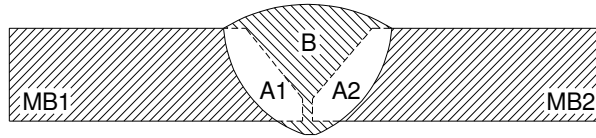


Figura 3.16 - Diluição medida na seção transversal de uma solda.

A partir da Figura 3.16, a diluição pode ser definida de acordo com a equação (3.8).

$$D = \frac{A_1 + A_2}{(A_1 + A_2) + B} \times 100\%, \quad (3.8)$$

onde:

- A_1 : área do metal base 1 que participa da solda;
- A_2 : área do metal base 2 que participa da solda;
- B : área do metal de enchimento.

Por meio da equação 3.8, a diluição pode ser medida através de fotomicrografias da seção transversal de juntas soldadas. Seu valor pode variar de 100% (soldas sem metal de adição), também chamadas de soldas autógenas a 0% (brasagem).

Outro fator de grande importância a ser considerado são os ciclos térmicos a que são submetidos os materiais durante a soldagem, uma vez que influenciarão na microestrutura da junta soldada, e, portanto nas propriedades finais dos materiais.

3.5 - Os Aços Inoxidáveis

A descoberta e o desenvolvimento dos aços inoxidáveis ocorreram simultaneamente em diversos países como França, Alemanha, Canadá, Inglaterra e Estados Unidos, entre 1912 e 1917, por vários pesquisadores, conforme relatam *American Society for Metals International Handbook Committee* (1990) e Acesita (2001).

De acordo com Carbó (2001), o descobrimento dos aços inoxidáveis é atribuído ao inglês Harry Brearly, em 1912. Ao analisar uma liga ferro-cromo com aproximadamente 13% de cromo, Harry fez algumas observações

metalográficas e constatou que a liga fabricada resistia à maior parte dos reagentes freqüentemente usados em metalografia; a essa liga ele denominou “Stainless Steel”, ou seja, “aço sem manchas”. Brearly, na verdade, quis dizer que esse aço não era atacado ou manchado quando submetido aos ataques metalográficos da época (Acesita, 2001).

Os aços inoxidáveis são basicamente ligas ferro-carbono-cromo. Outros metais atuam como elementos de liga, mas o cromo é o mais importante e sua presença é indispensável para conferir a resistência à corrosão desejada.

3.5.1 - Classificação dos Aços Inoxidáveis

Atualmente, existem mais de 180 diferentes ligas que podem ser consideradas como sendo pertencentes ao grupo dos aços inoxidáveis. A cada ano, novas ligas surgem e modificações são feitas nas já existentes (Sedriks, 1996).

A classificação dos aços inoxidáveis é geralmente feita pelo *American Iron and Steel Institute* – AISI, sendo esta a mais antiga e a mais comumente utilizada.

De acordo com a *ASM Handbook* (1994), os aços inoxidáveis podem ser divididos em cinco famílias: quatro são baseadas nas características cristalográficas/microestruturais da liga: ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex (austenita + ferrita). A 5ª família, ligas endurecidas por precipitação, é baseada no tipo de tratamento térmico usado, ao invés da microestrutura.

Para melhor compreender a constituição dos aços inoxidáveis (ligas Fe-Cr) e analisar as reações metalúrgicas que ocorrem em função do resfriamento e composição química destes aços, faz-se necessário o conhecimento do diagrama Fe-Cr de equilíbrio de fases, Figura 3.17.

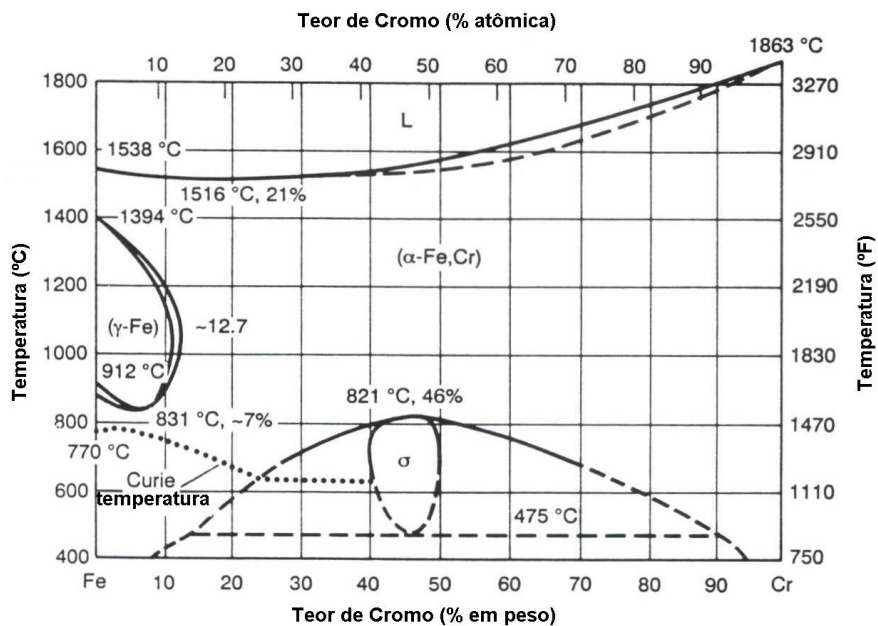


Figura 3.17 - Diagrama de equilíbrio binário Fe - Cr (adaptação de *ASM Handbook – Stainless Steel*, 1996).

Analisando o diagrama a partir do ferro puro, verifica-se que em torno de 910°C há uma região de transformação da fase alfa para a fase gama, e que a adição de teores de cromo, até aproximadamente 8% em peso, provoca um deslocamento desta região de transformação, para próximo a 850°C. A partir deste ponto, adições de cromo provocam uma rápida ascensão dos limites do campo da fase gama, atingindo um máximo em torno de 12-13%Cr em peso, ao redor de 1000°C.

A linha pontilhada referente a temperatura *Curie*, na Figura 3.17, representa uma região de transformação magnética, onde a região acima desta linha, a liga é paramagnética e abaixo é ferromagnética. Ferro paramagnético é não magnético, enquanto ferro ferromagnético possui propriedades magnéticas. Assim, a austenita que apresenta estrutura cúbica de face centrada é não magnética à temperatura ambiente, enquanto a ferrita alfa de estrutura cúbica de corpo centrado é magnética.

Na Figura 3.17, pode-se observar, ainda, que para teores maiores que 13%Cr em peso, a transformação da fase alfa para gama não mais ocorrerá e as ligas permanecerão com a estrutura ferrítica até suas respectivas temperaturas de fusão.

Em temperaturas abaixo de 820°C e com elevados teores de cromo, observa-se o aparecimento da fase sigma (σ), que é um composto intermetálico, frágil e com estrutura tetragonal. A precipitação desta fase provoca uma diminuição do teor de cromo da matriz e, conseqüentemente, diminuição da resistência à corrosão. A cinética é desfavorecida para formação desta fase, ou seja, só ocorre para tempos muito longos, o que não acontece em soldagem.

3.5.1.1 - Aços inoxidáveis ferríticos

Aços inoxidáveis ferríticos são essencialmente ligas Fe-Cr com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). O teor de cromo é usualmente na faixa de 11 a 30%. Sua utilização geral depende do teor de cromo. Alguns tipos podem conter Mo, Si, Al, Ti e Nb para conferir características particulares (Sedriks, 1996; Acesita 2001; Paula, 2000). Estas ligas são magnéticas e não são endurecidas por tratamento térmico.

Basicamente, suas principais vantagens são resistência à corrosão sob tensão em ambiente contendo cloretos, resistência a corrosão atmosférica e oxidação a um custo relativamente baixo.

Elementos estabilizadores tais como titânio e nióbio podem ser adicionados para prevenir a precipitação de carboneto de cromo e melhorar as propriedades de soldagem. Os aços inoxidáveis sofrem corrosão intergranular devido à formação de uma zona empobrecida em cromo ao longo dos contornos de grão, como conseqüência da precipitação, neste local, de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6). Átomos de cromo desta região, que se encontravam em solução sólida no aço, difundem-se para os contornos de grão, formando carbonetos, diminuindo a resistência à corrosão.

A formação desta zona empobrecida em cromo é chamada de sensitização, uma vez que torna o material sensível à corrosão intergranular.

Existem essencialmente três gerações de aços inoxidáveis ferríticos. A primeira, na qual o carbono não é muito baixo, produzida no início da década de 20, quando a descarbonetação das ligas Fe-Cr era bastante ineficiente. A liga protótipo é a do tipo AISI 430, tipicamente 0,12% de C – 17%Cr, Tabela III.3.

Tabela III.3 - Composição química nominal para a primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos padrão da série 400 (adaptada de *ASM Handbook – Stainless Steel*, 1996).

Designação da liga	Composição (% em peso máxima)			
	C	Cr	Mo	Outros
AISI 429	0,12	14,0 – 16,0
AISI 430	0,12	16,0 – 18,0
AISI 434	0,12	16,0 – 18,0	0,75 – 1,25	...
AISI 436	0,12	16,0 – 18,0	0,75 – 1,25	Nb+Ta = 5 x %Cmin.
AISI 442	0,20	18,0 – 23,0
AISI 446	0,20	23,0 – 27,0

A segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos, Tabela III.4, tem carbono mais baixo e baixo teor de nitrogênio onde um estabilizador é acrescentado para aprisionar qualquer carbono e/ou nitrogênio presente.

Tabela III.4 - Composição química nominal para a segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos (adaptação de *ASM Handbook – Stainless Steel*, 1996).

Designação da liga	Composição (% em peso)				
	C	Cr	Mo	Ni	Outros
AISI 405	0,08	11,5–14,5	0,10 – 0,30 Al
AISI 409	0,08	10,5–11,5	...	0,5	Ti = 6 x %C min. - (0,75 máx.)
AISI 441	0,02(*)	18,0(*)	...	0,3(*)	0,7Nb (b) ; 0,3Ti (*)
AISI 439	0,07	17,0–19,0	...	0,5	Ti = 0,20 + 4(C+N) - (1,0 máx.)
YUS436S	0,01(*)	17,4(*)	1,2 (*)	...	0,2Ti (*)
12SR	0,2	12,0	1,2Al ; 0,3Ti
AISI 406	0,06	12,0–14,0	...	0,5	2,75 – 4,25Al ; 0,6Ti

(*): valores típicos

A liga protótipo da segunda geração é do tipo 409, tipicamente com 0,04%C-11Cr-0,5Ti. O titânio aprisiona tanto carbono como nitrogênio, deixando todo cromo livre.

A terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos surgiu em torno de 1970, com o advento de técnicas mais eficientes de decarbonetação dos aços (Tabela III.5). Os teores de carbono e nitrogênio são tipicamente 0,02% ou menor e elementos estabilizadores como titânio e/ou nióbio são algumas vezes adicionados para aprisionar algum elemento intersticial livre. A liga protótipo é do tipo AISI 444 (18Cr-2Mo), sendo esta a que contém maior teor de molibdênio dos ferríticos da série 400 e também é estabilizado. Existem

também algumas que não foram ainda convertidas para a classificação ASTM. Estas ligas são freqüentemente denominadas de superferríticas.

Tabela III.5 - Composição química nominal para a terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos (adaptação de *ASM Handbook – Stainless Steel*, 1996).

Designação da liga	Composição (% em peso máxima)					
	C(máx.)	Cr	Mo	N	Ni	Outros
Pureza intermediária						
26-1Ti	0,02	26,0	1,0	0,025	0,25	0,5Ti
AISI 444	0,02	18,0	2,0	0,02	0,4	0,5Ti
SEA-CURE	0,02	27,5	3,4	0,025	1,7	0,5Ti
Nu Monit	0,025	25,0	4,0	0,025	4,0	0,4Ti
Al 29-4C	0,030	29,0	4,0	0,045	1,0	(Nb+Ti)
Alta Pureza						
E-Brite 26-1	0,002	26,0	1,0	0,01	0,1	0,1Nb
Al 29-4-2	0,005	29,0	4,0	0,01	2,0	...
SHOMAC 26-4	0,003	26,0	4,0	0,005
SHOMAC 30-2	0,003	30,0	2,0	0,007	0,18	...
YUS 190L	0,004	19,0	2,0	0,0085	...	0,15Nb

Geralmente, não ocorrem transformações microestruturais desde o ponto de fusão até a temperatura ambiente. Desta maneira, o refinamento de grão e a possibilidade de endurecimento do aço são limitados pela estrutura ferrítica.

Dentro da terceira geração, destaca-se o aço inoxidável ferrítico AISI 444. Estudos mostram sua eficiência em aplicações em áreas de troca de calor e revestimentos internos de equipamentos, principalmente no setor sucroalcooleiro (Carvalho *et. al.*, 2002).

De acordo com Carvalho *et. al.* (2002) e Faria e Brandi (1999), outras características a serem consideradas em relação ao aço inoxidável ferrítico AISI 444 são sua capacidade de ser produzido na forma de tubos, resistência a corrosão comparada à do aço inoxidável AISI 304, substituto preliminar frente as expectativas desse setor, capacidade de ser produzido via laminação a frio com baixa rugosidade, reduzindo significativamente a adesividade de incrustações que são as grandes responsáveis pela perda de eficiência térmica nos equipamentos que trabalham em aquecimento, evaporação e cozimento de caldo.

Carvalho *et. al.* (2002) ainda ressaltam que o aço 444 possui considerável capacidade de troca térmica, significativamente superior àquela dos aços inoxidáveis austeníticos e considerável resistência mecânica, atendendo também ao anseio das usinas quanto à redução de peso dos equipamentos, com conseqüente redução de custos e expectativa de aumento de vida útil.

3.5.1.2 - Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem a maior família dos aços inoxidáveis em termos de número de ligas e utilização. Tal como os aços inoxidáveis ferríticos, estes também não podem ser endurecidos por tratamento térmico. Contudo, suas similaridades terminam aqui. As ligas austeníticas são não-magnéticas e sua estrutura é cúbica de face centrada. Apresentam ótimas condições de estampabilidade e soldabilidade, mas são susceptíveis ao fenômeno de CST.

A Tabela III.6 mostra a composição nominal para alguns aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela III.6 - Composição química nominal para alguns tipos de aços inoxidáveis austeníticos (adaptação de *ASM Handbook – Stainless Steel*, 1996).

Designação da liga	Composição (% em peso)							
	C	Cr	Si	Mo	Mn	Ni	P	S
AISI 304	0,08	18,0-20,0	0,3-0,6	-	2,0	8,0-10,5	0,045	0,03
AISI 304L	0,03	18,0-20,0	0,3-0,6	-	2,0	8,0-12,0	0,045	0,03
AISI 308	0,08	19,0-21,0	0,3-0,6	< 0,3	2,0	10,0-12,0	0,045	0,03
AISI 316	0,08	16,0-18,0	0,3-0,6	2,5-3,0	2,0	10,0-14,0	0,045	0,03
AISI 316L	≤ 0,020	18,50-19,50	≤ 0,20	2,5-3,0	1,5-2,0	11,0-12,0	<0,020	0,005-0,015
AISI 316LSi	≤ 0,020	18,00-19,00	0,70-1,00	2,5-3,0	1,5-2,0	12,0-13,0	<0,025	0,005-0,015

3.5.1.3 - Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são similares às ligas Fe-C que são austenitizadas e depois temperadas para aumentar a resistência mecânica. Estas ligas são magnéticas e sua estrutura é tetragonal de corpo centrado.

Em geral, estes aços possuem alta dureza, dependendo do teor de carbono de cada classificação, o que é útil em aplicações que requerem alta resistência ao desgaste e corte, como por exemplo, cutelaria e instrumental cirúrgico. A Tabela III.7 mostra a composição química nominal para esta classe de aço inoxidável.

Tabela III.7 - Composição química nominal para alguns tipos de aços inoxidáveis martensíticos (adaptação de *ASM Handbook – Stainless Steel*, 1996).

Designação da liga	Composição (% em peso)						
	C	Mn	Cr	Ni	P	S	Outros
403	0,15	1,00	11,5-13,0	...	0,04	0,03	...
416	0,15	1,25	12,0-14,0	...	0,06	0,15	0,6 Mo
420	0,35	1,00	12,0-14,0	...	0,04	0,03	...
431	0,20	1,00	15,0-17,0	1,25-2,50	0,04	0,03	...
440A	0,6-0,7	1,0	16,0-18,0	...	0,04	0,03	0,75 Mo

A resistência dos aços martensíticos é muito dependente do teor de carbono. Molibdênio e níquel podem ser adicionados a esses aços para melhorar as propriedades de corrosão.

3.5.1.4 - Aços inoxidáveis duplex

Aços inoxidáveis duplex são, geralmente, ligas ferro-carbono-cromo-níquel-nitrogênio, que são balanceados para conter uma mistura de 50% de austenita e 50% de ferrita e também são magnéticos. O resultado da estrutura duplex é a melhoria da resistência à corrosão sob tensão comparada com os aços austeníticos e melhoria da resistência mecânica comparada aos aços inoxidáveis convencionais. A Tabela III.8 mostra a composição química nominal para esta classe de aço inoxidável, sendo que a liga original desta família era predominantemente ferrítica (AISI 329).

Tabela III.8 - Composição química nominal para alguns tipos de aços inoxidáveis duplex (adaptação de Sedriks, 1996).

Designação da liga	Composição (% em peso)							
	C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S	Outros
329	0,2	23,0-28,0	2,5-5,0	1,0	0,75	0,04	0,03	Mo: 1,0-2,0
7 Mo Plus	0,03	26,0-29,0	3,5-5,2	2,0	0,6	0,035	0,01	N: 0,15-0,35; Mo: 1-2,5
SAF 304	0,03	21,5-24,5	3,0-5,5	2,5	1,0	0,04	0,04	N: 0,05-2; Mo: 0,05-0,6
3RE 60	0,03	18,0-19,0	5,5-6,5	2,0	1,0	0,045	0,03	N: 0,14-0,2; Mo: 1,2-2,0
IN-744	0,05	25,0-27,0	6,0-7,0	1,0	0,6	0,03	0,03	Ti:0,25
2205	0,03	21,0-23,0	4,5-6,5	2,0	1,0	0,03	0,02	N: 0,08-2,0; Mo: 2,5-3,5
SAF 2507	0,03	24,0-26,0	6,0-8,0	1,2	0,8	0,035	0,02	N: 0,1-0,25; Mo: 2,0-4,0; Cu: 1,5 2,5

Estes aços apresentam características de ambos os grupos, com resistência à corrosão similar aos austeníticos, porém com maior resistência à CST, limites de resistência e escoamento bastante superiores aos austeníticos conforme relata Paula (2000). Por apresentarem baixos teores de carbono (<0,03%), não são susceptíveis à corrosão intergranular. Por apresentarem teores de níquel em torno de 5%, são relativamente mais baratos. Geralmente, para compensar a diminuição de C e Ni e terem o caráter austenítico, adiciona-se N, onde em solução sólida confere alta resistência mecânica.

3.5.1.5 - Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

São aços classificados na série 600 e endurecidos pela precipitação de compostos de alumínio, titânio ou cobre. Na condição de recozidos, suas propriedades estão entre os aços austeníticos e martensíticos. O endurecimento por precipitação também pode ser chamado de envelhecimento.

O grande mérito destas ligas encontra-se no fato delas combinarem a resistência mecânica das ligas martensíticas e a resistência à corrosão das ligas austeníticas.

A maioria destas ligas contém de 14 a 23% em peso de cromo e acima de 8% em peso de níquel. Outros elementos, tais como cobre, molibdênio,

nióbio e titânio são adicionados com o intuito de melhorar outras propriedades.

A Tabela III.9 apresenta a composição química para alguns tipos de aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.

Tabela III.9 - Composição química nominal para alguns tipos de aços inoxidáveis endurecidos por precipitação (adaptação de *ASM Handbook – Stainless Steel*, 1996).

Designação da liga	Composição (% em peso)							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	Outros
Tipos Martensíticos								
PH13-8Mo	0,05	0,10	0,10	12,25-13,25	7,5-8,5	2,0-2,5	0,01	0,9-1,35Al
15-5PH	0,07	1,0	1,0	14,0-15,5	3,5-5,5	-	0,04	2,5-4,5Cu
Tipos Semi Austeníticos								
PH15-7Mo	0,09	1,0	1,0	14,0-16,0	6,5-7,7	2,0-3,0	0,04	0,75-1,5Al
17-7PH	0,09	1,0	1,0	16,0-18,0	6,5-7,7	-	0,04	0,75-1,5Al
Tipos Austeníticos								
A-286	0,08	2,0	1,0	13,5-16,0	24,0-27,0	1,0-1,5	0,025	1,9-2,3Ti
JBK-75	0,015	0,05	0,02	14,5	29,5	1,25	0,006	2,15Ti

3.5.2 - Corrosão em Aços Inoxidáveis Soldados

As soldas exibem características especiais de microestruturas que precisam ser conhecidas e entendidas para evitar futuros problemas com corrosão, tendo em vista que para determinadas aplicações os aços inoxidáveis são empregados na condição soldada.

Embora o metal ou liga, na condição não soldada, seja resistente à corrosão em um ambiente particular, a solda, em contrapartida, pode não ser (*ASM Specialty Handbook - Stainless Steel*, 1996).

A escolha do metal de adição é de suma importância na soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos. Isto se deve à pouca disponibilidade de metais de adição ferríticos e principalmente à formação de grãos grosseiros e colunares na zona fundida, o que pode levar a uma diminuição da resistência mecânica da junta soldada (Oliveira e Faria, 2000).

A previsão da microestrutura e propriedades dos aços inoxidáveis têm sido tópicos de muitos estudos. Nos últimos tempos, alguns diagramas de previsão de microestrutura têm sido utilizados, mas neste trabalho dar-se-á

ênfase apenas ao Diagrama de Schaeffler, Figura 3.18, por ser o mais comumente utilizado.

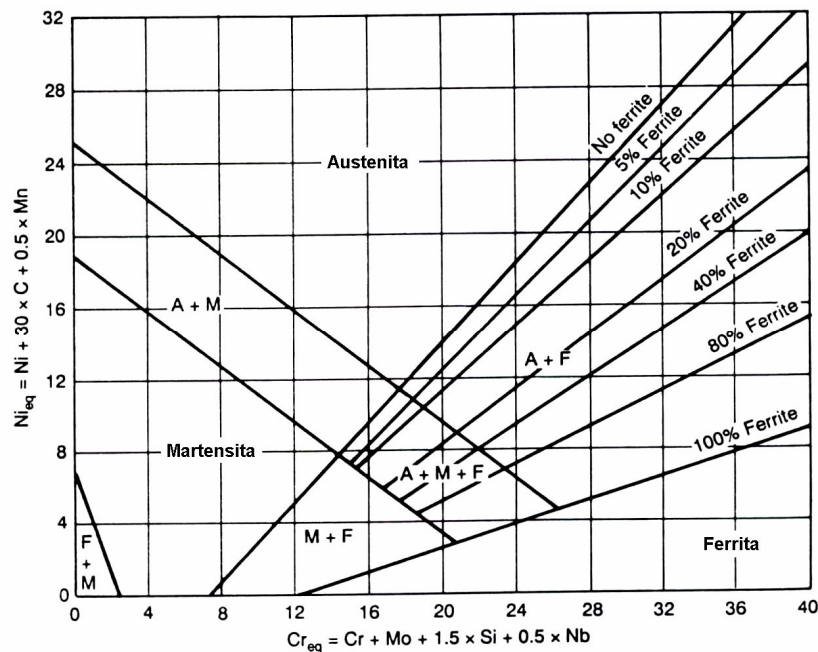


Figura 3.18 - Diagrama de Schaeffler para metal de solda de aços inoxidáveis (ASM Handbook – Stainless Steel, 1996).

O diagrama de Schaeffler propõe uma relação entre elementos de liga que promovem a estabilização da ferrita ($Cr_{equivalente}$, $Cr_{eq.}$) e elementos que promovem a estabilização da austenita ($Ni_{equivalente}$, $Ni_{eq.}$) (ASM Handbook - Stainless Steel, 1996).

Para uso deste diagrama, cromo e níquel equivalentes são primeiramente calculados a partir da composição química de uma determinada solda. Em seguida, estes equivalentes são utilizados como coordenadas no Diagrama de Schaeffler. Isto permite uma estimativa da microestrutura do metal soldado que será determinada pelos limites dados nos diagrama.

Conforme ASM Handbook - Stainless Steel (1996) e Wainer *et al.*, (1992), experiências têm mostrado que o Diagrama de Schaeffler é razoavelmente preciso para os aços inoxidáveis convencionais da série 300 soldados com eletrodo revestido. Contudo, seu uso é limitado quando composições menos convencionais são usadas ou quando um elevado nível de nitrogênio está presente. Através deste diagrama é possível prever uma região de melhor soldabilidade, sem causar crescimento de grãos (microestrutura

ferrítica), trincas a quente (microestrutura austenítica), trinca induzida pelo hidrogênio (microestrutura martensítica) e formação de fases intermetálicas durante a soldagem e queda nas propriedades mecânicas e em resistência à corrosão (microestrutura duplex - ferrita e austenita).

3.5.3 - Corrosão sob Tensão em Aços Inoxidáveis

O estudo do fenômeno de CST nos aços inoxidáveis tem sido fruto de numerosas pesquisas, principalmente em soluções aquosas contendo cloretos, conforme relatam Abhay, Diwakar & Sreekumar (2003), Jivkov & Stahle (2002), Hamada & Yamauchi (2002), Ting (1999) e Takayaa & Kenzo (2004), onde se encontra o íon halogeneto Cl^- de caráter deletério aos aços inoxidáveis.

3.5.3.1 - Corrosão sob tensão em aços inoxidáveis ferríticos

De acordo com *ASM Specialty Handbook - Stainless Steels* (1993), Sedriks (1996), muitos estudos recentes demonstraram a resistência à corrosão sob tensão de algumas das mais novas classes de aços ferríticos em CPs do tipo em U e amostras pré-trincadas a partir dos conceitos da mecânica de fratura conforme relatam Abhay, Diwakar & Sreekumar (2003) e Nishimura & Maeda (2004).

Em ensaios aplicando-se mecânica de fratura, as classes ferríticas AISI 444 e AISI 448 foram complemente resistentes a corrosão sob tensão em ambientes contendo íons cloretos para níveis de intensidade de tensão da ordem de $60\text{MPa}\sqrt{m}$ em solução aquosa contendo 22% em peso de NaCl a 105°C .

Dados de ensaios em CPs do tipo em U são mostrados na Tabela III.10 com os tipos AISI 409, 439 e 444 exibindo resistência à corrosão sob tensão nos dois ambientes ensaiados.

Tabela III.10: CST para alguns aços inoxidáveis (adaptação de *ASM Specialty Handbook - Stainless Steels*, 1993)

Material	Ensaio de CST (CPs dobrados em U)	
	42% MgCl ₂ em ebulição	25% NaCl em ebulição
AISI 304	F	F
AISI316	F	F
AISI409	P	P
AISI 439	P	P
AISI444	P	P
E-Brite	P	P
Sea-Cure	F	P
Monit	F	P
Al 29-4-2	F	P

P: passou, ausência de trincas.

F: falhou, presença de trincas.

Sedriks (1996) ressalta que os ensaios mostrados anteriormente conduzem a impressão enganosa de que todos os aços inoxidáveis ferríticos são imunes a corrosão sob tensão em todos os ambientes contendo íons cloretos. Contudo, a CST dos aços inoxidáveis ferríticos tem sido informada em muitos estudos. Os tipos 434, 430 e Fe-18Cr-2Mo em soluções de lítio são alguns destes exemplos.

Alguns fatores que têm sido muito identificados como prejudiciais à resistência à corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis ferríticos em ambientes contendo cloretos incluem, segundo Sedriks (1996), a presença de certos elementos de liga, o fenômeno de sensitização, trabalho a frio, ambiente a alta temperatura, etc.

3.5.3.2 - Corrosão sob tensão em aços inoxidáveis austeníticos

Dentre as classes de aços inoxidáveis, os aços inoxidáveis austeníticos são os que têm o maior número de estudos de CST em soluções aquosas contendo cloretos. Em muitos desses estudos, foram utilizadas soluções aquosas de cloreto de magnésio por se tratarem de meios extremamente severos em se tratando de CST (Paula, 2000; Jones, 1993; Sedriks, 1996). Hoje, os ensaios empregando tais soluções continuam sendo usados devido não só a sua severidade, que se traduz na obtenção de resultados de uma

forma mais rápida, mas também para investigar os efeitos da adição de elementos de liga na resistência à CST dos aços inoxidáveis.

O efeito do molibdênio, por exemplo, depende do meio na qual é realizado o ensaio. Dados de ensaios realizados em soluções contendo cloreto de magnésio sugerem que a adição de molibdênio num primeiro momento diminui a resistência ao trincamento com um mínimo de resistência na faixa de 1,5% de molibdênio (Sedriks, 1996; Jones, 1993).

Como elemento benéfico à diminuição da suscetibilidade à CST dos aços inoxidáveis, Sedriks (1996) e *ASM Specialty Handbook - Stainless Steels* (1993) destacam o níquel. Jones (1993) ressalta que o efeito benéfico do níquel é mais pronunciado nos aços inoxidáveis austeníticos. Em quantidades relativamente baixas nos aços inoxidáveis ferríticos, o níquel pode ser prejudicial sob o ponto de vista de CST.

A Figura 3.19 mostra o efeito do teor de níquel na suscetibilidade à CST em aços inoxidáveis com teor de cromo entre 18 e 20% ensaiados em soluções aquosas contendo íons cloretos em ebulição.

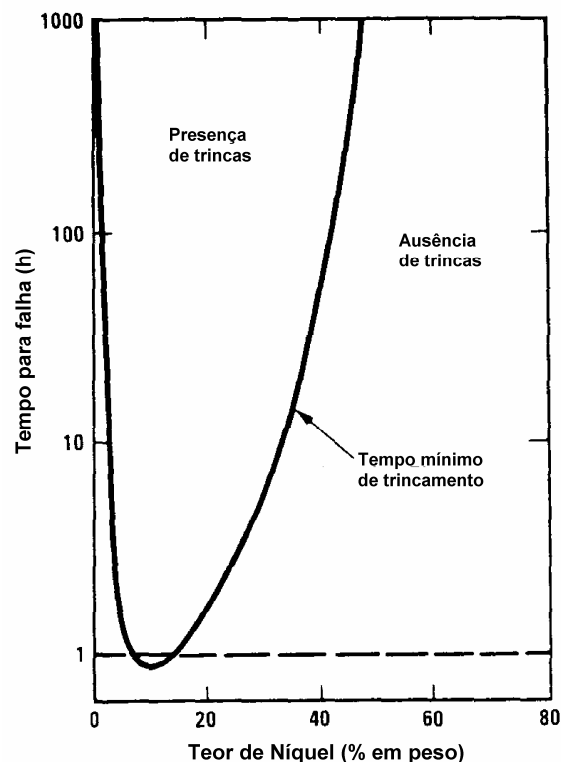


Figura 3.19 - Efeito do teor de níquel na suscetibilidade a CST em soluções aquosas de cloreto de magnésio a 154°C (Sedriks, 1996).

Os dados da Figura 3.19 sugerem que teores muito elevados de níquel (48% aproximadamente) são necessários para promover à resistência a CST dentro dessas condições. Porém, em função do elevado custo deste metal, o que se procura fazer na prática é trabalhar com baixos teores de níquel (2-3%) de tal maneira a se conseguir, de acordo com a Figura 3.19, a resistência à CST desejada a um custo mais baixo. Pode-se notar também, na Figura 3.19, que, para teores entre 8 a 10% de níquel, o tempo para falha é menor. Daí a grande suscetibilidade dos aços inoxidáveis da série 300, pois apresentam teores de níquel nesta faixa. Um aspecto positivo do níquel nos aços inoxidáveis é a melhoria na estampabilidade nos mesmos.

Capítulo 4 - PARTE EXPERIMENTAL

Neste capítulo, são apresentados os materiais bem como toda a metodologia empregada no presente trabalho.

4.1 - Materiais

As Tabelas IV.1 e IV.2 apresentam os valores de composição química para o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e para o aço inoxidável austenítico AISI 316LSi, respectivamente.

Tabela IV.1 - Composição química do aço inoxidável ferrítico AISI 444 (metal base).

Elemento	C	Cr	Mo	Nb	Ti	Ni	Mn	Cu
% em peso	0,009	17,68	1,81	0,17	0,14	0,2	0,14	0,039
Elemento	V	Al	Co	Si	P	S	N ₂ (ppm)	O ₂ (ppm)
% em peso	0,048	0,009	0,028	0,36	0,027	0,002	118	40

Tabela IV.2 - Composição química do aço inoxidável austenítico AISI 316LSi (metal de adição).

Elemento	C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	P	S
% em peso	0,020	17,5	2,8	12,2	1,7	1,0	0,020	0,007

Foram realizadas nas dependências da empresa Acesita S.A., associada ao grupo Arcelor e parceira no desenvolvimento deste trabalho, as soldas utilizando-se como metal base um aço inoxidável ferrítico AISI 444 e como metal de adição ou enchimento um aço inoxidável austenítico AISI 316LSi.

A partir das chapas soldadas, foram confeccionados, nas dependências da Empresa Acesita S.A., corpos-de-prova (CPs) para ensaios de tração objetivando a caracterização mecânica do material na condição soldada. Foi feita também a análise química de cada um dos aços utilizados.

Os CPs para ensaios de tração possuem geometria e dimensões dadas pela Figura 4.1.

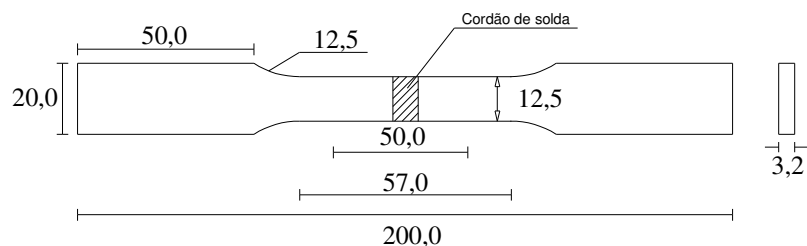


Figura 4.1 - Representação esquemática de um CP utilizado para ensaios de tração (medidas em mm).

A Tabela IV.3 apresenta os valores de algumas propriedades mecânicas obtidas a partir de ensaios de tração, feitos para o material na condição soldada. Os valores obtidos são referentes a média de 3 (três) ensaios realizados.

Tabela IV.3 - Propriedades mecânicas obtidas dos ensaios de tração.

	Média			
	e (mm)	σ_{ys} (MPa)	σ_{uts} (MPa)	Along. (%)
AISI 444 (soldado)	3,323	383,0	523,0	28,7
Desvio Padrão	0,002	2,22	1,37	0,95
e: espessura; σ_{ys} : limite de escoamento; σ_{uts} : limite de resistência; Along.: alongamento percentual.				

4.1.1 - Tipos de Corpos-de-Prova para Ensaios de CST

Os CPs para ensaios de CST com emprego das técnicas de deformação constante e de carga constante no eletrodo foram confeccionados no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFOP, de acordo com as normas ISO 7539-6 (1989) e ISO 7539-3 (1989). A Figura 4.2 (a,b) ilustra esses CPs, com suas respectivas geometrias e dimensões. Foram obtidas, ainda, amostras para ensaios eletroquímicos de polarização, perfil de microdureza e metalografia, a partir das chapas soldadas.

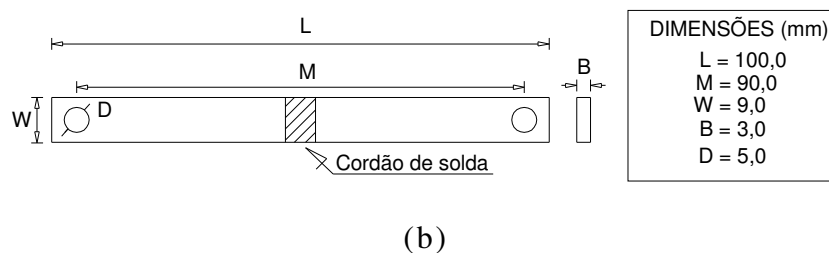
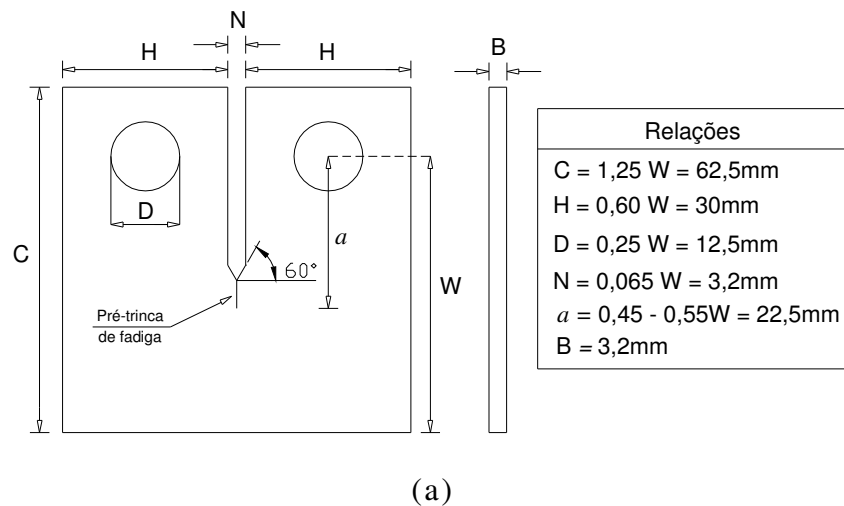


Figura 4.2 - Representação esquemática dos CPs; (a) CP para ensaios com carga constante no eletrodo ISO 7539-6 (1989); (b) CP para dobramento em “U” para ensaios com deformação constante no eletrodo ISO 7539-3 (1989).

4.1.2 - Meios Corrosivos Empregados

Os meios corrosivos utilizados foram soluções aquosas de cloreto de magnésio (MgCl_2) a uma concentração de 42% em peso à temperatura de 143°C (temperatura de ebulição), $\text{pH} \cong 4,0$ e também soluções aquosas de ácido clorídrico (HCl , 1M) a um pH próximo de zero à temperatura ambiente.

A justificativa para escolha desses meios reside no fato de que a presença significativa de íons Cl^- nas soluções, pode causar descontinuidade na película passivante. A pequena área exposta, onde os íons cloretos foram adsorvidos funciona como anodo para a grande área catódica do filme de óxido, gerando alta densidade de corrente na área anódica. Com o início do processo corrosivo, a hidrólise de íons metálicos, originados da área catódica, causa um decréscimo de pH, chegando a valores próximos de 1, impedindo o reparo da película e acelerando o ataque corrosivo. Dessa forma, obtêm-se ensaios com respostas mais rápidas em comparação com outros meios.

4.2 - Métodos

Foram realizadas as soldas dos materiais utilizando-se como metal base o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e como metal de adição ou enchimento o consumível austenítico AISI 316LSi em arame com 1mm^2 de área de seção transversal.

O processo de soldagem utilizado foi o MIG (*Metal Inert Gas*) utilizando a mistura argônio + 2% de oxigênio como gás de proteção. A justificativa para utilização do processo MIG se deu principalmente devido ao fato de este método apresentar maior penetração em relação a outros métodos e ser considerado de grande rendimento.

Os parâmetros de soldagem utilizados são apresentados na Tabela IV.4.

Tabela IV.4 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem do aço inoxidável ferrítico AISI 444 com o aço inoxidável austenítico AISI 316LSi.

Parâmetros de soldagem	
Corrente (A)	165,0
Voltagem (V)	27,0
Velocidade de soldagem (cm/s)	0,45
Abertura da junta (mm)	1,5
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	8,2

O preparo de amostras para ensaios de microdureza Vickers e análise metalográfica consistiu de embutimento a frio em resina e lixamento até a lixa de granulometria #1200 na seguinte seqüência: #240, #320, #400, #600, #800, #1000 e #1200. Em seguida, a amostra foi polida em pasta de alumina de $1\mu\text{m}$ e $0,25\mu\text{m}$ e, finalmente, em pasta de diamante. Posteriormente à limpeza da superfície com água, acetona, álcool e secagem, a amostra foi atacada com um reativo apropriado (*Villela*) objetivando a revelação de sua microestrutura para o ensaio de microdureza.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em um microdurômetro marca *Leitz*. A carga aplicada foi de 100 gramas durante 30 segundos.

Neste ensaio, foram realizadas três medidas em cada uma das regiões (metal base, zona termicamente afetada e zona fundida) sendo os resultados apresentados, a média das três medidas.

Além disso, foram preparadas, também, duas amostras para a determinação do grau de diluição da junta soldada. A metodologia de preparação da superfície das amostras foi a mesma anteriormente descrita, consistindo de lixamento, polimento e ataque químico com reativo apropriado.

Após ataque com reativo químico, as amostras foram levadas a um microscópio ótico quantitativo *Leica* com analisador de imagem objetivando a obtenção de fotomicrografias da junta soldada. A partir da microestrutura, calculou-se, então, o grau de diluição de acordo com a Equação 3.8. Um *software* tipo CAD foi utilizado como ferramenta para cálculo das áreas de cada uma das regiões da microestrutura.

Os ensaios de polarização potenciodinâmica, visando obtenção de parâmetros eletroquímicos característicos, foram realizados através dos recursos do sistema automatizado composto por um computador e um potenciostato/galvanostato (PAR, modelo 273A) interligados por uma interface padrão IEEE-488 (*SoftCorr III*), com taxa de varredura de 0,166mV/s. A célula eletroquímica utilizada foi de três eletrodos, com contra-eletrodo de platina e eletrodo de referência de calomelano saturado. Os ensaios foram conduzidos de acordo com a norma ASTM G5-94 (1994). Foram utilizadas soluções aquosas contendo NaCl (3,5% em peso), pH \cong 7,0 e também soluções aquosas contendo 1M HCl, pH \cong 0,0, sendo os ensaios realizados à temperatura ambiente .

4.2.1 - Ensaio com Deformação Constante no Eletrodo

O ensaio com deformação constante no eletrodo consiste em deformar elástica e plasticamente o material, dobrando o CP de maneira que este tome a forma de “U”, a fim de induzir tensões trativas sobre a superfície convexa para uma deformação constante. A Figura 4.3 apresenta CPs devidamente dobrados e prontos para serem ensaiados. A norma que regulamenta este ensaio é dada pela ASTM G-30 (1979).



Figura 4.3 - CPs dobrados em “U” para ensaios de deformação constante no eletrodo.

Este método apresenta algumas limitações, já que é difícil a avaliação e a determinação precisa do grau de deformação imposto e a dificuldade de controle das tensões aplicadas, pois elas se relaxarão de maneira aleatória quando a trinca se propagar. A grande vantagem deste método é a sua simplicidade operacional.

De uma maneira geral, a variável que se determina é o tempo para o qual aparecem trincas visíveis, normalmente observadas com instrumentos óticos (lupas, microscópio ótico). Sendo assim, aplica-se este ensaio quando se deseja detectar, de maneira simplificada, o aparecimento de trincas para um dado material, num meio específico e, ainda, avaliar o comportamento de certos inibidores de corrosão, conforme relata Jones (1993).

Após procedimento de soldagem, as chapas do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com metal de adição de aço inoxidável austenítico AISI 316LSi foram cortadas com geometria e dimensões dadas pela Figura 4.2(b) de acordo com a norma ISO 7539-3 (1989). A partir de então, fez-se o lixamento da superfície, objetivando facilitar a visualização de possíveis trincas por CST. O lixamento foi feito até a lixa de granulometria #600 na seguinte seqüência: #240, #320, #400 e #600. Em seguida, o material foi desengraxado e limpo conforme é recomendado na norma ASTM G1-81 (1981).

Após procedimento de preparação e limpeza da superfície, a chapa foi, então, submetida à etapa de dobramento, feito em um dispositivo desenvolvido nas dependências da UFOP. A Figura 4.4 apresenta este dispositivo utilizado para o dobramento dos CPs.



Figura 4.4 - Dispositivo para dobramento de CPs para ensaios de deformação constante no eletrodo.

O dobramento é feito em uma única etapa e a 180°, sendo o dispositivo travado nessa posição de forma a se evitar qualquer tipo de relaxação das tensões/deformações introduzidas. As extremidades foram fixadas através de um ponto de solda e isoladas com uma cola tipo epóxi, comercialmente conhecida como Durepoxi. Em seguida, foi utilizada uma fita tipo Teflon (comercialmente conhecida como fita veda rosca), objetivando o isolamento completo dessa região em relação ao meio corrosivo.

Como os ensaios em HCl foram realizados à temperatura ambiente, os CPs dobrados em “U” foram simplesmente colocados em um recipiente (*becker*) contendo a solução de HCl, sendo este posteriormente tampado para se evitar qualquer tipo de contaminação pelo meio externo.

Os ensaios em $MgCl_2$ foram realizados em ebulição ($T \cong 143^\circ C$). Portanto, fez-se necessária a utilização de um sistema de aquecimento, dado por uma resistência elétrica e condensador para evitar perda da solução por evaporação. A Figura 4.5 (a,b) ilustra os ensaios nos dois meios corrosivos.



(a)



(b)

Figura 4.5 - Ensaio com deformação constante no eletrodo; (a) solução aquosa contendo $MgCl_2$; (b) solução aquosa contendo HCl .

4.2.2 - Ensaio sob Carga Constante no Eletrodo

O ensaio sob carga constante no eletrodo consiste em aplicar uma carga constante que originará esforços de tração sobre a seção do CP. A Figura 4.6 apresenta a máquina utilizada para os ensaios de CST com a utilização desta técnica. Vale ressaltar que esta máquina foi desenvolvida nas dependências da UFOP.

A carga é aplicada por meio de pesos que são acoplados à haste, sendo, então, transmitida através do braço de carregamento para o corpo-de-prova que se encontra no interior da célula eletroquímica, fixado pelo conjunto de garras. A Figura 4.7 mostra um detalhe do CP no interior da célula fixado pelas garras.

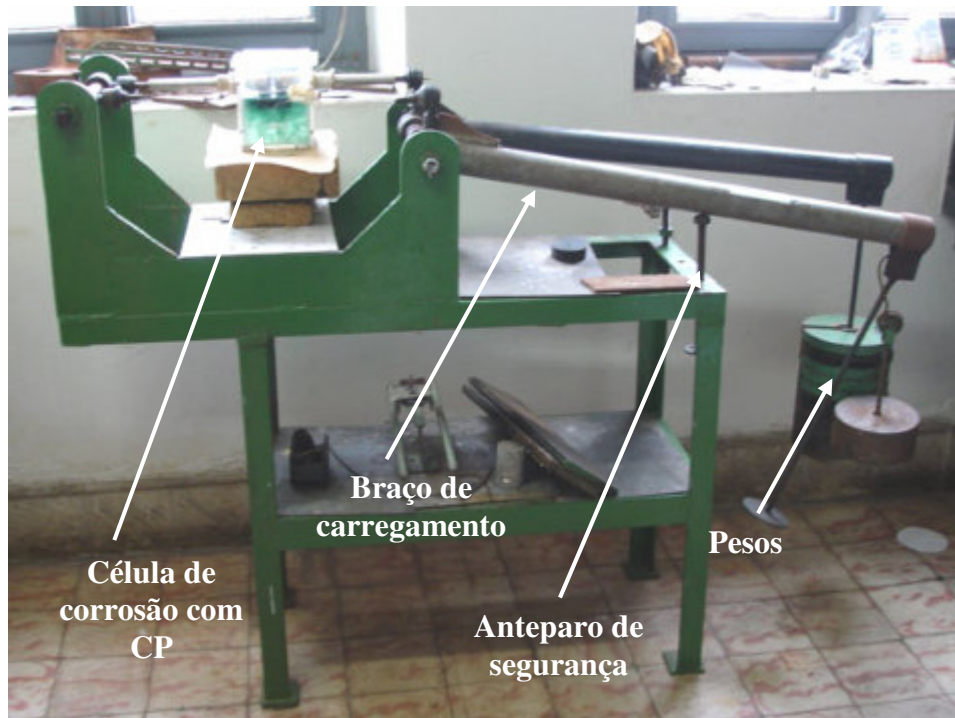


Figura 4.6 - Máquina para realização de ensaios de corrosão sob tensão aplicando-se carga constante no eletrodo.



Figura 4.7 - Detalhe de um corpo-de-prova no interior da célula eletroquímica em um ensaio de carga constante no eletrodo.

Segundo Jones (1993) e Paula (2000), a grande vantagem deste método se encontra no fato que, como a carga aplicada tem um valor constante, pode-se variar esta carga de um ensaio para o outro, verificando, por exemplo, o tempo de fratura do material para um dado potencial eletroquímico, temperatura e concentração das soluções.

A partir dos conceitos da Mecânica de Fratura e, através de CPs com ou sem entalhe, avalia-se o comportamento de diferentes sistemas (material/meio) em CST. Pode-se, então, estimar o fator de intensidade de tensão limiar abaixo do qual não há incidência de trincamento por CST (K_{ICST}). A estimativa de K_{ICST} pode ser feita através de curvas intensidade de tensão aplicada *versus* tempo de fratura ou taxa de propagação de trincas *versus* intensidade de tensão.

Para o estudo da CST com a utilização da técnica de carga constante no eletrodo, foram estudadas, no presente trabalho, três situações: a primeira com o objetivo de avaliar a propagação da trinca por CST na região da zona fundida (região austenítica) (Figura 4.8a); a segunda, com o objetivo de avaliar a propagação da trinca por CST na zona termicamente afetada (ZTA), ou seja, na região ferrítica, (Figura 4.8b) e a terceira com o objetivo de avaliar, no cordão de solda parcial, se há ou não evolução da trinca por CST do metal de adição (aço inoxidável austenítico) para o metal base (aço inoxidável ferrítico) de acordo com a Figura 4.8c.

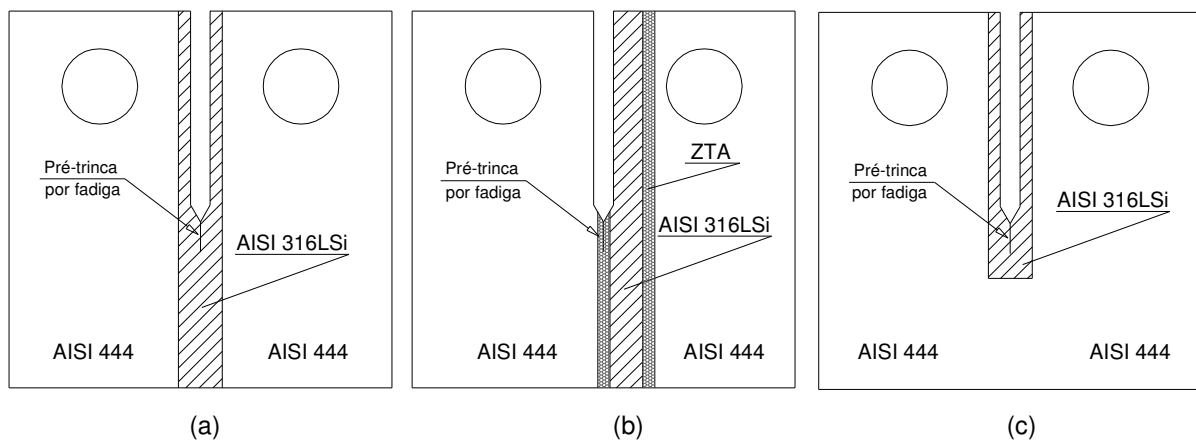


Figura 4.8 - Representação esquemática das diferentes posições do entalhe em CPs do tipo tração-compacto, C(T), para ensaios sob carga constante; (a) pré-trinca na zona fundida; (b) pré-trinca na ZTA; (c) pré-trinca no cordão de solda parcial.

Para a situação na qual a pré-trinca por fadiga foi feita na região da ZTA (Figura 4.8b), foi realizada uma análise microestrutural em um CP, objetivando a caracterização da pré-trinca por fadiga nessa região.

De forma semelhante aos ensaios de CST com deformação constante no eletrodo, as superfícies dos CPs do tipo tração-compacto foram devidamente lixadas até a lixa de granulometria #600 e desengraxadas com acetona e álcool. Em seguida, os CPs foram pré-trincados, a partir do entalhe, em uma máquina servo-hidráulica MTS de 10t, de acordo com a norma ASTM E 1820-01.

Vale ressaltar que a teoria da Mecânica de Fratura aplica-se a trincas que são muito agudas em sua extremidade antes do carregamento. Mas, a confecção de entalhes nos corpos-de-prova geralmente não fornece essa configuração. Daí a justificativa para realização da pré-trinca nos corpos-de-prova, sendo o procedimento mais eficiente, de acordo com a norma ASTM E 1820-01, o de trincamento com carregamento cíclico, ou seja, pré-trincamento por fadiga.

Após realização da pré-trinca, o corpo-de-prova foi acoplado, através das garras, à célula eletroquímica para o ensaio de CST (Figura 4.7). A solução referente ao meio corrosivo a ser estudado foi colocada na célula e, em seguida, foram sendo colocados os pesos referentes à carga a ser aplicada, previamente determinada. A máquina possui um anteparo de segurança para se evitar a quebra da célula em caso de ruptura total do CP, como pode ser visto na Figura 4.6.

Inicialmente, foram usadas cargas correspondentes a 40-50% do limite de escoamento do material, sendo estas cargas aumentadas e diminuídas posteriormente e os tempos de fratura correspondentes foram medidos. A partir da carga aplicada e do tamanho da trinca presente no material, calculou-se o fator de intensidade de tensão K_I correspondente, objetivando o traçado da curva intensidade de tensão aplicada *versus* tempo de fratura.

Ao final de cada ensaio, os CPs foram submetidos a limpeza por ultrassom por aproximadamente quinze minutos e, em seguida, fotografados macroscopicamente.

Posteriormente, os CPs foram rompidos mecanicamente, por tração, em uma máquina servo-hidráulica devidamente identificados e, posteriormente, analisados em um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca *Jeol*, modelo *JSM 5510*.

4.2.2.1 - Cálculo do fator de intensidade de tensão K_I para os ensaios sob carga constante no eletrodo.

Como mencionado no capítulo 3, o cálculo de K_I para CPs tipo tração compacto é feito por meio das equações oriundas da Mecânica de Fratura, abaixo reescritas:

$$K_I = f(a/W) \frac{P}{B\sqrt{W}} \quad (4.1)$$

onde:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = f(\alpha) = \frac{(2 + \alpha)(0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}}$$

K_I : fator de intensidade de tensão no vértice da trinca ($\text{MPa}\sqrt{m}$);

P: carga aplicada (N);

B: espessura do corpo-de-prova (m);

W: largura do CP em relação ao ponto de aplicação da carga (m);

De acordo com os conceitos da Mecânica de Fratura, para cada valor do parâmetro “a” (tamanho de trinca, considerando o entalhe), calculou-se o valor da função $f(a/W)$ correspondente e, em seguida, o valor de K_I através das expressões anteriormente citadas. Por meio dos dados obtidos, pôde-se então promover o levantamento da curva fator de intensidade de tensão no vértice da trinca para o modo I de carregamento (tração) versus tempo de fratura.

Os resultados destes ensaios foram tabelados para posteriores análises e discussão.

4.2.2.2 - Ensaio sob carga constante com polarização do eletrodo

Diferentemente de Neto (2003), Vieira (2003) e Paula (2000), que realizaram ensaios de corrosão sob tensão apenas no potencial de corrosão, foram realizados também ensaios de CST com aplicação de um potencial diferente do potencial de corrosão, isto é, ensaios com polarização, objetivando a obtenção de um número maior de informações em relação ao comportamento da junta soldada.

A preparação dos CPs foi feita da mesma forma que a preparação para os ensaios sob carga constante no eletrodo, já descritas anteriormente. Os CPs foram pesados antes e após os ensaios para uma possível avaliação da perda de massa, observada em ensaios preliminares. A Figura 4.9 apresenta a montagem dos equipamentos para condução destes ensaios.

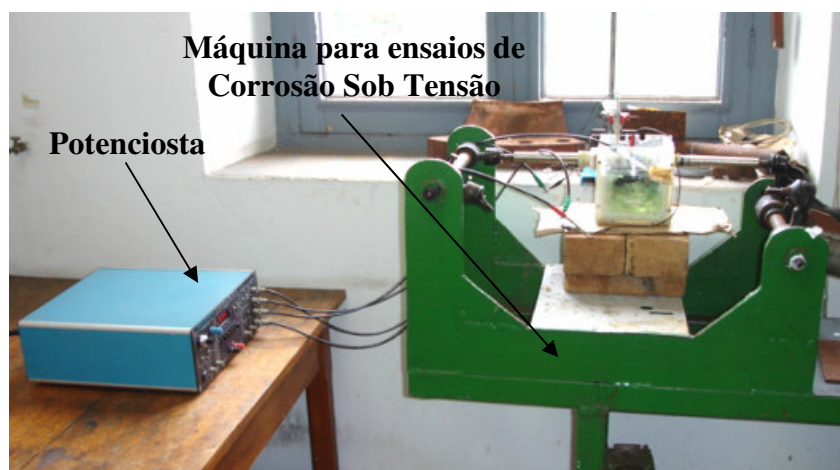


Figura 4.9 - Montagem para os ensaios de CST com carga constante polarizando o eletrodo.

Com auxílio de um multímetro, mediu-se o potencial de corrosão estabelecido entre o CP e o meio corrosivo para um tempo de estabilização de leitura de, aproximadamente, trinta minutos. A partir do valor de potencial encontrado, aplicaram-se potenciais anódico e catódico visando verificar o efeito da polarização em ensaios de CST.

A aplicação do potencial foi feita por meio dos recursos de um potenciostato tipo *Omnimetra Instrumentos* - modelo PG-05 e os resultados foram tabelados para posteriores análises e discussão.

Capítulo 5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo dedica-se à apresentação dos resultados e discussão. Num primeiro momento, é apresentada a caracterização do material, e, posteriormente, são apresentados os resultados dos ensaios de CST com emprego da técnica de deformação constante e carga constante no eletrodo. São apresentados os aspectos macroscópicos bem como os aspectos microscópicos dos CPs ensaiados.

5.1 - Caracterização do Material

A Figura 5.1 (a,b,c,d) mostra fotomicrografias apresentando algumas características microestruturais da junta soldada. Podem-se observar as três zonas principais: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB).

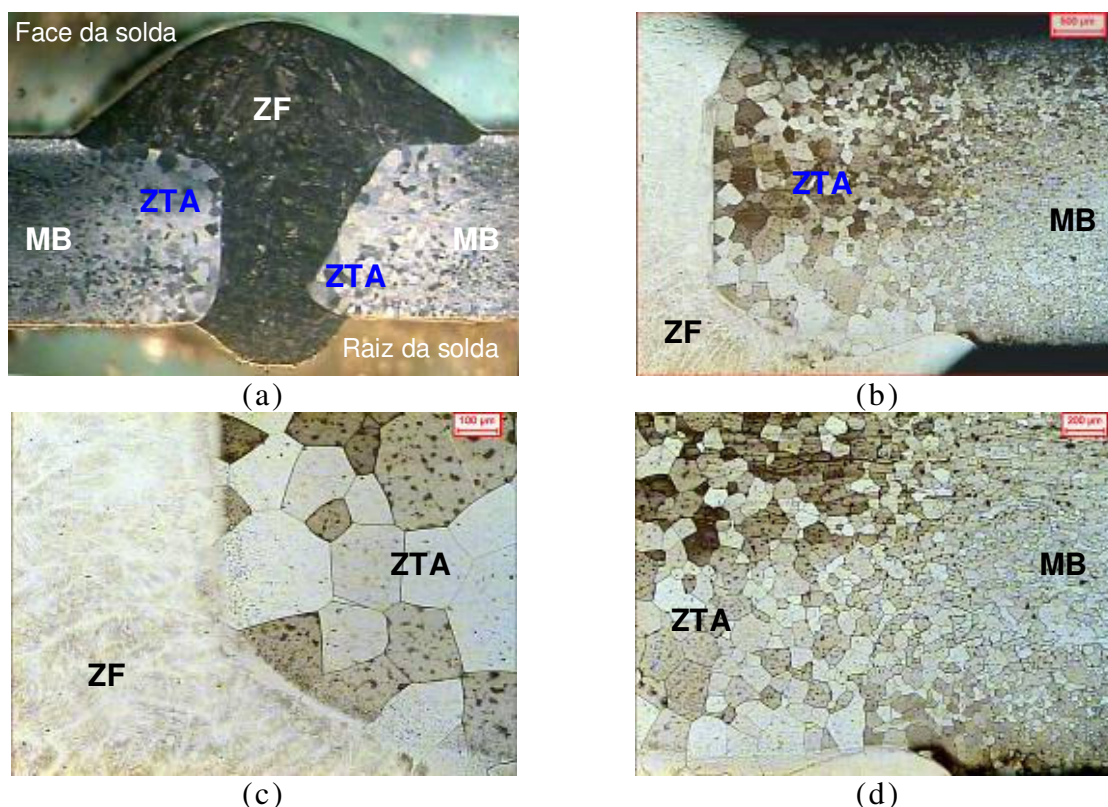


Figura 5.1 - Junta soldada do aço AISI 444 soldado com o consumível de aço AISI 316LSi; Reativo: Villela; (a): vista frontal da junta (10X); (b): micrografia mostrando as três zonas (25X); (c): interface entre ZF e ZTA (100X); (d): interface entre ZTA e MB (50X).

Pode-se observar, na Figura 5.1, um aumento do tamanho de grão na ZTA. Oliveira e Faria (2000) destacam que uma das maneiras mais utilizadas para controlar este tamanho de grão, além dos estabilizadores (Ti, Nb), é através da energia de soldagem. Quanto menor o seu valor, menor é o tamanho de grão resultante. Isto se deve ao menor aporte térmico cedido à peça a ser soldada. Portanto, é aconselhável soldar com uma menor energia de soldagem possível para obtenção de grãos menores e uma ZTA com tamanho de grão próxima a do metal base.

A energia de soldagem, função dos parâmetros de soldagem foi calculada a partir da Equação (3.6). O valor obtido foi de 5,6kJ/cm. Brandi e Faria (1999) consideram valores de energia da ordem de 5kJ/cm como sendo baixos enquanto valores da ordem de 8kJ/cm são considerados altos.

Os resultados dos ensaios de microdureza Vickers, medida ao longo da junta soldada, são apresentados na Figura 5.2. Os resultados são referentes a média de 5 (cinco) medidas realizadas em cada região.

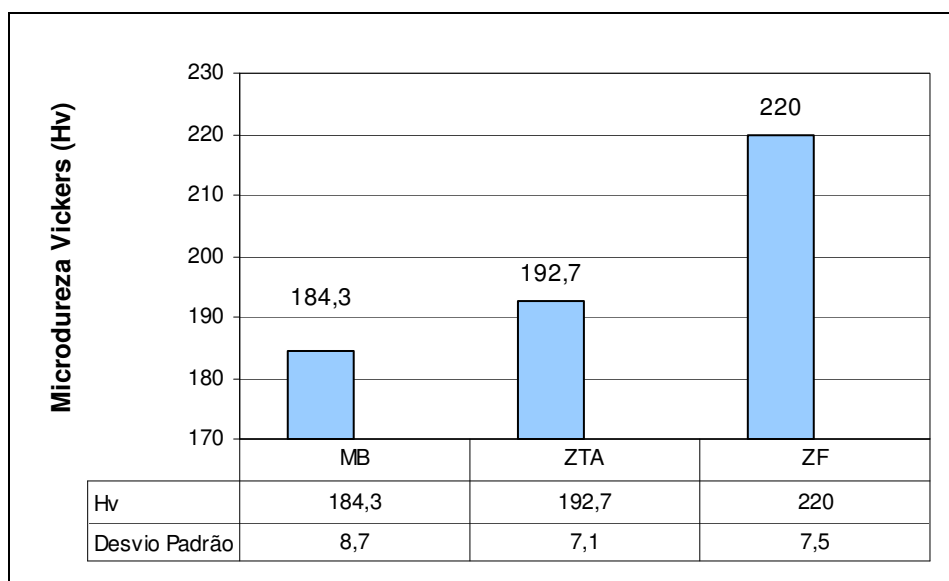


Figura 5.2 - Valores de microdureza Vickers para a junta soldada do aço AISI 444 soldado com aço inoxidável AISI 316LSi.

Nota-se, a partir da Figura 5.2, um valor de microdureza mais elevado na zona fundida (ZF), coerente com o comportamento frágil apresentado nesta região quando submetida ao ensaio por tração, principalmente nos ensaios sob carga constante no eletrodo.

A partir de uma das fotomicrografias obtidas, calculou-se o grau de diluição da junta soldada. A Figura 5.3 mostra o esquema para determinação das áreas para o cálculo do grau de diluição a partir de sua definição.

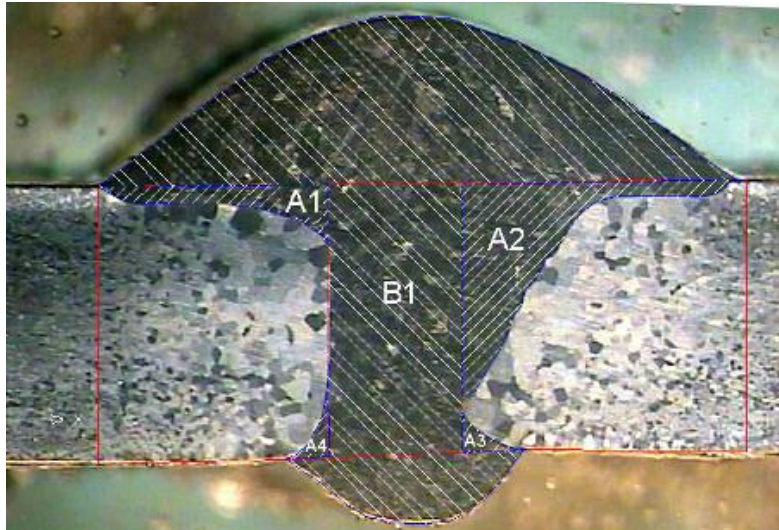


Figura 5.3 - Junta soldada do aço AISI 444 soldado com o consumível AISI 316LSi; destaque para as áreas demarcadas para o procedimento de cálculo da diluição; reativo: Villela; aumento: 10X.

Comparando a Figura 5.3 com a Figura 3.16, notam-se as diferentes áreas do metal base fundido (A_1 , A_2 , A_3 e A_4) e a área do metal de adição (B_1) definidas.

A metodologia para determinação de cada uma dessas áreas para o cálculo da diluição foi baseada nos recursos de um *software* tipo CAD. Este *software* permite o cálculo de áreas de figuras complexas. A partir da metalografia da junta soldada, foi feita a marcação dos pontos que delimitam cada uma das áreas do metal base em relação à abertura da junta e ao metal de adição (segmentos em azul na Figura 5.3). Um comando simples do software permite a união dos pontos determinados e o cálculo da área da figura formada a partir da união desses pontos. Vale ressaltar que quanto mais pontos marcados, mais bem definidas serão as áreas obtidas e, conseqüentemente, mais preciso será o cálculo.

A partir dos valores de cada uma das áreas calculadas e da Equação 3.8 da definição do grau de diluição, calculou-se este valor. O valor médio encontrado foi de 21% que, de acordo com a ASM (1994), é um número considerado normal para soldas deste tipo e com esse perfil.

Com relação à caracterização eletroquímica do material, Vieira *et al.*(2005) realizaram ensaios de polarização potenciodinâmica para alguns aços inoxidáveis ferríticos. Analogamente, foram feitos no presente trabalho ensaios de polarização potenciodinâmica para o aço inoxidável ferrítico AISI 444 nas mesmas condições, objetivando a caracterização eletroquímica deste e a comparação com os resultados encontrados por Vieira *et al.*(2005).

Procurou-se, nos ensaios de polarização potenciodinâmica, aplicar uma taxa de varredura baixa, para que os ensaios não fossem acelerados, uma vez que isso poderia influenciar as condições reais. Dessa forma, utilizou-se uma taxa de 0,166mV/s à temperatura ambiente em solução aquosa contendo 3,5% em peso de NaCl a um pH \cong 7,0 em meio aerado. A Figura 5.4 apresenta as curvas de polarização para os dois aços ferríticos estudados por Vieira *et al.* (2005), comparando-os com o aço AISI 444, foco de estudo do presente trabalho. Na seqüência, é apresentada a Tabela V.5 que contém alguns parâmetros eletroquímicos obtidos a partir destes ensaios.

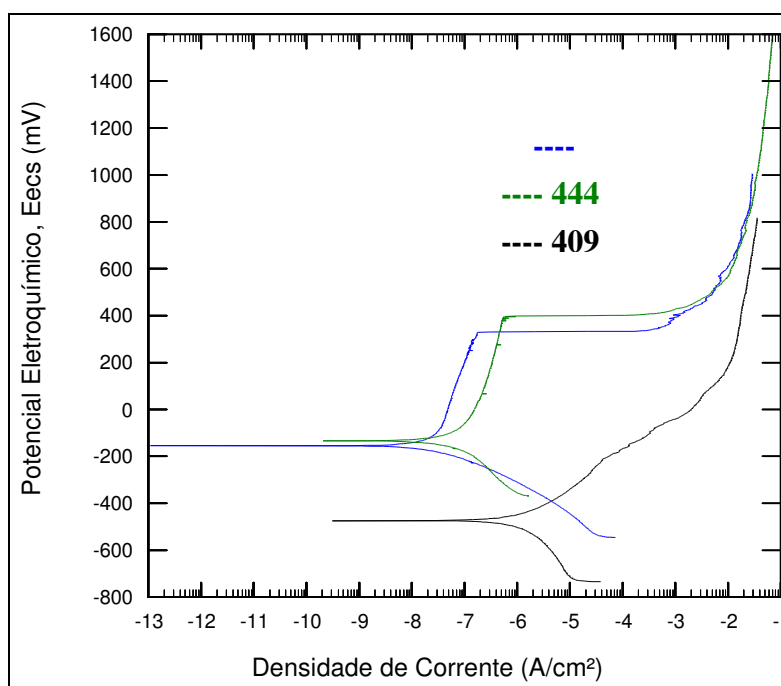


Figura 5.4 - Curvas de polarização potenciodinâmica; 0,166 mV/s; temperatura ambiente; resultados de Vieira *et al.* e do presente trabalho; sistemas: aços inoxidáveis AISI 409, AISI 439 e AISI 444 em soluções aquosas contendo 3,5% NaCl; pH \cong 7,0.

Tabela V.1 - Parâmetros eletroquímicos dos ensaios de polarização; sistemas: aços inoxidáveis ferríticos/soluções aquosas contendo 3,5 % (peso). NaCl .

Aço	E_{corr} (mVecs)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	R (mpy)
AISI 439	- 141,1	0,042	0,019
AISI 444	-134,2	0,076	0,034
AISI 409	- 478,8	1,949	0,890

E_{corr} = potencial de corrosão;

i_{corr} = densidade de corrente de corrosão;

R = taxa de corrosão (milésimo de polegada por ano)

Nota-se, a partir da Figura 5.4 e também da Tabela V.1, a condição de baixa taxa de corrosão para os aços 439 e 444 uma vez que os níveis de densidade de corrente de corrosão, i_{corr} , são inferiores a $1\mu A/cm^2$. Nota-se, ainda, que o aço 409 apresentou um comportamento pior do ponto de vista eletroquímico. Isto se deve, principalmente, pelo fato deste apresentar menor teor de elementos de liga em sua composição química, principalmente o cromo (aproximadamente 11% em peso).

Foram realizados, ainda, ensaios de polarização potenciodinâmica em meio ácido (1M HCl, $pH \cong 0,0$ à temperatura ambiente) para o aço AISI 444. A Figura 5.5 apresenta uma comparação entre as curvas feitas no referido meio ácido e em meio neutro (3,5% em peso de NaCl, $pH \cong 7,0$).

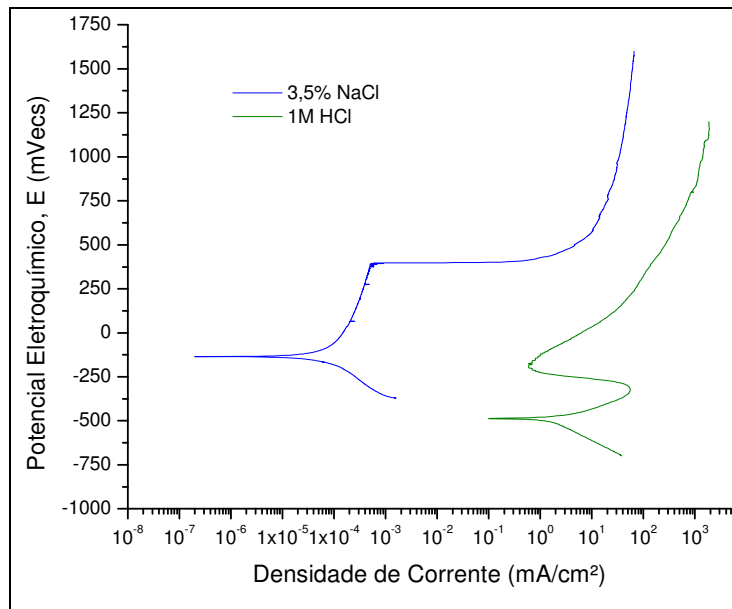


Figura 5.5 - Curvas de polarização potenciodinâmica; 0,166 mV/s; T = 20°C; sistemas: aço inoxidável ferrítico AISI 444 em solução aquosa contendo 1M HCl, $pH \cong 0,0$ e em solução aquosa contendo 3,5% em peso de NaCl, $pH \cong 7,0$.

Nota-se, a partir da Figura 5.5, o efeito do meio ácido no comportamento do aço AISI 444. O comportamento de passivação não foi observado no meio contendo 1M HCl sendo que a curva foi deslocada para a direita, mostrando, portanto, menor resistência à corrosão nestas condições, com taxas de corrosão muito superiores à condição em meio aproximadamente neutro, de acordo com os resultados obtidos por Paula (2000) que também realizou ensaios de polarização potenciodinâmica em meios ácidos para aços inoxidáveis austeníticos e duplex em condições semelhantes.

Santos *et al.* (2005) realizaram ensaios de polarização potenciodinâmica de amostras de um aço AISI 304 e AISI 444, em solução aquosa contendo 3,5% em peso de NaCl a temperatura ambiente, para superfícies com e sem acabamento superficial (lixamento mecânico em lixa de granulometria 600 mesh). Os resultados de Santos *et al.* (2005) apresentaram muitas oscilações quando foram comparadas as amostras que foram submetidas ao lixamento mecânico e as que não foram.

Ainda de acordo com Santos *et al.* (2005), estas oscilações provavelmente são devidas às imperfeições superficiais das amostras. Estas imperfeições levaram a uma maior discrepância de resultados nos dados de potencial de corrosão do que os encontrados para as amostras lixadas.

Portanto, vale ressaltar que, para os ensaios realizados no presente trabalho, as amostras foram lixadas até a lixa de granulometria #600, de acordo com a norma ASTM G1 (1981). Esta colocação é pertinente na medida em que o acabamento superficial é um fator que afeta de forma significativa os resultados eletroquímicos, de acordo com os resultados obtidos por Santos *et al.* (2005).

5.2 - Ensaios de CST com Deformação Constante no Eletrodo

Os ensaios de CST com emprego da técnica de deformação constante no eletrodo foram realizados em soluções aquosas de ácido clorídrico, HCl (1M) a um pH \cong 0,0 na temperatura ambiente e cloreto de magnésio MgCl₂ a uma concentração de 42% em peso, pH \cong 4,0 à temperatura de, aproximadamente, 143°C (temperatura de ebulição). A Figura 5.6 (a,b,c,d,e,f) apresenta fotografias de CPs ensaiados em soluções contendo ácido clorídrico.

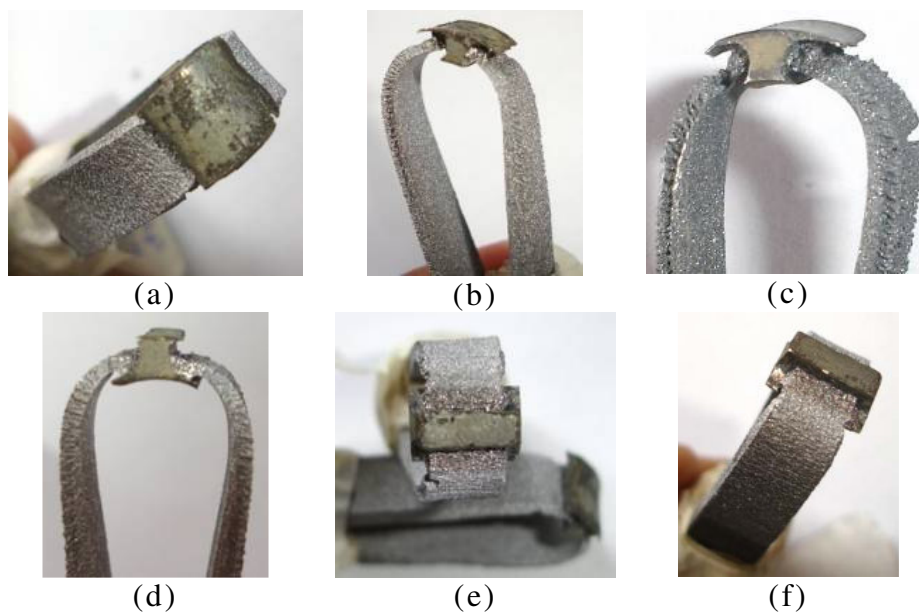


Figura 5.6 - CPs ensaiados sob tensão com deformação constante no eletrodo em HCl, $\text{pH} \cong 0,0$ e temperatura ambiente; sistema: AISI 444/ AISI 316LSi; (a), (b) e (c): dobramento na face da solda; (d), (e) e (f): dobramento na raiz da solda.

Diferentemente do trabalho desenvolvido por Vieira *et al.*(2005), que estudaram o comportamento em CST de juntas soldadas de aços inoxidáveis ferríticos (AISI 439 e AISI 409) soldados com aços inoxidáveis austeníticos (AISI 308LSi e AISI 309LSi) em meios contendo cloretos, os corpos-de-prova de um aço inoxidável ferrítico, AISI 444, soldado com o aço inoxidável austenítico AISI 316LSi apresentaram maior resistência mecânica, não apresentando ruptura na etapa de dobramento.

O fato de se promover o dobramento na região da face ou na região da raiz da solda não alterou o comportamento em corrosão nos CPs quando ensaiados em solução aquosa contendo HCl. Ficou evidente um ataque superficial bastante intenso na região do metal base (aço ferrítico) que, ao longo do ensaio, adquiriu uma coloração escura, resultado da severidade do meio corrosivo resultando, inclusive, em perda de massa de material da ordem de 23% em peso para os CPs pesados antes e após os ensaios.

Hamada e Yamauchi (2003) também estudaram o comportamento em CST em juntas soldadas. Neste estudo, eles utilizaram chapas de um aço baixa liga soldadas com o aço inoxidável austenítico AISI 318 para simular um revestimento utilizado em vasos de pressão. Hamada também utilizou CPs do

tipo em U com a mesma configuração do presente trabalho, ou seja, cordão de solda na região convexa do CP.

Nestas condições, Hamada e Yamauchi não observaram trincamento por CST. Os CPs apresentaram um aspecto de fratura dúctil quando analisados no MEV.

Da mesma forma que nos trabalhos de Hamada e Yamauchi (2003) e Vieira *et al.*(2005), não ficou evidenciada nos CPs ensaiados a presença de trincamento por CST na região austenítica (zona fundida) quando analisados com instrumentos óticos como lupas e microscópio ótico para um tempo de ensaio de, aproximadamente, 1.000 horas conforme recomendação da norma ASTM G-39 (1979).

A Figura 5.7 apresenta fotografias de CPs ensaiados em soluções contendo cloreto de magnésio, $MgCl_2$. Estes ensaios também tiveram a duração de até 1.000 horas conforme recomendação da norma.



Figura 5.7 - CPs ensaiados sob tensão com deformação constante no eletrodo em $MgCl_2$, $pH \cong 4,0$ e $T \cong 143^\circ C$; sistema: AISI 444/ AISI 316LSi; (a), (b), (c) e (d) - dobramento da face da solda; (e) e (f) - dobramento na raiz da solda.

Os CPs foram analisados com auxílio de instrumentos óticos onde se pôde observar que estes não apresentaram trincamento por CST tanto na região do austenítico (metal de adição) quanto na região do ferrítico (metal

base) dentro das condições do ensaio. Normalmente, o trincamento por CST ocorre em aços inoxidáveis austeníticos dentro dessas condições de acordo com os resultados encontrados por Paula (2000) e Cândido (2000) que realizaram ensaios em aços inoxidáveis austeníticos em condições semelhantes.

A perda de massa foi considerada desprezível a partir dos CPs pesados antes e após os ensaios.

Da mesma forma que nos ensaios em HCl, a fato de se promover o dobramento na região da face ou na região da raiz da solda também não alterou o comportamento em corrosão nos CPs dobrados em *U* quando ensaiados em solução aquosa contendo $MgCl_2$.

5.3 - Ensaios de CST sob Carga Constante no Eletrodo

Os CPs tipo tração compacto C(T) foram ensaiados sob carga constante para vários níveis de carregamento. Os ensaios foram conduzidos em CPs com pré-trinca na ZF, na ZTA e no cordão de solda parcial.

5.3.1 - Ensaios de CST com Pré-trinca na Zona Fundida

A Figura 5.8 apresenta um CP com cordão de solda contínuo e pré-trinca na zona fundida ensaiado sob tensão em meio contendo HCl. Pode-se observar um ataque corrosivo superficial bastante intenso na região do metal base (AISI 444).

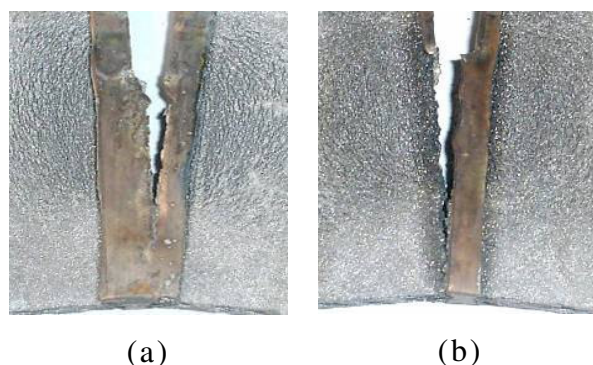


Figura 5.8 - Detalhe de um CP trincado por CST; carga constante; ataque corrosivo intenso na região do metal base; (a) região da face da solda, (b) região da raiz da solda; meio: HCl, $pH \cong 0,0$ à temperatura ambiente;

$$K_I \cong 85MPa \sqrt{m} .$$

Para níveis de carregamento elevados (acima de 80% do limite de escoamento), os CPs apresentaram um tempo de fratura bastante inferior em relação a níveis de carregamento mais baixos (30-40% do limite de escoamento), função do efeito mais pronunciado da tensão, apresentando, ainda, uma região de arrancamento mecânico final por tração também com aspecto tipicamente frágil. Portanto, as regiões de CST e rompimento mecânico por tração variaram em função do nível de carregamento a que o material foi submetido.

A Figura 5.9 mostra uma macrofratografia de um CP tipo tração-compacto com pré-trinca na ZF, trincado por corrosão sob tensão e que foi, posteriormente, rompido mecanicamente em uma máquina de tração na região final de ligamento do mesmo. Nota-se, a partir do entalhe, a pré-trinca por fadiga, gerada numa máquina servo-hidráulica MTS de 10t, a região de CST e, finalmente, o arrancamento em tração.

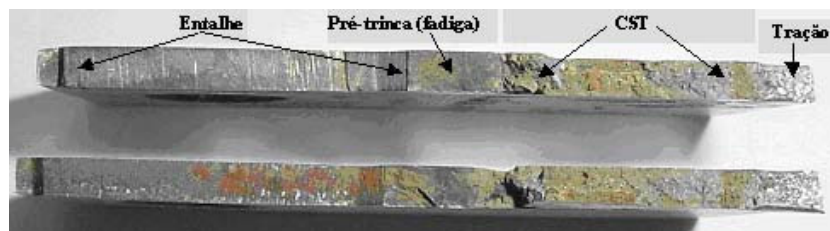


Figura 5.9 - Macrofratografia de um CP trincado por CST; carga constante; sistema: aço AISI 444/AISI 316LSi; solução aquosa contendo HCl, pH \cong 0,0 à temperatura ambiente.

A Figura 5.10 (a,b,c,d) apresenta microfratografias de um CP trincado por CST, obtidas no MEV, destacando-se o aspecto frágil da fratura, através de facetas de clivagem, em função do fenômeno de CST. Observa-se que o CP rompido mecanicamente em tração apresentou fratura completamente frágil, onde deveria ser dúctil por se tratar de um aço inoxidável austenítico que normalmente apresenta este tipo de fratura.

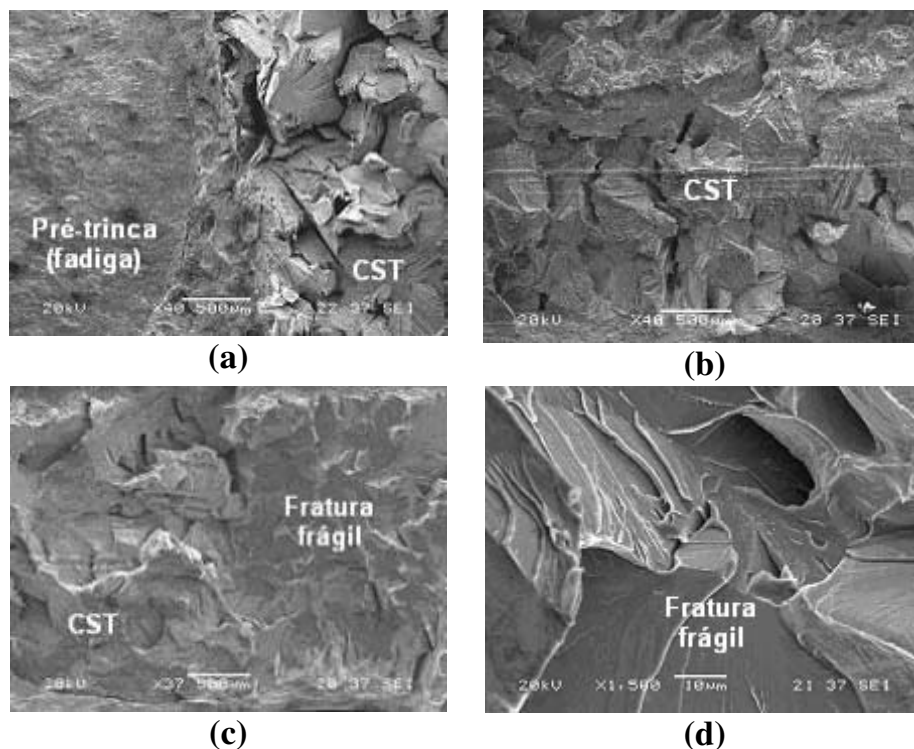


Figura 5.10 - Microfratografias de CP trincado por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas com HCl, $\text{pH} \cong 0,0$ a temperatura ambiente. (a) pré-trinca por fadiga e região de CST (40X); (b) CST (40X); (c) CST e tração (37X); (d) tração (1500X); MEV.

Todos os CPs ensaiados dentro dessas condições apresentaram características de fratura frágil na região de ruptura mecânica por tração. A diferença morfológica entre estas duas regiões mostrou-se visível a olho nu, com a região de ruptura mecânica final com aspecto mais brilhante.

Suspeita-se que a origem dessa fragilidade, nessa região, pode estar relacionada com o metal de enchimento utilizado, pois se trata de um material que possui em sua composição química um teor relativamente alto de silício (1%) que, apesar de melhorar a fluidez do metal de enchimento durante a operação de soldagem, pode estar promovendo, como efeito maléfico, a fragilidade do material na região soldada.

A Figura 5.11 apresenta um CP com cordão de solda contínuo e pré-trinca na ZF ensaiado sob tensão em soluções contendo cloreto de magnésio. O tempo de permanência do CP no meio corrosivo foi de, aproximadamente, 280 horas.



Figura 5.11 - CP do tipo tração-compacto, ensaiado sob carga constante em soluções aquosas contendo 42% $MgCl_2$ (143°C); (a) CP após ensaio, (b) superfície de fratura; $K_I \cong 35MPa\sqrt{m}$.

A Figura 5.12 apresenta a análise microfratográfica do CP ensaiado em solução aquosa contendo cloreto de magnésio referente à Figura 5.11. Destaque para a região de CST e o arrancamento final apresentando facetas de clivagem, característica da fratura frágil.

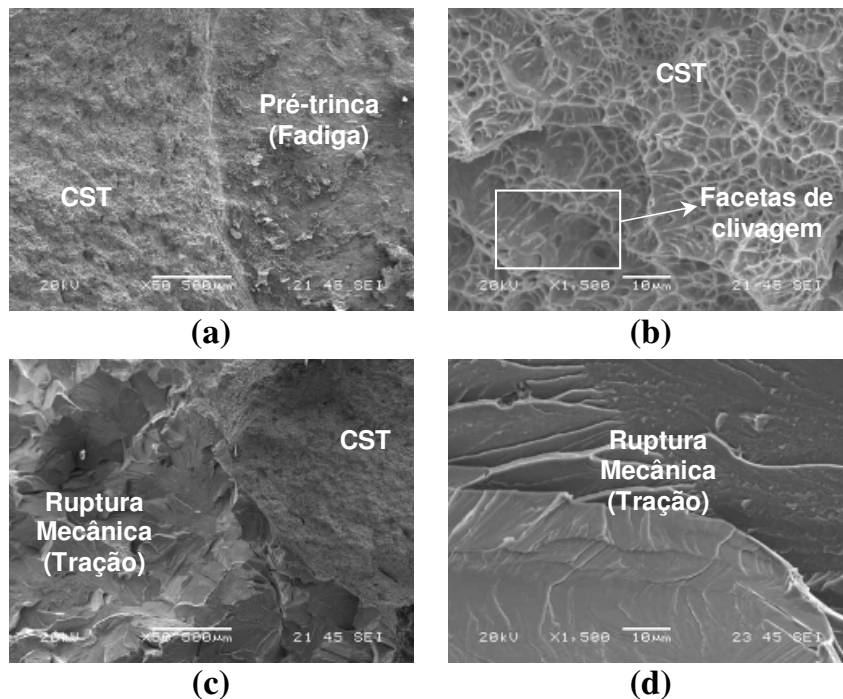


Figura 5.12 - Microfratografias de um CP trincado por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas com 42% $MgCl_2$ (143°C). (a) pré-trinca por fadiga e região de CST (50X); (b) detalhe da região de CST (1500X); (c) CST e tração (50X); (d) tração (1500X). Nota-se fratura frágil na região de rompimento por tração (facetas de clivagem);

$$K_I \cong 35MPa\sqrt{m}; \text{MEV.}$$

A região de CST (Figura 5.12(b)), num primeiro momento, apresentou um aspecto dúctil da fratura. Porém, a análise no MEV revelou a presença de facetas de clivagem em determinados pontos dessa região, característica esta que indica uma região que sofreu o fenômeno de corrosão sob tensão.

Vieira *et al.* (2005) também estudaram o comportamento em CST com a técnica de carga constante em CPs tipo tração compacto C(T) em juntas soldadas de aços inoxidáveis ferríticos AISI 409 e AISI 439 soldados com aços inoxidáveis austeníticos AISI 308LSi e AISI 309LSi em soluções aquosas contendo $MgCl_2$. Os CPs também foram pré-trincados por fadiga na ZF. Vieira *et al.* (2005) também verificaram que as combinações dos aços inoxidáveis ferríticos soldados com aços inoxidáveis austeníticos estudadas foram suscetíveis a CST em solução aquosa contendo 42% em peso de $MgCl_2$, na temperatura de ebulição. Seus resultados mostraram aspecto de fratura frágil nas regiões de CST e na região de ruptura mecânica final por tração, fato este que vem reforçar os resultados encontrados no presente trabalho para estas condições aplicadas.

5.3.2 - Ensaio de CST com Pré-trinca na ZTA

Para os ensaios com pré-trinca por fadiga na ZTA, foi feita, inicialmente, uma análise microestrutural objetivando a caracterização desta. Dessa forma, a Figura 5.13 apresenta fotomicrografias de um CP previamente preparado, caracterizando a pré-trinca por fadiga na região da ZTA para ensaios de CST com carga constante no eletrodo.

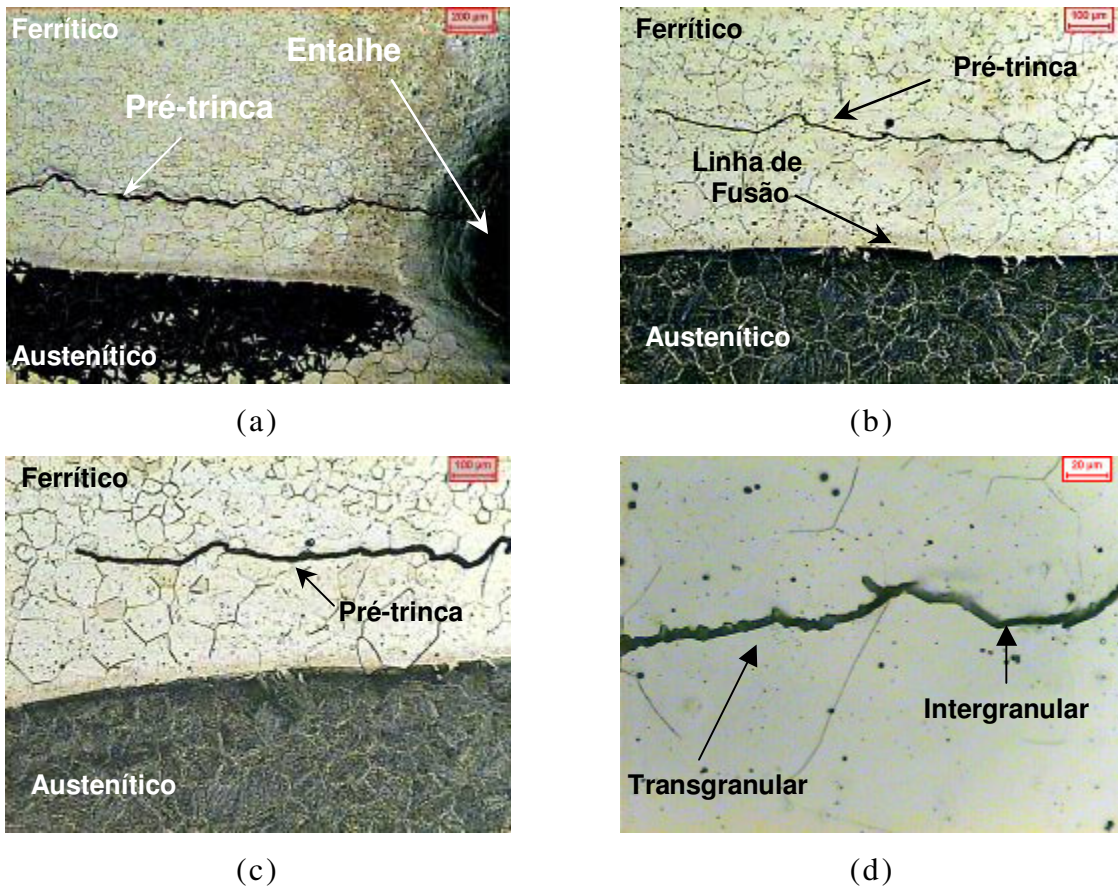


Figura 5.13 - Pré-trinca por fadiga na região da ZTA para ensaios de CST com carga constante no eletrodo; (a) Entalhe e pré-trinca (50X); (b),(c) Interface austenítico e ferrítico (100X); (d) trinca transgranular e intergranular (500X);
 Reativo: ácido oxálico.

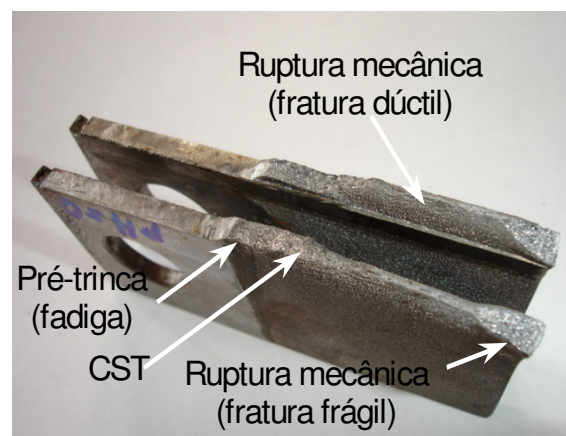
Pode-se perceber a pré-trinca bem próxima da linha de fusão, dentro da ZTA, caracterizada pelo tamanho de grão, com grãos maiores nessa região. Outro aspecto relevante é que a propagação da trinca se deu de forma intergranular em certas regiões e transgranular em outras, de acordo com a Figura 5.13 (d).

A Figura 5.14 apresenta um CP com cordão de solda contínuo e pré-trinca na ZTA ensaiado sob tensão. Nota-se um trincamento por CST nessa região e um ataque corrosivo superficial bastante intenso na região do ferrítico para um tempo de ensaio de 144 horas.



(a)

(b)



(c)

Figura 5.14 - CP tipo tração-compacto trincado por CST; carga constante; pré-trinca na região da ZTA; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas contendo HCl; (a) evolução da trinca; (b) detalhe do trincamento na região da face da solda; (c) macrofratografia da superfície de fratura;

$$K_I \cong 74 \text{MPa} \sqrt{m} .$$

A Figura 5.15 (a,b,c,d,e,f) apresenta microfratografias de um CP com pré-trinca na ZTA ensaiado em solução aquosa contendo HCl a temperatura ambiente.

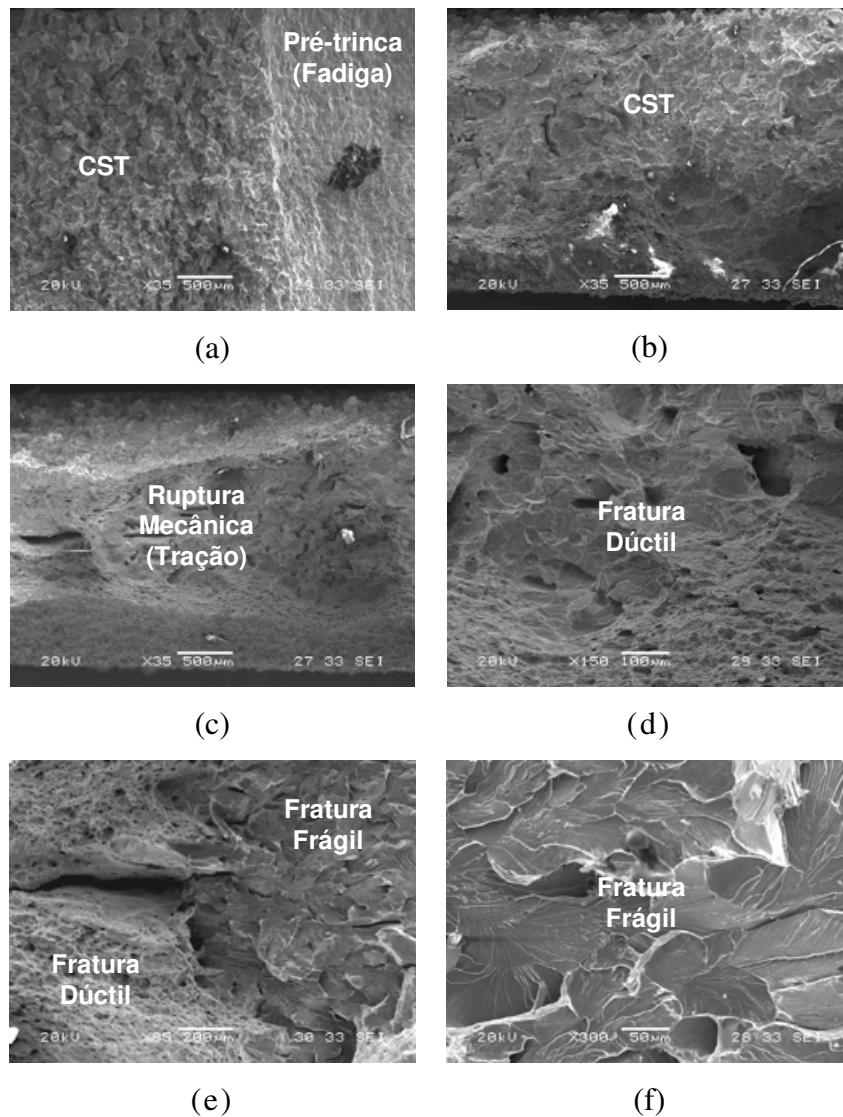


Figura 5.15 - Microfratografias de CPs trincados por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas de HCl, $\text{pH} \cong 0,0$, temperatura ambiente; (a) pré-trinca por fadiga e região de CST (35X); (b) CST (35X); (c) ruptura mecânica (35X); (d) detalhe da fratura mecânica (150X); (e) região de arrancamento final (85X); (f) detalhe região de arrancamento final (300X); MEV.

A Figura 5.15(a,b) apresenta os aspectos microfratográficos das regiões de pré-trinca por fadiga e da região de CST. Nota-se, na região da pré-trinca por fadiga, um aspecto morfológico diferente de uma região típica que sofreu um carregamento cíclico. Isto ocorreu em função do ataque corrosivo intenso nessa região tendo em vista que, como colocado anteriormente, a região

ferrítica é uma região bastante atacada pelo ácido clorídrico, que, em função deste ataque, acaba por alterar o aspecto morfológico da fratura.

A Figura 5.15(c,d) apresenta, já na etapa de arrancamento final por tração, os aspectos microfratográficos da região ferrítica que sofreu a ruptura. Nota-se, em função da presença dos *dimples*, o aspecto dúctil da fratura nessa região. Contudo, a Figura 5.15(e) mostra a interface entre a região ferrítica, de aspecto tipicamente dúctil e a região final, já na região austenítica, com um aspecto de fratura frágil bastante marcante tanto pela presença das facetas de clivagem como das “marcas de rios”, características estas de fratura frágil.

A Figura 5.15(f) apresenta a região de arrancamento final por tração, mostrando o aspecto frágil da fratura. Nota-se novamente, o aspecto frágil da fratura (presença das facetas de clivagem e marcas de rios).

Uma análise no MEV revelou, ainda, nestes CPs ensaiados, a existência de alguns precipitados existentes no material. A Figura 5.16(a,b) apresenta alguns desses precipitados onde suas respectivas análises química, obtidas via EDS, encontram-se em anexo.

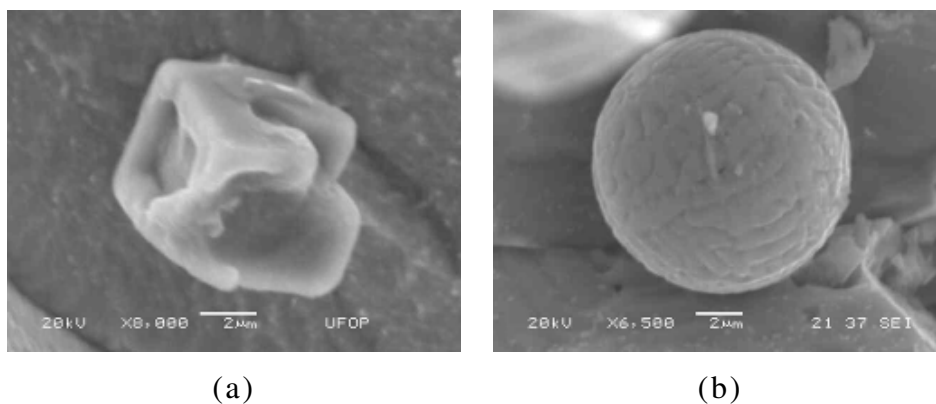


Figura 5.16 - Precipitados presentes em CPs trincados por CST; carga constante; sistema: AISI 444/AISI 316LSi; (a) inclusão de, provavelmente, nitreto de titânio (8.000X); (b) inclusão de, provavelmente, carboneto de cromo (6.500X); MEV.

A Figura 5.17 apresenta uma fotografia de um CP com pré-trinca na ZTA ensaiado sob tensão em solução aquosa contendo $MgCl_2$. Percebe-se o trincamento por CST em função da severidade desse meio. O tempo de ensaio foi de, aproximadamente, 29 horas.



Figura 5.17 - CP tipo tração-compacto trincado por CST; carga constante; pré-trinca na região da ZTA; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas contendo MgCl_2 ; $K_I \cong 85\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

O CP foi pesado antes e após o ensaio, sendo desprezível a perda de massa por este apresentada.

A Figura 5.18 (a,b,c,d) apresenta análises microfratográficas realizadas no CP com pré-trinca localizada na região da ZTA ensaiado em solução contendo 42% de MgCl_2 referente a Figura 5.17. Destaque para a região de corrosão sob tensão.

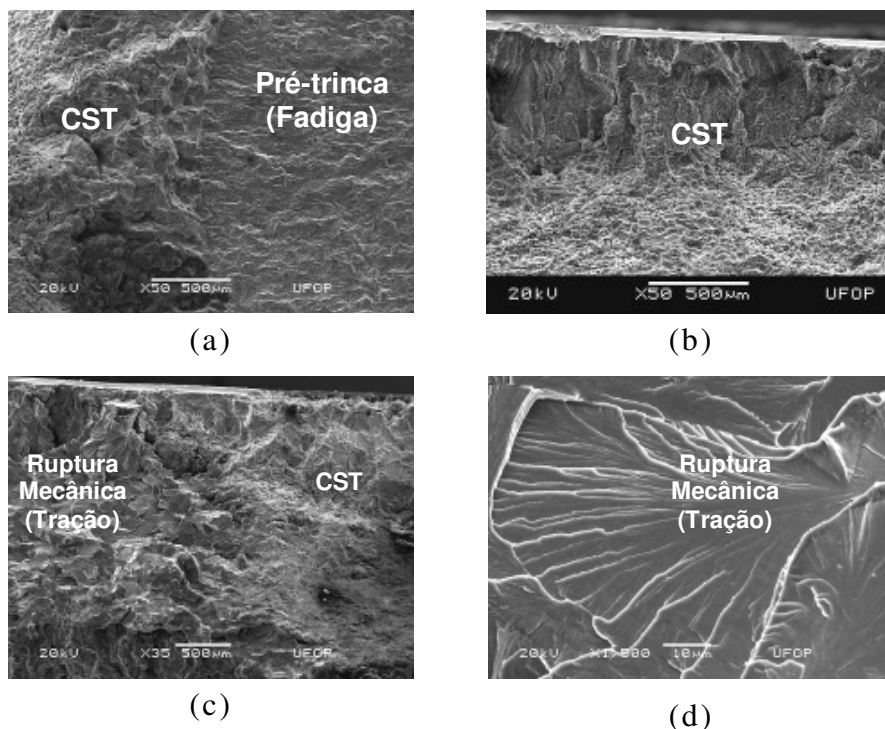


Figura 5.18 - Microfratografias de um CP trincado por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi; 42% MgCl_2 , $\text{pH} \cong 4,0$; $T \cong 143^\circ\text{C}$; (a) pré-trinca por fadiga e região de CST (50X); (b) CST (50X); (c) interface CST-ruptura mecânica (35X); (d) arrancamento final: fratura frágil (1500X); MEV.

Apesar da pré-trinca por fadiga estar localizada na região da ZTA (região ferrítica), nota-se, a partir da análise da Figura 5.18(b), a existência de uma região de aspecto frágil (presença das facetas de clivagem), evidenciando a ocorrência do fenômeno de CST para as condições de ensaio impostas.

A ocorrência desse fenômeno nessa região pode ter sofrido influência do processo de soldagem, na medida em que este afeta as características microestruturais do material, provavelmente, tornando-o susceptível à CST.

5.3.3 - Ensaio de CST com Pré-trinca no Cordão de Solda Parcial

A Figura 5.19(a,b) apresenta o resultado de um CP com cordão de solda parcial ensaiado em CST sob carga constante no eletrodo em solução aquosa contendo ácido clorídrico. O tempo de fratura foi de, aproximadamente, 108 horas.

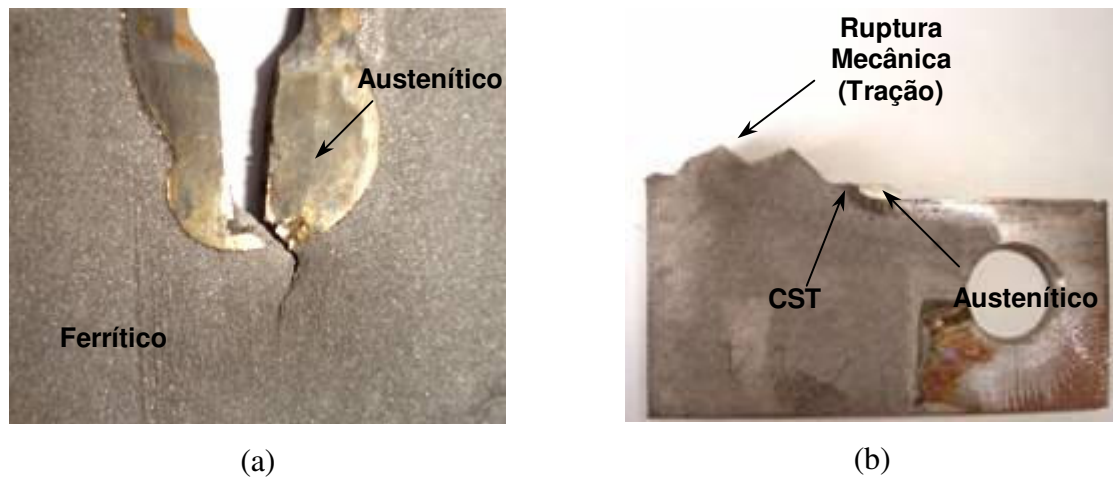


Figura 5.19 - Macrofratografias de um CP tipo tração-compacto trincado por CST; carga constante; cordão de solda parcial; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi em soluções aquosas contendo HCl; (a) evolução da trinca do austenítico (metal de adição) para o ferrítico (ZTA e metal base); (b) CP após ruptura mecânica por tração; $K_I \cong 77\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

De acordo com Cansever *et al.* (1996), os aços inoxidáveis ferríticos apresentam, tipicamente, considerável plasticidade. Esta, por sua vez, provoca o fenômeno de embotamento da trinca, dificultando sua propagação. Contudo, a análise da Figura 5.19 mostra que houve propagação da trinca da região austenítica para a região ferrítica, com a região ferrítica apresentando características de fratura frágil.

A Figura 5.20 (a,b,c,d) apresenta análises microfratográficas realizadas no CP, correspondente a Figura 5.19, evidenciando a evolução da trinca da região austenítica para a região ferrítica.

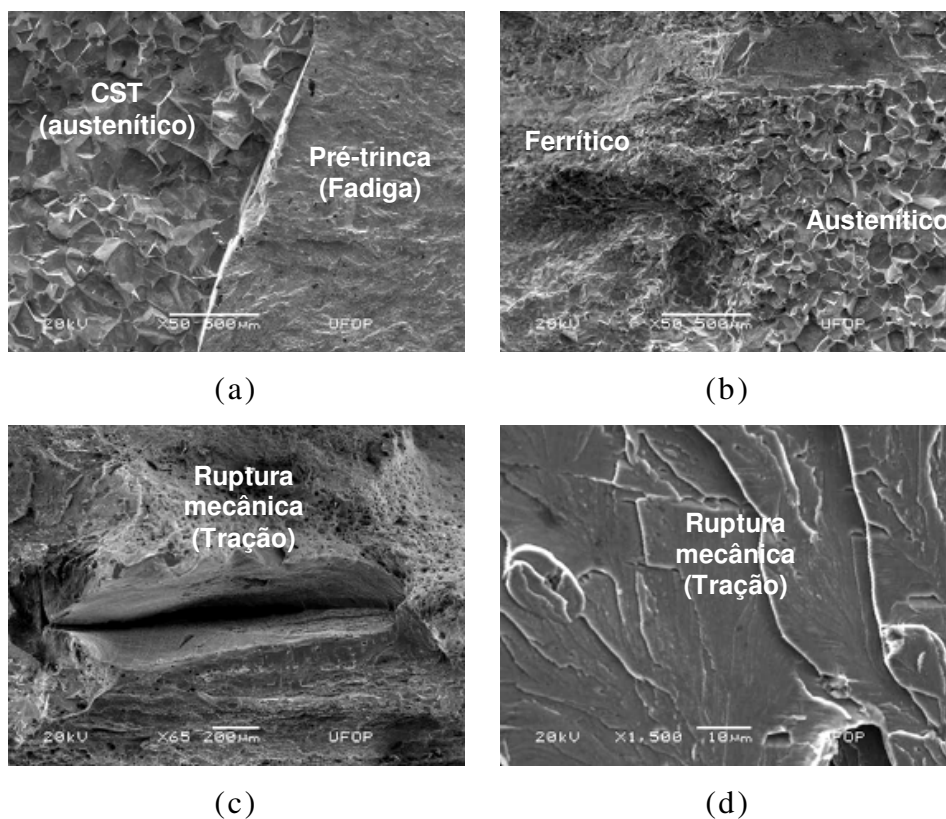


Figura 5.20 - Microfratografias de CPs trincados por CST; carga constante; sistema aço AISI 444/AISI 316LSi; meio: soluções aquosas de HCl, pH \cong 0,0, temperatura ambiente; (a) pré-trinca por fadiga e região de CST (50X); (b) CST (50X); (c) ruptura mecânica (65X); (d) região de arrancamento final (1500X); MEV.

A partir da análise da Figura 5.20, destaca-se a Figura 5.20(b), apresentando as regiões austenítica e ferrítica, ambas de aspecto frágil, com presença de facetas de clivagem, típicas do fenômeno de CST. A Figura

5.20(c) apresenta já na região ferrítica, o aspecto dúctil da fratura na etapa de ruptura mecânica por tração.

A realização de um ensaio em um CP confeccionado apenas com o aço inoxidável ferrítico AISI 444 mostrou que para as mesmas condições de ensaio impostas, isto é, solução aquosa contendo HCl, pH \cong 0,0 à temperatura ambiente e K_I aplicado de aproximadamente $77\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ que o CP não apresentou trincamento por CST para 720 horas de ensaio dentro das condições anteriormente mencionadas. Isto pode ser um indicativo de que o aço inoxidável ferrítico AISI 444 apresenta resistência a CST durante a etapa de iniciação da trinca tendo, porém, sua resistência comprometida na etapa de propagação da trinca por CST.

A Tabela V.2 apresenta os dados obtidos nos ensaios de CST sob carga constante com pré-trinca na zona fundida, ZTA e no cordão de solda parcial (CSP) para a mesma carga aplicada e iguais condições de ensaio, ou seja, ensaios realizados em solução aquosa contendo HCl, pH \cong 0,0 e temperatura ambiente. Nota-se uma pequena variação no fator de intensidade de tensão, K_I , apesar dos ensaios terem sido conduzidos sob as mesmas condições. Isso se justifica na medida em que houve variação no tamanho da pré-trinca e de entalhe nos CPs em relação aos valores inicialmente predefinidos. Como K_I é função não somente da carga aplicada, mas também do tamanho de trinca existente, o valor de K_I se alterou em função dessas variações.

Vale ressaltar que a ocorrência dessas alterações nos valores de K_I não é significativa e não altera a confiabilidade dos resultados obtidos no presente trabalho.

Tabela V.2 - Dados dos ensaios de CST sob carga constante para pré-trinca no metal de adição (CP₀₁), ZTA (CP₁₄) e no cordão parcial (CP₃₃) para as mesmas condições de ensaio.

	l (mm)	a_0 (mm)	a (mm)	P (kg)	a/W	$f(a/W)$	K_I (MPa.m ^{1/2})	% σ_{ys}	t_f (h)
CP ₀₁ (ZF)	16,10	8,90	26,10	63,23	0,52	10,35	85,35	38,01	148
CP ₁₄ (ZTA)	18,00	6,00	24,00	63,23	0,48	9,09	80,35	41,30	216
CP ₃₃ (CSP)	17,25	6,10	23,35	63,23	0,47	8,75	77,36	41,30	108

A partir dos dados da Tabela V.2, obteve-se o gráfico da Figura 5.21. Esta figura apresenta uma comparação em relação ao tempo de fratura para os CPs com pré-trinca na zona fundida (CP₀₁), ZTA (CP₁₄) e no cordão parcial (CP₃₃) ensaiados nas mesmas condições.

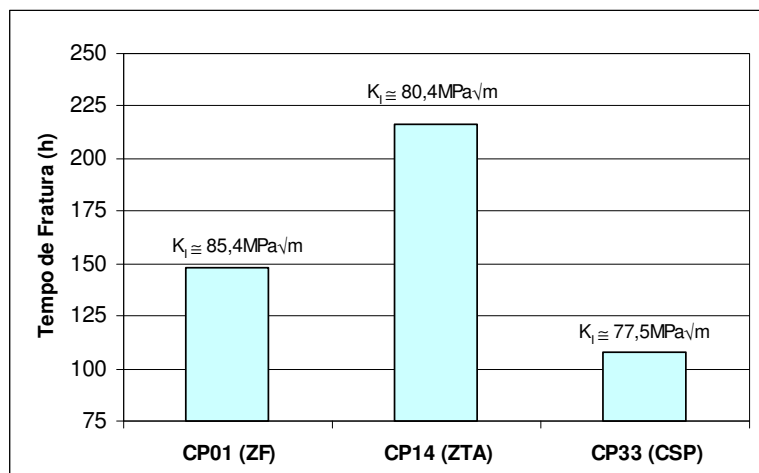


Figura 5.21 - Comparação entre CPs com diferentes localizações de entalhe e pré-trinca por fadiga; sistema AISI 444/AISI 316LSi em HCl, pH \cong 0,0 a temperatura ambiente.

De acordo com a Figura 5.21, para as mesmas condições de ensaio, o tempo decorrido até a fratura do CP foi maior para a condição de cordão de solda contínuo e pré-trinca por fadiga na ZTA. Isto pode ser explicado na medida em que se trata de uma região ferrítica, que, como já mencionado anteriormente, apresenta considerável plasticidade. Esta plasticidade dificulta a propagação da trinca, em função do embotamento que ela provoca na mesma. Desta maneira, é mais difícil a propagação da trinca, culminando em um tempo maior até a fratura do material. O pior comportamento ficou para a condição de pré-trinca no cordão de solda parcial.

Neto *et al.* (2003), Vieira *et al.* (2003), Andreykiv *et al.* (1996) e Paula (2000), em seus trabalhos, realizaram ensaios de corrosão sob tensão apenas no potencial de corrosão. Contudo, objetivando enriquecer o presente trabalho com mais informações relativas ao comportamento da junta soldada, foram realizados, também, ensaios de CST com aplicação de um potencial diferente do potencial livre de corrosão, isto é, ensaios com polarização.

A Figura 5.22(a,b) apresenta um CP ensaiado sob tensão com carga constante com aplicação de um potencial acima do potencial de corrosão, ou seja, ensaio com polarização anódica.



Figura 5.22 - CP ensaiado sob carga constante com polarização anódica; sistema: AISI 444/AISI 316LSi; solução aquosa contendo HCl; $\text{pH} \cong 0,0$; temperatura ambiente; (a) superfície de fratura; (b) ataque intenso na região do aço inoxidável ferrítico; $K_I \cong 81\text{MPa}\sqrt{m}$.

Nota-se, a partir da análise da Figura 5.22, um ataque corrosivo bastante intenso. Isso ocorreu tanto na região ferrítica quanto na região austenítica.

O CP foi pesado antes e após o ensaio onde se constatou uma perda de massa da ordem de 18% para o ensaio nessas condições e um tempo até a fratura de, aproximadamente, 102 horas.

A Figura 5.23 apresenta um CP ensaiado sob tensão com aplicação de um potencial abaixo do potencial de corrosão (polarização catódica). O CP não rompeu para um tempo de ensaio de, aproximadamente, 430 horas. A perda de massa foi da ordem de 3% para as condições de ensaio impostas.



Figura 5.23 - CP ensaiado sob carga constante com polarização catódica; sistema: AISI 444/AISI 316LSi; solução aquosa contendo HCl; $\text{pH} \cong 0,0$; temperatura ambiente; $K_I \cong 80\text{MPa}\sqrt{m}$.

A Figura 5.24 apresenta uma comparação em relação ao tempo de fratura para os ensaios realizados com e sem a aplicação de um potencial diferente do potencial de corrosão. Os ensaios foram realizados nas mesmas condições, isto é, mesmo nível de carregamento em solução aquosa contendo HCl, $\text{pH} \cong 0,0$ à temperatura ambiente.

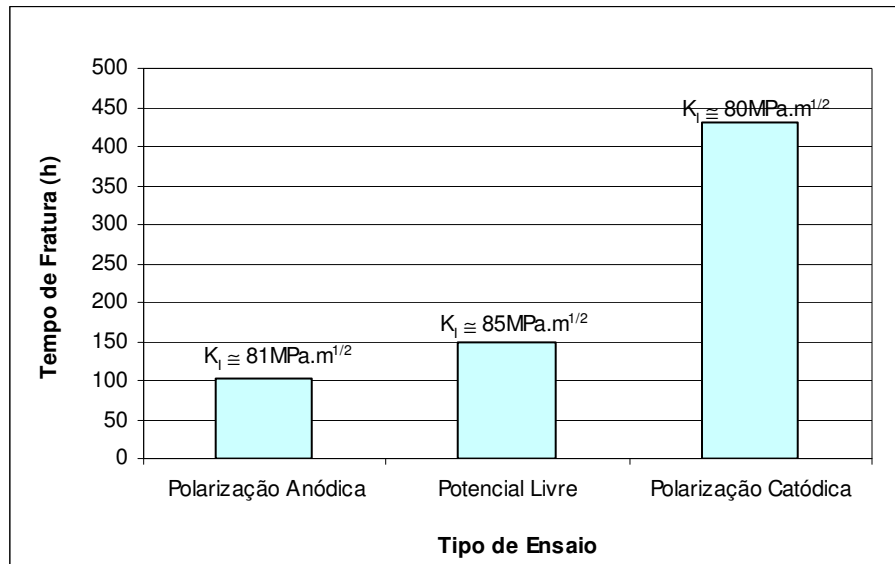


Figura 5.24 - Aplicação de potenciais nos ensaios de CST com carga constante e o tempo de fratura; sistema: AISI 444/AISI 316LSi; solução aquosa contendo HCl; $\text{pH} \cong 0,0$; temperatura ambiente.

A partir da análise do gráfico da Figura 5.24, pode-se observar que a aplicação de um potencial acima do potencial de corrosão, diminui o tempo de fratura do material. Por outro lado, a aplicação de um potencial abaixo do potencial livre de corrosão aumenta sensivelmente o tempo até a fratura do material. Ainda da Figura 5.24, apesar de os ensaios terem sido realizados nas mesmas condições, houve uma variação no valor de K_I . Como já mencionado anteriormente, isto ocorreu porque o fator de intensidade de tensão K_I é função não apenas da carga aplicada, mas também do tamanho de trinca presente na estrutura. Como houve uma variação no tamanho da pré-trinca durante a etapa de confecção desta, conseqüentemente, houve variação no valor de K_I . Contudo, ressalta-se novamente que essa variação não foi significativa, não alterando os resultados encontrados no presente trabalho.

5.3.4 - Curva Fator de Intensidade de Tensão *versus* Tempo de Fratura

Os ensaios de CST empregando-se carga constante no eletrodo foram realizados para vários níveis de carregamento. Em função dos diferentes níveis de carregamento e do tamanho de trinca presente no material, foram calculados, a partir das relações matemáticas apresentadas no capítulo 3, os respectivos valores do fator de intensidade de tensão para o modo I de carregamento, K_I . Os dados obtidos para os CPs com pré-trinca na ZF ensaiados em HCl, à temperatura ambiente e $\text{pH} \cong 0,0$ são mostrados na Tabela V.3, onde:

l : tamanho do entalhe;

a_0 : tamanho da pré-trinca;

a : tamanho da trinca inicial (entalhe + pré-trinca);

P : carga aplicada;

$f(a/W)$: polinômio obtido teórica ou experimentalmente;

K_I : fator de intensidade de tensão inicial para o modo I de carregamento;

$\% \sigma_{ys}$: percentual em relação ao limite de escoamento do material;

t_f : tempo de fratura.

Tabela V.3 - Resultados obtidos a partir dos ensaios de CST com carga constante em CPs tipo C(T) com pré-trinca por fadiga na ZF ensaiados em HCl, $\text{pH} \cong 0,0$.

	l (mm)	a_0 (mm)	a (mm)	P (kg)	a/W	$f(a/W)$	K_I (MPa.m ^{1/2})	$\% \sigma_{ys}$	t_f (h)
CP₀₆	16,80	8,00	24,80	103,53	0,50	9,54	138,05	67,58	0,47
CP₁₅	17,60	6,95	24,55	81,96	0,49	9,40	107,64	53,50	27
CP₀₈	16,25	7,30	23,55	79,68	0,47	8,86	98,62	52,01	46
CP₀₁	16,10	8,90	26,10	63,23	0,52	10,35	85,35	41,30	148
CP₀₉	17,00	7,20	24,20	51,30	0,48	9,20	65,97	33,49	284
CP₂₆	16,70	6,50	23,20	48,00	0,46	8,68	58,22	31,33	462
CP₁₃	16,20	6,80	23,00	43,60	0,46	8,58	52,28	28,46	864
CP₁₅	16,50	6,50	23,00	30,00	0,46	8,58	35,97	19,58	1000
CP₂₇	16,50	7,00	23,50	21,23	0,47	8,83	26,20	13,86	1019

Nota-se, a partir da Tabela V.3 que para determinados níveis de carregamento, os tempos de fratura foram relativamente elevados, ou seja, os ensaios foram bastante longos, o que aumenta a probabilidade de ocorrência

de problemas durante esses ensaios. A ocorrência de problemas pode levar a perda do ensaio e, conseqüentemente a perda de tempo.

O método de determinação de K_{ICST} estudado por Andreykiv *et al.* (1996) permite uma avaliação mais rápida de K_{ICST} . Isto porque este método é baseado na emissão acústica obtida à medida que a trinca por CST se propaga. Dessa forma, os autores conseguiram uma avaliação do K_{ICST} em um intervalo de tempo muito menor (cerca da metade do tempo) quando comparado com a técnica de carga constante, técnica esta utilizada no presente trabalho.

Vale ressaltar que apesar dos tempos dos ensaios realizados no presente trabalho terem sido longos para determinados níveis de carregamento, este fato não afetou a confiabilidade dos resultados aqui apresentados.

Ainda dos dados da Tabela V.3, deu-se origem ao gráfico intensidade de tensão inicial, K_I , *versus* tempo de fratura, Figura 5.25, objetivando a estimativa do fator de intensidade de tensão limiar, K_{ICST} que, conforme já definido anteriormente, é o valor abaixo da qual não há propagação de trinca por CST.

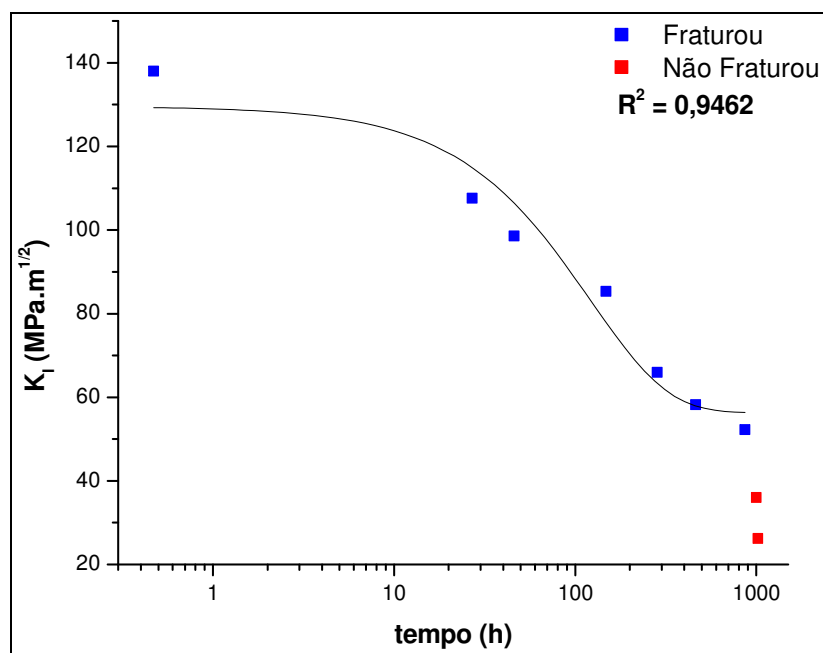


Figura 5.25 - Curva K_I *versus* tempo de fratura; sistema: aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com o consumível austenítico AISI 316LSi ensaiados em solução aquosa contendo 1M HCl, pH \cong 0,0; temperatura ambiente; pré-trinca por fadiga na ZF.

Neto *et al.* (2003) aplicou ensaios de CST com carga constante no eletrodo para vários níveis de carregamento utilizando uma máquina bastante similar à utilizada no presente trabalho (Figura 4.6). Trabalhando com o aço austenítico AISI 304 em meios contendo cloretos, Neto *et al.* encontraram a partir da obtenção de uma curva tensão inicial *versus* tempo de fratura uma tensão limiar de 250MPa, isto é, abaixo deste valor não ocorreu trincamento por CST. Cândido (1996) encontrou para o aço inoxidável duplex do tipo 2205 ensaiados em soluções aquosas contendo 42% de MgCl₂ (143°C), um valor de K_{ICST} de $12\text{MPa}\sqrt{m}$.

Contudo, no presente trabalho empregou-se os conceitos da MF. Desta forma, trabalhou-se com a curva K_I *versus* tempo de fratura e o valor limiar foi obtido na forma do fator de intensidade de tensão no vértice da trinca, K_{ICST} .

A partir da análise do gráfico da Figura 5.25, fica evidente que o aumento de K_I implica em diminuição do tempo de fratura até que um patamar é atingido para valores de K_I da ordem de $50\text{MPa}\sqrt{m}$.

Capítulo 6 - CONCLUSÕES

A partir da análise dos resultados obtidos, para as condições experimentais empregadas neste trabalho, pode-se concluir que:

- O grau de diluição para a combinação de aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com aço inoxidável austenítico AISI 316LSi foi determinado. O valor encontrado foi de 21%, número considerado normal para soldagem do tipo MIG e junta de topo;
- Ao contrário de outros tipos de combinação de aços inoxidáveis ferríticos soldados com aços inoxidáveis austeníticos, a combinação AISI 444/AISI 316LSi não apresentou ruptura durante a etapa de dobramento de CPs para os ensaios sob deformação constante no eletrodo;
- Em todos os corpos-de-prova ensaiados em corrosão sob tensão sob deformação constante no eletrodo, não se notou o aparecimento de trincas na região tracionada para um tempo de ensaio de 1.000 horas. Isso ocorreu tanto em meio contendo HCl, $\text{pH} \cong 0,0$ na temperatura ambiente, quanto em meio contendo 42% em peso MgCl_2 , $\text{pH} \cong 4,0$ em ebulição (143°C). Normalmente esse fenômeno ocorre para aços inoxidáveis austeníticos;
- Os CPs ensaiados em HCl apresentaram perda de massa significativa ao final dos ensaios. Isto ocorreu sob deformação constante e também sob carga constante. A perda de massa atingiu valores da ordem de 23% em média para um tempo de ensaio de 1.000 horas;
- A partir dos ensaios de CST sob carga constante realizados em CPs tipo tração-compacto com pré-trinca na zona fundida, ZTA e no cordão de solda parcial, ficou evidenciado que estes trincaram por CST em soluções aquosas contendo cloretos principalmente para níveis de carregamento próximos do limite de escoamento do material, onde o tempo de trincamento foi relativamente curto em relação a níveis de carregamentos menores;

- Para as mesmas condições de ensaio aplicadas, os CPs com cordão de solda contínuo e pré-trinca na ZTA apresentaram o melhor comportamento em CST em relação ao tempo de fratura. O pior comportamento ficou para a condição de cordão de solda parcial, que apresentou o menor tempo de fratura.
- Os ensaios de CST sob carga constante em CPs tipo tração-compacto com cordão de solda parcial mostraram que as trincas por CST propagaram-se nas regiões austeníticas e ferríticas nos aços;
- Em relação ao tempo de fratura no potencial de corrosão, ficou evidenciado, por meio dos ensaios de CST sob carga constante que a aplicação de um potencial catódico aumentou significativamente o tempo de fratura do CP. Ao contrário, a aplicação de um potencial anódico diminuiu significativamente este tempo de fratura;
- Ficou evidenciado, a partir de CPs submetidos a ruptura puramente mecânica por tração, o comportamento frágil na região da zona fundida onde, em princípio, este deveria ser dúctil por se tratar de um aço inoxidável austenítico que normalmente apresenta este tipo de comportamento. Suspeita-se que a origem dessa fragilidade pode estar relacionada com o elevado teor de silício por este apresentado que, apesar de melhorar a fluidez do metal de enchimento durante a operação de soldagem, pode ter promovido, como efeito maléfico, a fragilidade do material na região soldada.
- Análises microfratográficas mostraram que o tipo de fratura foi frágil com o desenvolvimento de facetas de clivagem. Isto ocorreu para região de CST e também na zona de arrancamento final por tração nos CPs;
- A partir da curva K_I versus tempo de fratura, o valor estimado de K_{ICST} para a combinação AISI 444/AISI 316LSi ensaiados em HCl, pH \cong 0,0 à temperatura ambiente é de $50\text{MPa}\sqrt{m}$.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ⇒ Utilizar um sistema preciso de medição de comprimento de trinca (variação de tensão, por exemplo) durante a etapa de propagação por CST;
- ⇒ Estudar o efeito do silício presente nos aços inoxidáveis austeníticos utilizados como metal de enchimento em juntas soldadas em relação a suscetibilidade à CST;
- ⇒ Estudar a suscetibilidade à CST em juntas soldadas do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com outros tipos de aços inoxidáveis austeníticos;
- ⇒ Estudar a suscetibilidade à CST em juntas soldadas do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com aços inoxidáveis ferríticos já existentes no mercado.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ACESITA S/A. Características Básicas e Cuidados dos Aços Inoxidáveis. 2001. 9p. Apostila. Acesita (Associada ao grupo Arcelor), Timóteo, MG.

AKSOY, M.; YILMAZ, O.; KORKUT, M.H. The Effect of Strong Carbide-Forming Elements on the Adhesive Wear Resistance of Ferritic Stainless Steel. *Wear*, v. 249, n.8, Agosto 2001. p.639-646. Disponível em <www.periodicosapes.gov.br/corrosionscience>. Acesso em: 10/03/2004.

AMBROSE, B. How to Avoid Stress Corrosion Cracking Failures: Actual Case Histories. *Stainless Steel*, p.24-27. Junho 1991.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Standart Test Method for Measurement of Fracture Toughness, 2001. Annual Book of ASTM Standart. ASTM E-1820-00

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Performing stress corrosion cracking tests in a boiling magnesium chloride solution. ASTM G-3673 (reapproved 1981). Philadelphia, USA, v. 03.02, p.209-217, 1986.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Standard recommended practice for conventions applicable to electrochemical measurements in corrosion testing - designation G3-94, In: Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia, v. 03.02, 1994.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Standard reference test method for making potentiostatic and potentiodynamic anodic polarization measurements, designation G5-94, In: Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia, v. 03.02, 1994.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Standard Practice for Preparing, Cleaning and Evaluating Corrosion Test Specimens, Designação: G1-81, p.829-834, 1981.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Recommended Practice for Making and Using U-Bend Stress Corrosion Test Specimens, Designação: G30-79, p.860-868, 1979.

ANDERSON, T.L. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications. 1991. 793p.

ANDREYKIV, O. YE; LYSAK, M. V.; SKALSKY, V. R. Method of Accelerated Evaluation of K_{ICST} under Stress Corrosion Cracking. Engineering Fracture Mechanics, v.54, n.3, Junho 1996, p.387-394. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

ASM INTERNATIONAL. Stainless Steels: Specialty Handbook. Editor Davis & Associates, 1994. 577p.

ASM INTERNATIONAL. Weldability of Ferritic Steels. 1ª Edição, Editor Norman Bailey, 1995. 285p.

ASTM - SPECIAL TECHNICAL PUBLICATION. Stress Corrosion Cracking of Metals: A State of the Art, ASTM, Philadelphia, Pa. p.3-15, 1983.

BARSON, J.M. e ROLFE, S.T. Fracture and Fatigue Control in Structures; Applications of Fracture Mechanics. 2ª Edição. Editora Englewood Cliffs, 1987. 628p.

BASTOS, I. N. Corrosão Sob Tensão do Aço Inoxidável em Meios Ácidos. Tese de Doutorado - Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1999, 232p.

BAYOUMI, M. B. The Mechanics and Mechanisms of Fracture in Stress Corrosion Cracking of Aluminium Alloys. Engineering Fracture Mechanics, v.54, n.6, Julho 1996. p. 879-889. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

BOLOTIN, V.V.; SHIPKOV, A.A. Mechanical aspects of corrosion fatigue and stress corrosion cracking. *International Journal of Solids and Structures*, v.38, n.41, Outubro 2001. p. 7297-7318. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

CALLISTER JR., W.D. *Material Science and Engineering: An Introduction*, 5ª Edição. Editora John Wiley & Sons, 2000. 852p.

CÂNDIDO, L.C. Corrosão sob Tensão de Aços Inoxidáveis Duplex em Soluções Aquosas Contendo Cloretos, na Temperatura de Ebulição, através de Diferentes Técnicas Experimentais. Tese de Doutorado - UFMG, 1996, 207p.

CÂNDIDO, L.C.; NOLASCO, V. Avaliação comportamental em Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Austenítico, em Meios Contendo Cloretos na Temperatura Ambiente. In: XX Congresso Brasileiro de Corrosão, 2000, p.01-09.

CÂNDIDO, L.C. Fundamentos de Corrosão. 2000. 42p. Apostila. Associação Brasileira de Corrosão.

CÂNDIDO, L.C. Processo de Soldagem MIG. 1996. 36p. Apostila. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto.

CÂNDIDO, L.C.; GODEFROID, L.B.; MORAIS, W.A. Análise de Falhas – ABM. 2004. 467p. Curso. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM. Belo Horizonte, 2004.

CANSEVER, N.; ÇAKIR, A.F.; ÜRGEN, M. New Accelerated Test for Studying the Susceptibility of Stainless Steels to Chloride Stress Corrosion Cracking under Salt Crust. *Corrosion Science*, v.38, n.11, Novembro 1996, p.2043-2048. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

CARBÓ, H.M. Aços Inoxidáveis: Aplicações e Especificações. 2001. 48p. Apostila. Acesita S/A.

CARVALHO, J.A.N.; BÁLSAMO, P.S.; ANDRADE, J.R.; SILVA, A.F.G. Tubos de Aço P444A para Aquecimento de Caldo em Usinas de Açúcar. 2002. 17 folhas. Relatório Técnico – Acesita S/A, 2002.

CASTANHEIRA JR., P.G. Processos de Soldagem. 1995. 40p. Apostila. Departamento de Metalurgia. Centro Federal de Educação Tecnológica de Ouro Preto.

CHAWLA, S.L; GUPTA, R.K. Materials Selection for Corrosion Control. Editora ASM International, 1995. 508p.

DIWAKAR, V.; ABHAY, K.J.; SREEKUMAR, K. Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel Bellows of Satellite Launch Vehicle Propellant Tank Assembly. Engineering Failure Analysis, v. 10, n.6, Dezembro 2003, p. 699-709. Disponível em <www.periodicosapes.gov.br/corrosionscience>. Acesso em 10/03/2004.

FARIA, R.A.; BRANDI, S. D. Avaliação das Propriedades Mecânicas e de Corrosão por Pite do Aço Inoxidável Ferrítico Tipo 444 Soldado pelo Processo MIG. 1999. 13 folhas. Relatório Técnico – Acesita S/A, 1999.

FONTANA, M.G.; GREENE, N.D. Corrosion Engineering. 3ª Edição. New York, McGraw-Hill, 1986.

FURTADO, P. Introdução a Corrosão e Proteção de Superfícies Metálicas. UFMG, Belo Horizonte, 1981. 355p.

GENTIL, V. Corrosão. Livros técnicos e científicos editora S.A., 4ª Edição, 2003, 341p.

GODEFROID, L.B. Aplicação da Mecânica de Fratura no Projeto Estrutural. 1995. 285p. Apostila. Publicação do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Minas/UFOP, 1995.

GODEFROID, L.B. Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos. 2003. Curso - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. EM/UFOP. 2003.

GODEFROID, L.B. Fundamentos de Mecânica de Fratura. 1995, 281p. Apostila. Publicação do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais EM/UFOP, 1995.

GUTMAN, E.M. Notes on the Discussion Concerning the “Surface Mobility Mechanism” of Stress Corrosion Cracking. Corrosion Science, v.45, Fevereiro 2003. p. 2105-2117. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

HAMAD, I.; YAMAUCHI, K. Intergranular Stress Corrosion Cracking Behavior of Niobium-added Type 308 Stainless Steel Weld Overlay Metal in a Simulated BWR Environment. Nuclear Engineering and Design, v.214, n.3, Junho 2003. p.205–220. Disponível em <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/2004.

HERTZBERG, R. W. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. John Wiley & Sons, 1983. 270p.

INTERNACIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. Corrosion of Metals and Alloys - Stress Corrosion Testing – Part 6: Preparation and Use of Pre-cracked Specimens, 1989. Designação: ISO 7539-6.

INTERNACIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. Corrosion of Metals and Alloys – Stress Corrosion Testing – Part 3: Preparation and Use of U-bend Specimens, 1989. Designação: ISO 7539-3.

JIANG, X.G.; CHU, W.Y.; XIAO, J.M. Fractal Analysis of Orientation Effect on K_{Ic} and K_{ISCC} . *Engineering Fracture Mechanics*, v.51, n.5, Julho 1995, p. 805-808. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

JIVKOV, A.P.; STÄHLE P. Strain-driven Corrosion Crack Growth: A Pilot Study of Intergranular Stress Corrosion Cracking. *Engineering Fracture Mechanics*, v.69, n.18, Dezembro 2002, p.2095-2111. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

JONES, D.A. Principles and Prevention of Corrosion. 1ª Edição. New York: Editora Macmillan Publishing Company – USA, 1992. 568p.

JONES, R.H. Stress-Corrosion Cracking: Materials Performance and Evaluation. AWSM International (Ohio), 1993, 448p.

KAMAYA, M.; TOTSUKA, N. Influence of Interaction Between Multiple Cracks on Stress Corrosion Crack Propagation. *Engineering Fracture Mechanics*, v.54, n.3, Outubro 2002, p. 2333-2352. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

KUEN T. The Evaluation of Intergranular Stress Corrosion Cracking Apud Cândido, L. C. Comportamento do Aço Inoxidável ABNT 304 à Corrosão Sob Tensão em Soluções Aquosas Neutras de NaCl à Temperatura de Ebulição, Utilizando a Técnica de Carga Constante. Dissertação de Mestrado, UFRGS, 1987, p.97.

LU, B.T.; CHEN, Z.K.; PATCHETT, B.M. Pitting and stress corrosion cracking behavior in welded austenitic stainless steel. *Electrochimica Acta*, v. 50, n. 6, Janeiro 2005, p. 1391-1403.

MARQUES, P.V. Tecnologia de Soldagem. 1ª Reimpressão. Fundação Cristiano Otoni – FCO. ESAB. Belo Horizonte, 2002. 352p.

MODENESI, P.J. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis, SENAI/ACESITA, 100p. 2001.

NETO, M.A.; BASTOS, I. N.; VASCONCELLOS, J.F. Simulação do tempo de Fratura por Corrosão Sob Tensão. 2003. Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Instituto Politécnico – Nova Friburgo, RJ.

NISHIMURA R.; MAEDA, Y. Metal Dissolution and Maximum Stress During Stress Corrosion Cracking Process of Ferritic (type 430) and Austenitic (type 304 and type 316) Stainless Steels in Acidic Chloride Solutions under Constant Applied Stress. *Corrosion Science*, v.46, n.3, Março 2004, p.755-768. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

OLIVEIRA, T. R.; FARIA, R. A. Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos. In: SEMINÁRIO INOX 2000. 4º, 2000, São Paulo. p.85-92.

PAULA, L.W. Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Austenítico do Tipo ABNT 304 em Soluções Aquosas, Neutras e Acidificadas, Contendo Cloretos. 2000. 84p. Dissertação de Mestrado. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, REDEMAT/UFOP, 2000.

SAITO, K.; KUNIYA, J. Mechanochemical Model to Predict Stress Corrosion Crack Growth of Stainless Steel in High Temperature Water. *Corrosion Science*, v.43, n.9, Setembro 2001. p. 1751-1766. Disponível em: <www.sciencedirect.com/science>. Acesso em: 10/03/04.

SANTOS, F.G.D.; LINS, V. C.; CASTRO M.M.R.; ARAÚJO, C.R.; NEVES, C.A.F.C. Corrosão Galvânica de Aços AISI 304 e 444 Usados na Indústria de Aquecimento Solar. In: 60º CONGRESSO ANUAL DA ABM. Julho/2005, Belo Horizonte. Livreto de Resumos, 2005. p. 21.

SEDRICKS, A.J. Corrosion of Stainless Steel. 2º Edição. New York, USA: Wiley-Interscience Publications, 1996. 436p.

TAKAYAA, S.; MIYAB, K. Application of Magnetic Phenomena to Analysis of Stress Corrosion Cracking in Welded Part of Stainless Steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v.161, n.2, Abril 2005. p. 66-74. Disponível em <www.sciencedirect.com/corrosionscience>. Acesso em: 10/03/2004.

TING, K. Problems of Stainless Steel Piping in Taiwan BWR-6 Nuclear Power Plant. *Nuclear Engineering and Design*. v.191, Abril 1999. p.245–254. Disponível em <[www.sciencedirect.com/corrosion science](http://www.sciencedirect.com/corrosion%20science)>. Acesso em: 10/03/2004.

VIEIRA, D.H.; PINTO, D.F.; CARVALHO, J.A.N.; BÁLSAMO, P.S.S.; GODEFROID, L.B.; CÂNDIDO, L.C. Estudo do Fenômeno de Corrosão em Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis. In: 60º Congresso Anual da ABM. Julho/2005, Belo Horizonte. Livro de Resumos, 2005. p. 3.

WAINER, E.; BRANDI, S.D.; MELLO, F.D.H. Soldagem: Processos e Metalurgia. Editora Edgard Blocher Ltda., 1992, 492p.

WELDING HANDBOOK (AWS). Fundamentals of Welding. 9ª Edição, Vol. 1, 2004, 373p.

WOLYNEC, S. Técnicas Eletroquímicas em Corrosão. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2003, 176p.

YOKOBORI JR., A.T. The Mechanism of Hydrogen Embrittlement: the Stress Interaction Between a Crack, a Hydrogen Cluster and Moving Dislocations. *International Journal of Fracture*, v.128, n.1, Julho 2004, p. 121-131.

ANEXOS

Análises químicas obtidas via EDS de precipitados encontrados em CPs ensaiados sob tensão.

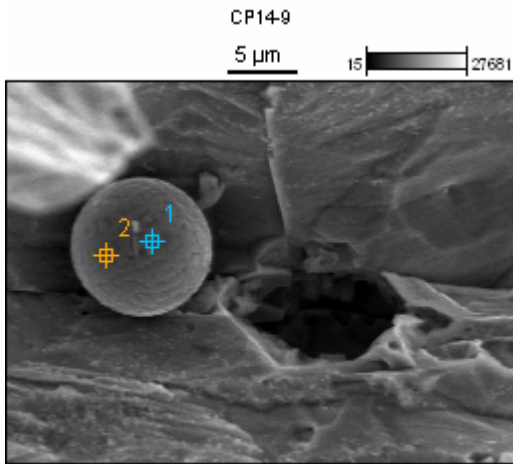
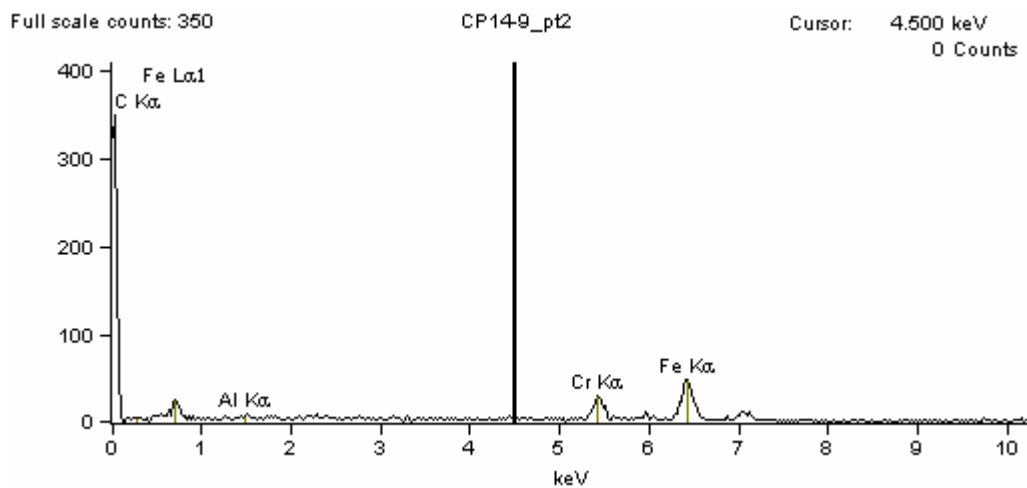
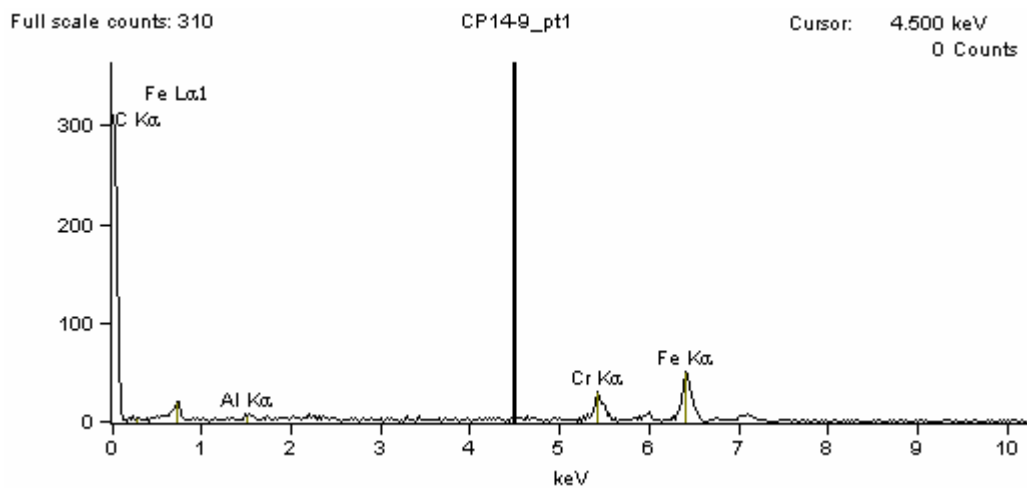


Image Name: CP14-9

Accelerating Voltage: 20.0 kV

Magnification: 3000



Net Counts

	<i>C</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>
<i>CP14-9_pt1</i>	8	0	35	323	671
<i>CP14-9_pt2</i>	16	0	45	380	789

Weight Concentration %

	<i>C</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>
<i>CP14-9_pt1</i>	3.72	36.70S	1.60	14.12	43.86
<i>CP14-9_pt2</i>	5.41	39.32S	1.57	13.11	40.58

Weight % Error

	<i>C</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>
<i>CP14-9_pt1</i>	+/-2.32	+/-0.00	+/-0.32	+/-0.96	+/-2.88
<i>CP14-9_pt2</i>	+/-1.69	+/-0.00	+/-0.28	+/-0.86	+/-1.90

Atom Concentration %

	<i>C</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>
<i>CP14-9_pt1</i>	8.32	61.66	1.60	7.30	21.12
<i>CP14-9_pt2</i>	11.43	62.29	1.48	6.39	18.42

Atom % Error

	<i>C</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>
<i>CP14-9_pt1</i>	+/-5.20	+/-0.00	+/-0.32	+/-0.50	+/-1.38
<i>CP14-9_pt2</i>	+/-3.57	+/-0.00	+/-0.26	+/-0.42	+/-0.86

Formula

	<i>C</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>
<i>CP14-9_pt1</i>	CO ₂		Al ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
<i>CP14-9_pt2</i>	CO ₂		Al ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃

Compound Concentration %

	<i>CO2</i>		<i>Al2O3</i>	<i>Cr2O3</i>	<i>Fe2O3</i>
<i>CP14-9_pt1</i>	13.62	0.00	3.03	20.64	62.71
<i>CP14-9_pt2</i>	19.84	0.00	2.97	19.16	58.02

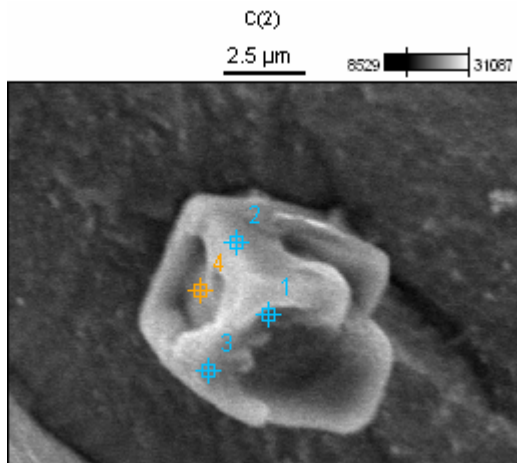


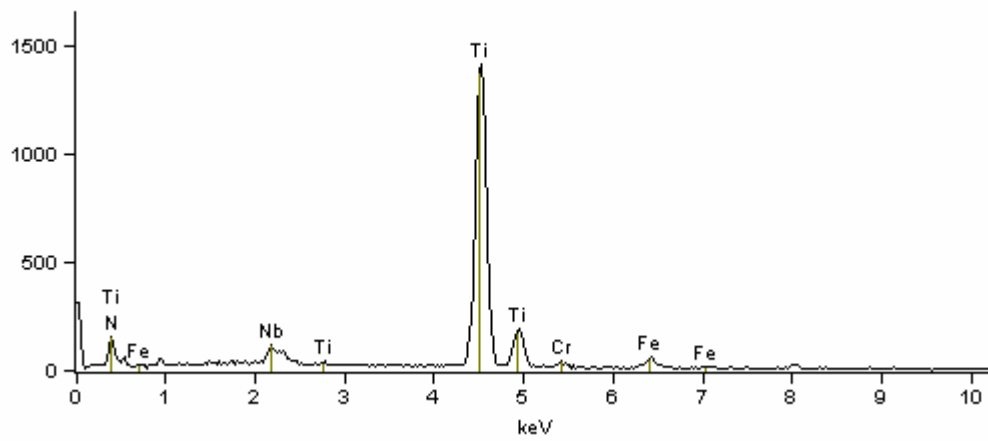
Image Name: C(2)

Accelerating Voltage: 20.0 kV

Magnification: 7000

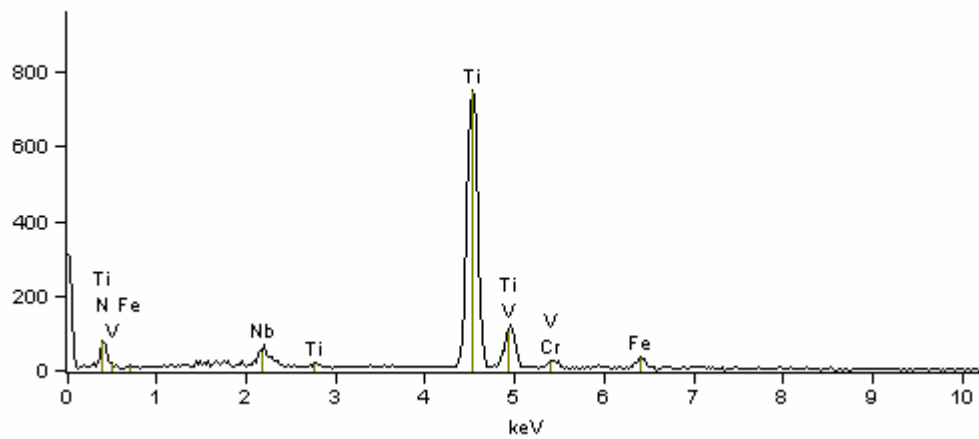
Full scale counts: 1414

C(2)_pt1



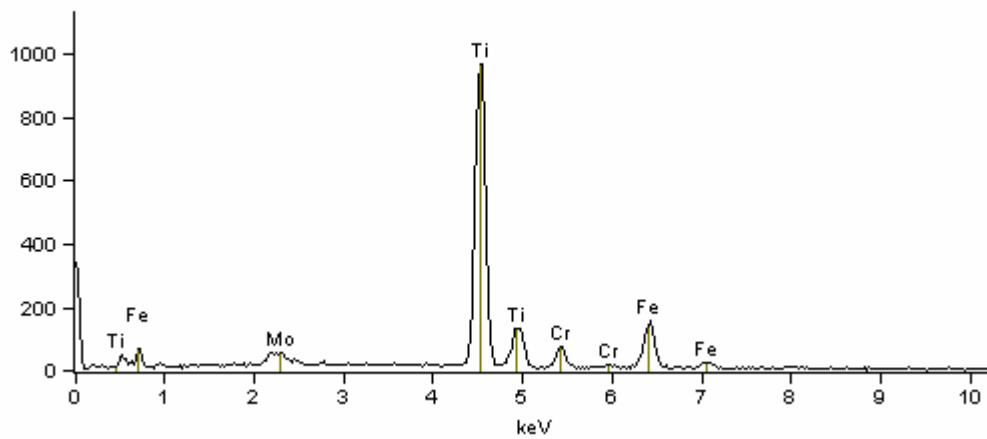
Full scale counts: 748

C(2)_pt2



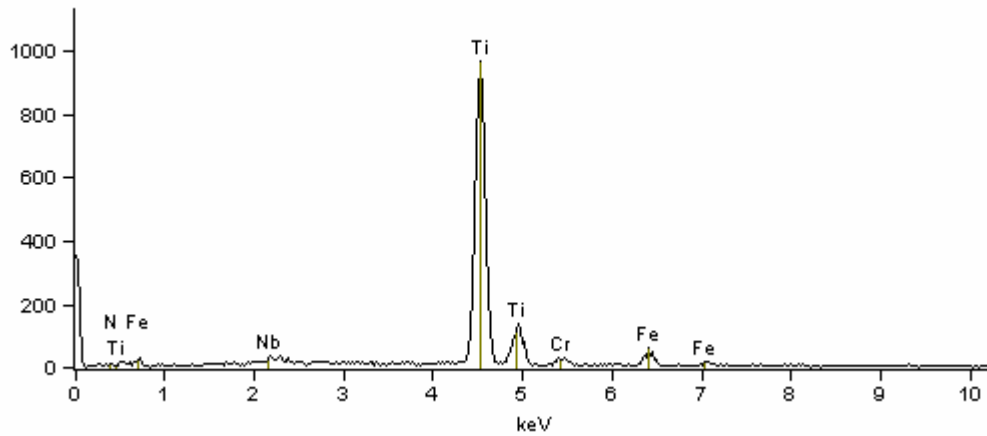
Full scale counts: 966

C(2)_pt3



Full scale counts: 965

C(2)_pt4



Net Counts

	<i>N</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Nb</i>	<i>Mo</i>
<i>C(2)_pt1</i>	481	20080		431	737	989	
<i>C(2)_pt2</i>	266	10577	237	273	405	706	
<i>C(2)_pt3</i>	0	13529		894	2286		175
<i>C(2)_pt4</i>	2	12884		338	669	149	

Weight Concentration %

	<i>N</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Nb</i>	<i>Mo</i>
<i>C(2)_pt1</i>	15.28	74.22		2.31	4.87	3.33	
<i>C(2)_pt2</i>	15.88	70.55	1.86	2.62	4.82	4.28	
<i>C(2)_pt3</i>	0.00	70.71		6.69	21.59		1.01
<i>C(2)_pt4</i>	0.12	87.24		3.41	8.27	0.96	

Weight % Error

	<i>N</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Nb</i>	<i>Mo</i>
<i>C(2)_pt1</i>	+/-1.24	+/-0.75		+/-0.19	+/-0.54	+/-0.39	
<i>C(2)_pt2</i>	+/-1.43	+/-0.93	+/-0.38	+/-0.27	+/-0.68	+/-0.32	
<i>C(2)_pt3</i>	+/-0.00	+/-0.82		+/-0.49	+/-0.93		+/-0.35
<i>C(2)_pt4</i>	+/-0.82	+/-1.03		+/-0.29	+/-0.82	+/-0.28	

Atom Concentration %

	N	Ti	V	Cr	Fe	Nb	Mo
C(2)_pt1	38.85	55.19		1.58	3.10	1.28	
C(2)_pt2	40.13	52.12	1.29	1.78	3.05	1.63	
C(2)_pt3	0.00	73.74		6.42	19.31		0.53
C(2)_pt4	0.41	88.68		3.19	7.21	0.50	

Atom % Error

	N	Ti	V	Cr	Fe	Nb	Mo
C(2)_pt1	+/-3.15	+/-0.56		+/-0.13	+/-0.34	+/-0.15	
C(2)_pt2	+/-3.62	+/-0.69	+/-0.26	+/-0.18	+/-0.43	+/-0.12	
C(2)_pt3	+/-0.00	+/-0.86		+/-0.47	+/-0.83		+/-0.18
C(2)_pt4	+/-2.86	+/-1.05		+/-0.27	+/-0.71	+/-0.15	

Formula

	N	Ti	V	Cr	Fe	Nb	Mo
C(2)_pt1	N	Ti		Cr	Fe	Nb	
C(2)_pt2	N	Ti	V	Cr	Fe	Nb	
C(2)_pt3	N	Ti		Cr	Fe		Mo
C(2)_pt4	N	Ti		Cr	Fe	Nb	

Compound Concentration %

	N	Ti	V	Cr	Fe	Nb	Mo
C(2)_pt1	15.28	74.22		2.31	4.87	3.33	
C(2)_pt2	15.88	70.55	1.86	2.62	4.82	4.28	
C(2)_pt3	0.00	70.71		6.69	21.59		1.01
C(2)_pt4	0.12	87.24		3.41	8.27	0.96	