

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO-FADIGA
NO AÇO API 5L X60 EM MEIO AQUOSO SALINO**

JUCIELE LEYTER ZILIO

Dissertação para a obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre – RS

2013

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGE3M

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO-FADIGA NO AÇO API 5L X60 EM MEIO AQUOSO SALINO

JUCIELE LEYTER ZILIO

Engenheira Química

Trabalho desenvolvido no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre – RS

2013

II

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção do título de mestre em engenharia, área de concentração Ciência e Tecnologia dos Materiais e avaliada em sua forma final, pelo orientador e pela banca examinadora do curso de pós-graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca examinadora:

- Prof. Dr. Luciano Volcanoglo Biehl, FURG
- Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos, IFRS
- Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski, UFRGS

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGE3M

Dedico esta dissertação a minha querida família pelo apoio incondicional em todos os momentos da minha vida.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais pelo amor, dedicação e apoio incondicional em mais esta etapa da minha vida.

Ao meu irmão e a minha irmã pela compreensão e apoio e pelos ótimos momentos em família.

Ao Professor Telmo Roberto Strohaecker pela oportunidade de realizar o mestrado no LAMEF, pela orientação na realização deste trabalho e compartilhamento do seu conhecimento.

Aos colegas e amigos do LAMEF que colaboraram, de uma forma ou de outra, na realização deste trabalho especialmente aos GECORIANOS e aos EX-GECORIANOS: Aldo Altenhofen, Charles Kuhn, Márcio Antunes, Marlon Corrêa, Maurício Lemos e Russel Lysyk. Muito Obrigada a todos pelo apoio e amizade!

Ao José Cláudio da Rosa Riccardi pela paciência, ajuda e incentivo.

Ao Heitor Hatwig, Jhuly dos Santos, Pedro Moraes, Ricardo Ribeiro e Tiago Renck pela ajuda.

Ao CNPq pelo apoio financeiro e incentivo à pesquisa.

Ao CENPES/Petrobras S/A por ter permitido a divulgação dos resultados dos ensaios. Agradeço em especial ao Engenheiro Fabrício Pinheiro dos Santos pela grande ajuda.

A todos as pessoas que, de alguma forma, contribuíram para a execução deste trabalho.

SUMÁRIO

| | | |
|----------|---|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 1 |
| 2 | OBJETIVOS | 4 |
| 3 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 5 |
| 3.1 | Dutos utilizados na extração e transporte de gás | 5 |
| 3.2 | Aços API | 6 |
| 3.3 | Fadiga | 7 |
| 3.4 | Corrosão-Fadiga | 12 |
| 3.4.1 | Mecanismos de corrosão-fadiga | 13 |
| 3.4.2 | Fatores que influenciam a corrosão-fadiga em condições <i>offhore</i> | 16 |
| 3.5 | Influência da presença de cloretos | 20 |
| 3.6 | Influência da presença de CO ₂ | 23 |
| 3.7 | Influência da presença de H ₂ S | 25 |
| 3.8 | Interação entre H ₂ S, CO ₂ e cloretos | 26 |
| 3.9 | Inibidores de Corrosão | 27 |
| 3.10 | Juntas Soldadas | 29 |
| 3.11 | Curva de Whöler | 32 |
| 4 | MATERIAIS E MÉTODOS | 35 |
| 4.1 | Materiais | 35 |
| 4.2 | Análise Química | 37 |
| 4.3 | Ensaio de Tração | 37 |
| 4.4 | Sistemas de ensaios | 38 |
| 4.5 | Condições estudadas | 40 |
| 4.5.1 | Primeira Condição estudada | 41 |
| 4.5.2 | Segunda Condição estudada | 41 |
| 4.5.3 | Terceira Condição estudada | 42 |
| 4.6 | Caracterização microestrutural | 42 |
| 4.7 | Análise fractográfica | 42 |
| 4.8 | Perfis de microdureza | 43 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 5 | RESULTADOS E DISCUSSÃO | 44 |
| 5.1 | Análise Química | 44 |
| 5.2 | Ensaio de Tração | 45 |
| 5.3 | Curvas de Wöhler | 45 |
| 5.3.1 | Primeira Condição estudada | 46 |
| 5.3.2 | Segunda Condição estudada | 47 |
| 5.3.3 | Terceira Condição estudada..... | 48 |
| 5.3.4 | Comparação dos resultados | 48 |
| 5.4 | Análise macrográfica | 51 |
| 5.4.1 | Primeira Condição estudada | 53 |
| 5.4.2 | Segunda Condição estudada | 55 |
| 5.4.3 | Terceira Condição estudada..... | 56 |
| 5.4.4 | Comparação das três condições estudadas | 58 |
| 5.5 | Perfis de microdureza | 58 |
| 6 | CONCLUSÕES..... | 60 |
| 7 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 61 |
| 8 | REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 62 |
| | APÊNDICE - AVALIAÇÃO QUANTITATIVA DA PERDA DE MASSA..... | 68 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 3.1: Configurações: (A) vertical, (B) catenária livre, (C) catenária complexa..... | 6 |
| Figura 3.2: Foto de um riser rígido | 6 |
| Figura 3.3: Tipos de solicitação de Fadiga..... | 9 |
| Figura 3.4: Surgimento de bandas de deslizamento..... | 10 |
| Figura 3.5: (A) Estágios de propagação da trinca e (B) Representação da superfície | 11 |
| Figura 3.6: Comparação da curva de fadiga ao ar e em meio agressivo | 12 |
| Figura 3.7: (A) dissolução anódica e (B) fragilização por hidrogênio..... | 15 |
| Figura 3.8: Principais fatores que influenciam a corrosão-fadiga em condições <i>offshore</i> . 17 | |
| Figura 3.9: Curva S-N do aço SM50A em diferentes condições | 19 |
| Figura 3.10: Efeito da temperatura na corrosão-fadiga..... | 20 |
| Figura 3.11: Influência do pH na resistência à corrosão-fadiga em meio contendo NaCl. 22 | |
| Figura 3.12: Zonas da junta soldada | 30 |
| Figura 3.13: Exemplos de trincas de fadiga | 31 |
| Figura 3.14: Curvas de Wöhler - (I) para materiais que apresentam limite de fadiga e (II) para materiais que não apresentam limite de fadiga..... | 33 |
| Figura 4.1: Segmento de tubo como recebido..... | 35 |
| Figura 4.2: Desenho esquemático do corpo de prova | 36 |
| Figura 4.3: Corpo de prova pronto para ser submetido ao ensaio..... | 37 |
| Figura 4.4: Representação esquemática do corpo de prova utilizado no ensaio de tração 37 | |
| Figura 4.5: Sistema de ensaios de corrosão-fadiga desenvolvido pelo grupo GECOR..... | 38 |
| Figura 4.6: (A) Esquema de montagem do corpo de prova e (B) de aplicação da carga.. | 39 |
| Figura 5.1: Diagramas tensão x deformação | 45 |
| Figura 5.2: Curvas de Wöhler obtidas nos ensaios | 49 |
| Figura 5.3: Macrografia da junta soldada analisada..... | 51 |
| Figura 5.4: Micrografia do Metal de Base | 52 |

| | |
|--|----|
| Figura 5.5: Micrografia do Metal de solda..... | 52 |
| Figura 5.6: Micrografia da Zona Termicamente Afetada | 53 |
| Figura 5.7: Perfil da fratura do corpo de prova 25 (a seta aponta o início da trinca)..... | 54 |
| Figura 5.8: Fratura do corpo de prova 25 | 55 |
| Figura 5.9: Perfil da fratura do corpo de prova 34 (a seta aponta o início da trinca)..... | 55 |
| Figura 5.10: Fratura do corpo de prova 34..... | 56 |
| Figura 5.11: Perfil da fratura do corpo de prova 38 (a seta aponta o início da trinca)..... | 57 |
| Figura 5.12: Fratura do corpo de prova 38..... | 57 |
| Figura 5.13: Valores de dureza conforme o local da indentação | 59 |
| Figura 5.14: Localização das indentações na junta soldada..... | 59 |

ÍNDICE DE TABELAS

| | |
|--|----|
| Tabela 4.1: Resumo das condições estudadas | 41 |
| Tabela 5.1: Composição química média encontrada e valores exigidos pela norma | 44 |
| Tabela 5.2: Dados da curva ao ar obtidos por Corrêa | 46 |
| Tabela 5.3: Resultados dos testes de corrosão-fadiga para a Primeira Condição | 47 |
| Tabela 5.4: Resultados dos testes de corrosão-fadiga para a Segunda Condição | 47 |
| Tabela 5.5: Resultados dos testes de corrosão-fadiga para a Terceira Condição..... | 48 |
| Tabela 5.6: Estimativa quantitativa do número de ciclos para o $\Delta\sigma$ de 300 MPa..... | 50 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

API: *American Petroleum Institute*

ARBL: Alta Resistência e Baixa Liga

CO₂: Gás Carbônico (ou Dióxido de Carbono)

CP: Corpo de Prova

FeS: Sulfeto de Ferro

H₂S: Gás Sulfídrico (ou Sulfeto de Hidrogênio)

MB: Metal de Base (ou Metal Base)

MS: Metal de Solda

NaCl: Cloreto de Sódio

O₂: Gás Oxigênio

pH: Potencial de Hidrogênio Iônico

PSL: *Product Specification Level*

R: Razão de carregamento

SCR: *Steel Catenary Riser*

UEP: Unidade Estacionária de Produção

ZTA: Zona Termicamente Afetada

$\Delta\sigma$: Amplitude de tensão

RESUMO

As condições para a exploração do petróleo em campos do pré-sal são mais severas que as convencionais no que se refere à pressão, temperatura, concentração de CO₂ e H₂S. Nesse contexto, os dutos responsáveis pela transferência do petróleo do fundo do mar até os tanques de armazenamento na superfície representam uma importância fundamental no processo de produção do petróleo. Dessa forma, o objetivo deste trabalho foi estudar o comportamento em corrosão-fadiga de juntas soldadas do aço API 5L X60 em solução aquosa salina contendo 115.000 ppm de cloretos e CO₂ e avaliar a influência do H₂S e do inibidor de corrosão. A ênfase na avaliação da região da solda se dá por ela ser um dos pontos mais suscetíveis a sofrer o processo de degradação por corrosão-fadiga. Nessa região, além do concentrador de tensões, são geradas tensões residuais trativas e mudanças microestruturais devido ao processo de soldagem que acarretam em queda no desempenho em fadiga na presença de meios agressivos. Neste estudo utilizou-se controle de carga sob flexão a quatro pontos, razão de carregamento de 0,1, frequência de carregamento de 0,5 Hz e *run out* de 1 milhão de ciclos. Com as curvas de Wöhler geradas, os resultados foram comparados e foi possível verificar o efeito benéfico causado pela utilização do inibidor de corrosão e o efeito deletério associado à presença de H₂S.

ABSTRACT

The conditions for the oil fields exploitation in the pre-salt are more severe than those present in usual conditions, regarding to pressure, temperature, CO₂ and H₂S concentration. In this case, the pipelines responsible for the oil transfer from the seabed to the surface storage tanks represent a fundamental importance in the production of oil. Thus, the aim of this work is to study the corrosion-fatigue behavior of welded steel API 5L X60 in aqueous salt solution containing 115.000 ppm of chlorides and CO₂, also, evaluate the influence of H₂S and corrosion inhibitor. Bearing in mind that the weld region is one of the most likely to suffer degradation process of corrosion-fatigue, due to the tensile residual stresses generated by the welding process, which are aggravated in the presence of aggressive environment. The experiments were conducted using force control in a four point bending configuration, load ratio of 0.1, loading frequency of 0.5 Hz and run out of one million cycles. With the Wöhler curves plotted, the results were compared and it was possible to verify the beneficial effect caused by the use of corrosion inhibitor and the harmful effect caused by the presence of H₂S.

1 INTRODUÇÃO

Os *risers* rígidos são dutos de produção, utilizados na extração de óleo ou gás, que possuem a finalidade de transportar o fluido produzido (óleo, gás, lama e água), desde a cabeça do poço até a Unidade Estacionária de Produção (UEP). O *riser* pode ser considerado uma das partes críticas de um sistema de produção *offshore* (em alto mar), em função de estar continuamente submetido a condições ambientais severas e a um grande número de solicitações variáveis.

Adicionalmente, em áreas remotas ou em condições *offshore*, geralmente não é viável, economicamente, a separação do petróleo bruto no próprio poço, sendo então a mistura de óleo, água e gás, transportada através dos dutos de produção.

De acordo com a profundidade da bacia, a exploração pode ocorrer em águas rasas (até 400 metros), águas profundas (400 a 1.000 metros) ou águas ultraprofundas (acima de 1.000 metros) (LOPES, 2004 *apud* FARO, 2008).

Estima-se que 45% das reservas brasileiras estão localizadas em água profundas e a previsão é de que 50% das reservas a serem descobertas estarão situadas em águas ultraprofundas. No caso do pré-sal, as rochas se estendem por 800 quilômetros na costa brasileira, abaixo de uma camada de sal com espessura média de 2.000 metros (DOMINGUES, 2010).

Aços para dutos são fabricados, tipicamente, em aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) e são classificados através da norma API 5L, do Instituto

Americano do Petróleo. As boas propriedades destes aços, tais como boa soldabilidade, tenacidade e resistência mecânica da liga, permitem sua utilização em condições mecânicas mais severas como, por exemplo, pressões mais elevadas.

As juntas soldadas de *risers* podem representar um fator crítico na integridade do duto. Os dutos soldados, quando em operação, são inevitavelmente submetidos a carregamentos dinâmicos, tanto em função da pressurização durante a operação como devido ao movimento do duto produzido por correntes marinhas e pela maré. O lado externo da solda, submetido à proteção catódica, fica em contato com a água do mar rica em cloretos e o lado interno (raiz da solda) fica em contato com a água de produção, petróleo e gases como o gás carbônico (CO_2) e gás sulfídrico (H_2S) (LEMOS, 2009). Com a intensa movimentação das marés, os defeitos e as discontinuidades na solda tornam-se concentradores de tensão que podem dar início a trincas por fadiga na estrutura podendo levá-la à falha.

As condições de processo para a exploração do petróleo em campos do pré-sal são mais severas que as atuais no que se refere à pressão, temperatura, concentração de CO_2 e de H_2S e, neste contexto, surgem inúmeros desafios operacionais. Os materiais utilizados na fabricação dos dutos estão submetidos a condições operacionais cada vez mais severas.

As estruturas projetadas precisam cada vez mais resistir às solicitações cíclicas em ambientes não agressivos (fadiga) e em ambientes agressivos (corrosão-fadiga).

Diversas falhas mecânicas inesperadas, em serviço, podem ser relacionadas, entre outras causas, aos fenômenos de corrosão-fadiga e corrosão sob tensão devido à ação do meio externo sobre o material.

A água do mar e seus sais (como, por exemplo, o cloreto) e os gases como o CO_2 e H_2S que acompanham o petróleo são muito agressivos e podem causar fissuras através de um processo de corrosão-fadiga, o que justifica o estudo nesta área. Dentre os gases dissolvidos, o CO_2 é o mais comum, promovendo a corrosão na indústria do petróleo e gás natural (TÁVORA, 2007). O H_2S pode estar presente no interior dos poços junto com o petróleo e gás produzido ou pode ser gerado por bactérias redutoras de sulfato.

Uma alternativa que a indústria do petróleo encontrou para preservar os equipamentos do processo de corrosão-fadiga é a utilização de inibidores de corrosão.

Nesse trabalho pretende-se avaliar a vida em corrosão-fadiga da junta soldada do aço API 5L X60 em meio agressivo. Os ensaios complementam um projeto realizado pelo Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LAMEF/UFRGS) em parceria com a empresa Petróleo Brasileiro S/A (PETROBRAS).

2 OBJETIVOS

O objetivo deste estudo foi estimar a vida em corrosão-fadiga da junta soldada do aço API 5L X60 em ambientes salinos aquosos contendo CO_2 e verificar a influência do H_2S e de inibidores de corrosão. Nos ensaios utilizou-se a razão de carregamento de 0,1 e a frequência de 0,5 Hz.

Além disso, sabendo-se que a curva ao ar praticamente não sofre influência da frequência, as curvas obtidas em meio agressivo foram comparadas com a curva ao ar encontrada por Corrêa (2010) para o aço API 5L X60 com razão de carregamento de 0,1 e frequência de 1 Hz.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Dutos utilizados na extração e transporte de gás

Riser é uma palavra de origem inglesa que, conforme a terminologia da norma DNV-OS-F201 (DNV, 2010), define o duto de escoamento entre o poço marítimo e a unidade flutuante. O riser pode ser definido, de uma maneira geral, como um duto que efetua o escoamento de óleo e gás do poço até a plataforma (ÁVILA, 2005).

Os *risers* são equipamentos de suma importância e, falhas nesses dutos, podem gerar grandes perdas econômicas e ambientais. Eles podem ser denominados *risers* flexíveis ou *risers* rígidos, de acordo com o material empregado na sua fabricação.

Os *risers* podem estar dispostos nas seguintes configurações geométricas: vertical (para serem utilizados em plataformas que apresentam pouco deslocamento), em catenária livre ou em alguma das configurações de catenária complexas (semelhantes aos de catenária livre, diferenciando-se pela utilização de flutuadores ou bóias mantidas submersas). As três configurações podem ser visualizadas na Figura 3.1 (ÁVILA, 2005).

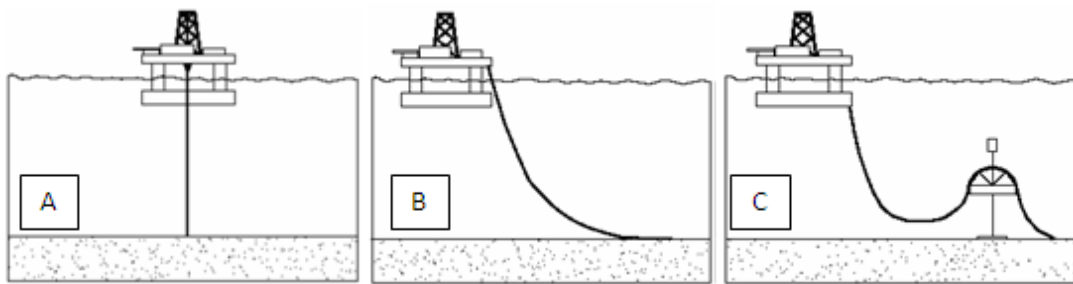


Figura 3.1: Configurações: (A) vertical, (B) catenária livre, (C) catenária complexa
Fonte: ÁVILA, 2005

Os *risers* flexíveis são compostos por camadas intercaladas de diferentes materiais, como aço e polietileno.

Os *risers* rígidos (Figura 3.2) são tubos fabricados normalmente em aço, formados por segmentos de tubos unidos por soldas circunferenciais de topo. O conceito de *riser* rígido em catenária (SCR – Steel Catenary Riser) é novo e a sua finalidade é substituir o *riser* flexível, que possui custo elevado (ÁVILA, 2005).



Figura 3.2: Foto de um riser rígido
Fonte: FARO, 2008

3.2 Aços API

Os aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) foram desenvolvidos, inicialmente, para atender as necessidades da indústria de gás e petróleo e, atualmente, são os aços mais usados para a fabricação de *risers*, por possuírem as características e propriedades necessárias. Dentre os aços ARBL utilizados na fabricação de *risers*

rígidos destacam-se os aços API que apresentam elevada resistência, boa soldabilidade, baixo nível de inclusões e boa qualidade superficial.

A API (*American Petroleum Institute*) classifica os aços, segundo a norma API 5L – Especificação para Dutos, de acordo com a sua composição e o seu limite de escoamento. A classificação é feita através das letras A, B e X e de dois algarismos seguintes às letras que representam o limite mínimo de escoamento, em ksi (lb/in²). A Norma incorpora, ainda, dois níveis distintos de especificações de produtos, indicados como PSL1 e PSL2. Tubos enquadrados na especificação PSL2 apresentam controle mais estreito da composição química do material e valores definidos de tenacidade e resistência à tração.

As qualidades API 5L A e B são utilizadas em tubulações de baixa pressão e as qualidades API 5L X42, X46, X52, X60 e X70 são utilizadas em tubulações de alta pressão (LEMOS, 2009).

Conforme a norma API 5L (API, 2004), a análise química dos aços microligados deve conter pelo menos os seguintes elementos: C, Mn, Cr, Nb, Cu, Mo, Ni, Si, Ti e V, sendo os elementos deletérios, como P e S, controlados.

O aço API 5L X60 é um aço microligado cuja confecção se dá através do processo de laminação controlada, na faixa de temperatura de 690 a 700 °C (PIOVATTO et al., 2006).

3.3 Fadiga

Após o limite de escoamento, os materiais solicitados por carregamento estático (que envolve um único ciclo), iniciam o processo de deformação plástica e, com a continuidade do carregamento, podem sofrer colapso mecânico. Entretanto, a maior parte dos materiais em engenharia é submetida a carregamentos repetidos por muitos ciclos. E, nessas condições, os materiais podem fraturar a uma tensão inferior ao limite de escoamento e ao limite de resistência. A esse tipo de falha dá-se o nome de fadiga (BELTRÃO, 2005).

A causa das falhas por fadiga é a ação simultânea de cargas cíclicas, tensões trativas e deformação plástica. Caso algum desses fatores não esteja presente, a nucleação de trincas não ocorrerá. As deformações plásticas resultantes das cargas cíclicas provocam a nucleação das trincas e as tensões trativas causam a propagação dessas trincas já nucleadas. A fadiga não é causada por tensões compressivas, a menos que a tensão compressiva resulte em tração trativa em regiões localizadas (ASM Metals Handbook *apud* HOPPE, 2002).

O alemão W. A. J. Albert, em 1829, foi o primeiro a estudar fadiga em materiais metálicos. Porém foi A. Wöhler, em 1860, que criou a primeira sistemática de investigação do comportamento de fadiga em eixos ferroviários, testes de flexão rotativa, curva S-N e o conceito de limite de fadiga.

A fadiga de baixo ciclo é considerada, pela maioria dos autores, como sendo aquela na qual a fratura ocorre com menos de 1.000 ciclos. Neste caso, a tensão e a deformação presentes são predominantemente plásticas. Já a fadiga de alto ciclo é considerada pelos pesquisadores como sendo aquela que ocorre com 1.000 ciclos ou mais e é regida pela tensão aplicada, gerando deformações macroscópicas predominantemente elásticas.

Segundo Suresh (1998), no caso de não haver trinca inicial, um componente sob solicitações de fadiga será considerado insensível ao fenômeno, quando não apresentar danos ou não propagá-los, até 10.000.000 de ciclos de carregamento.

Preferencialmente, as trincas de fadiga são nucleadas na superfície do material devido à deformação plástica ser mais facilitada nessa região onde se encontram os átomos terminais e a ligação entre eles ser mais fraca e mais vulnerável a defeitos (GAMBONI, 2011).

Em um componente mecânico, as microtrincas podem estar presentes devido ao processo de soldagem, tratamento térmico ou conformação mecânica. Em componentes livres de concentradores de tensões e com alto grau de polimento também podem surgir trincas superficiais em pouco tempo de operação.

Falhas por fadiga são causadas por solicitações alternadas. Dependendo do valor da tensão média, a solicitação capaz de produzir fadiga pode ser denominada alternada pura, alternada, repetida ou flutuante, como pode ser observado na Figura 3.3.

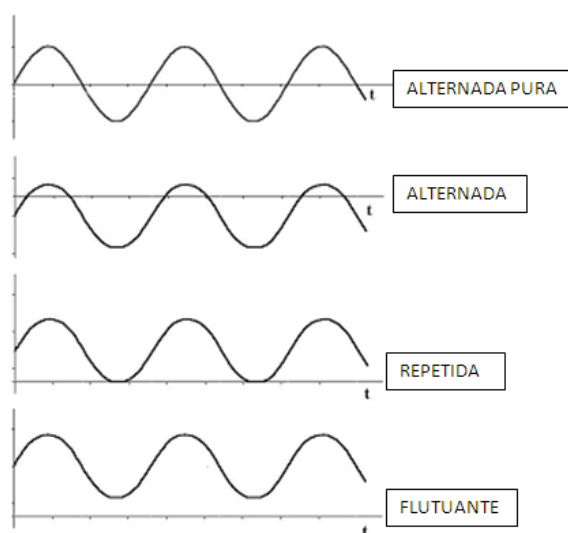


Figura 3.3: Tipos de solicitação de Fadiga
Fonte: BRANCO, 1986

O estudo da vida em fadiga fornece uma boa base a respeito do tempo útil de ligas metálicas, ou seja, quantos ciclos (carregamento mais descarregamento) o material suporta antes de romper.

Existem vários modelos para explicar a nucleação de trincas de fadiga, sendo que a maioria deles envolve o acúmulo de discordâncias na superfície devido à deformação plástica. Quando se aplica tensão alternada, o deslizamento das discordâncias nos planos de escorregamento é responsável pela criação das bandas de deslizamento persistentes que, empilhadas, formam as extrusões e intrusões (concentradores de tensões), tornando-os sítios para a nucleação das trincas de fadiga (BELTRÃO, 2005). A Figura 3.4 apresenta uma demonstração esquemática do surgimento de bandas de deslizamento na superfície quando se aplica cargas estáticas (A) e cargas cíclicas (B).

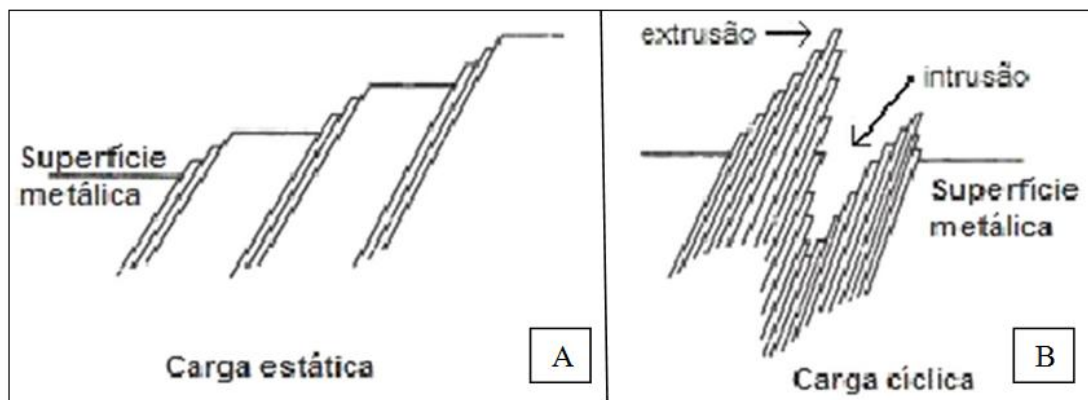


Figura 3.4: Surgimento de bandas de deslizamento
 Fonte: SCHIJVE, 2003

Existem dois enfoques distintos para a avaliação da vida em fadiga dos materiais:

- Curvas de variação de tensão por número de ciclos para a fratura (conhecidas como Curvas S-N ou Curvas de Wöhler);
- Testes de fratura (envolvendo a mecânica da fratura): metodologia que permite acompanhar o crescimento da trinca e mecanismos de propagação atuantes.

Neste trabalho foi utilizada a Curva de Wöhler.

O fenômeno da fadiga pode ser dividido em três estágios:

- I) Nucleação (iniciação das trincas): trincas por fadiga iniciam-se em singularidades ou descontinuidades e, uma vez formadas, tendem a se propagar inicialmente ao longo dos planos de alta tensão cisalhante (45°). A transição para o segundo estágio ocorre normalmente quando a trinca encontra um obstáculo em um plano de escorregamento como, por exemplo, um contorno de grão.

- II) Propagação da trinca: é o estágio mais característico da fadiga e o crescimento da trinca se dá em um plano perpendicular à direção da tensão. As tensões de tração são as responsáveis pelo crescimento da trinca neste estágio e o fenômeno é visível a olho nu.
- III) Ruptura catastrófica: corresponde ao momento em que a seção resistente diminui o suficiente para não suportar mais um ciclo de carga e rompe por sobrecarga.

Na Figura 3.5 são apresentados os três estágios do processo de fadiga (A) e também a representação da superfície de fratura de um material submetido à fadiga (B).

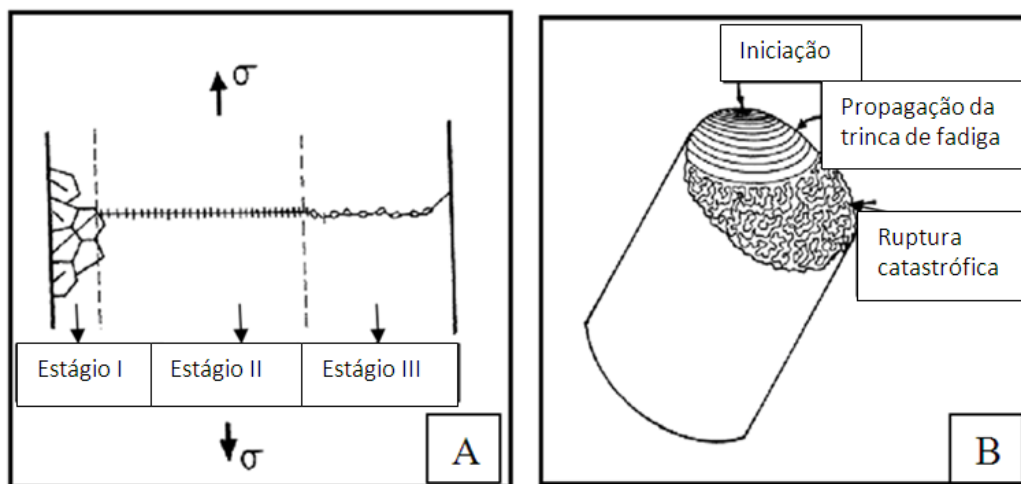


Figura 3.5: (A) Estágios de propagação da trinca e (B) Representação da superfície
Fonte: BELTRÃO, 2005

A resistência à fadiga do componente deve ser analisada de forma diferente para o período de nucleação da trinca e para o período de propagação, pois os fenômenos envolvidos são distintos.

Uma vez iniciada a trinca, o campo de tensões se torna severo nessa região e a propagação dessa trinca é cada vez mais rápida. A área do componente fica menor, provocando a falha do mesmo (ANTUNES, 2008).

3.4 Corrosão-Fadiga

A corrosão-fadiga pode ser entendida como um fenômeno de degradação, causado pela sinergia entre as solicitações mecânicas cíclicas e a natureza corrosiva do ambiente (TADA, 2000). Essa condição pode reduzir a vida operacional dos equipamentos e componentes expostos a ela (JIVKOV, 2003). O dano causado pela ação conjunta desses fatores normalmente é maior do que a soma dos danos causados por cada um dos fatores agindo separadamente.

Segundo Gentil (2011), quando o material é ensaiado em um meio corrosivo, a sua vida em fadiga diminui e não é detectado um limite de fadiga específico. Além disso, a imersão prévia do material no meio agressivo, antes da aplicação dos esforços mecânicos, também diminui o limite de fadiga. A Figura 3.6 apresenta a comparação da curva de fadiga ao ar e em meio agressivo.

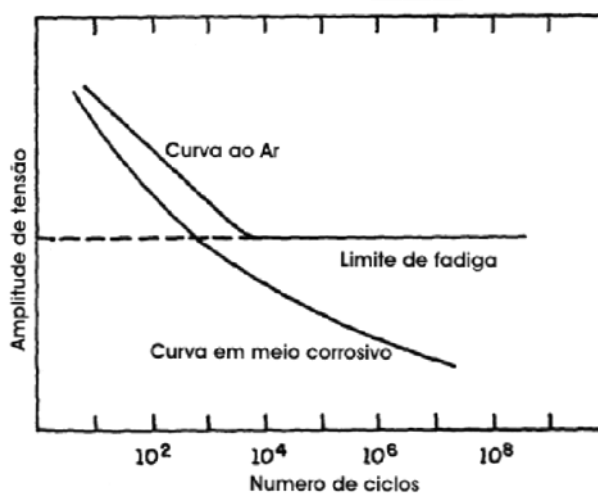


Figura 3.6: Comparação da curva de fadiga ao ar e em meio agressivo
Fonte: PANASSION, 1993

Yarema (2007) apresentou em seu trabalho, algumas considerações gerais, baseadas em dados experimentais, sobre corrosão-fadiga:

- A superfície de fratura por corrosão-fadiga apresenta uma quantidade bem maior de pontos de nucleação de trincas do que em fadiga pura;

- A fratura por corrosão-fadiga tem caráter misto em função de depender da intensidade da corrosão e do nível de carregamento cíclico. Porém só são atribuídas à corrosão-fadiga as situações nas quais a curva de fadiga é decrescente e a corrosão afeta diretamente a resistência à fadiga;
- Quanto maior for a resistência à corrosão no meio de trabalho, menor será a influência negativa do meio na redução da resistência à fadiga do material. Dessa forma, a durabilidade em fadiga de um material submetido à corrosão praticamente não depende da sua resistência à fadiga ao ar. Assim, aços de médio e alto carbono e de baixa liga não apresentam vantagens no comportamento em corrosão-fadiga se comparados com aços comuns de baixo carbono e baixa resistência;
- O ar atmosférico é pouco agressivo, mas pode reduzir a resistência à fadiga do metal, dependendo das propriedades do mesmo. Entretanto, os componentes ativos do ar (oxigênio e vapor d'água) são os responsáveis pelos efeitos negativos;
- A ação combinada de concentradores de tensões e meios corrosivos reduz mais a resistência do material do que se esses dois fatores fossem considerados separadamente.

3.4.1 Mecanismos de corrosão-fadiga

O mecanismo de iniciação da trinca em corrosão-fadiga é função tanto do material como do ambiente. As bandas de escorregamento formadas pelo processo de intrusão e extrusão em meios agressivos favorecem a adsorção de espécies fragilizantes (como o oxigênio ou o hidrogênio) ou a formação de camadas de óxidos que dificultam a reversibilidade das intrusões/extrusões. Os dois mecanismos de corrosão-fadiga mais aceitos atualmente são a fragilização por hidrogênio e/ou a dissolução anódica preferencial (SURESH, 1998).

Apesar de ocorrerem simultaneamente, a maioria dos pesquisadores considera os mecanismos de fragilização por hidrogênio e dissolução anódica preferencial como

sendo competitivos e que somente um deles será relevante para a falha em corrosão-fadiga.

A fragilização por hidrogênio é um processo complexo de ser explicado e que só é possível quando o material se encontra em um meio onde há a presença de hidrogênio na forma atômica. As etapas do processo incluem a adsorção de hidrogênio atômico na interface entre o metal e o meio, a difusão do hidrogênio pela estrutura cristalina em virtude do gradiente de concentração e a retenção do hidrogênio em “armadilhas”, que podem se dar, por exemplo, na forma de inclusões ou de uma segunda fase. O hidrogênio presente gera tensões no material, reduzindo a ductilidade e aumentando a possibilidade de nucleação e propagação de trincas. Essa condição fragiliza o material e pode levá-lo à fratura com solicitações inferiores as que o mesmo suportaria em condições normais de operação (CARVALHO, 2012).

O mecanismo de dissolução anódica preferencial consiste no aumento da taxa de crescimento da trinca com a dissolução de regiões preferenciais que se tornam anódicas em relação ao restante do material. Após a ruptura da camada passiva, o metal exposto age como ânodo e a camada passivada remanescente funciona como cátodo, completando o circuito eletroquímico que favorece a reação de dissolução localizada (JIVKOV, 2003).

Os mecanismos envolvidos nos processos de fragilização por hidrogênio e dissolução anódica preferencial são basicamente os mesmos envolvidos na corrosão sob tensão (SURESH, 1998). A corrosão sob tensão é usualmente definida como sendo um processo de fratura frágil causado pela ação simultânea de tensões trativas de natureza estática e um meio corrosivo (GOMES, 2003).

A Figura 3.7 (A) apresenta uma ilustração esquemática do processo de dissolução anódica onde (1) corresponde à ruptura de filme de óxido, (2) dissolução do metal, (3) passivação e (4) ruptura de filme de óxido. Já a Figura 3.7 (B) apresenta uma ilustração esquemática do processo de fragilização por hidrogênio na qual (1) corresponde à difusão da espécie ativa, (2) redução, (3) recombinação do átomo de

hidrogênio adsorvido, (4) difusão superficial do átomo adsorvido, (5) absorção de hidrogênio pelo metal e (6) difusão do hidrogênio absorvido.

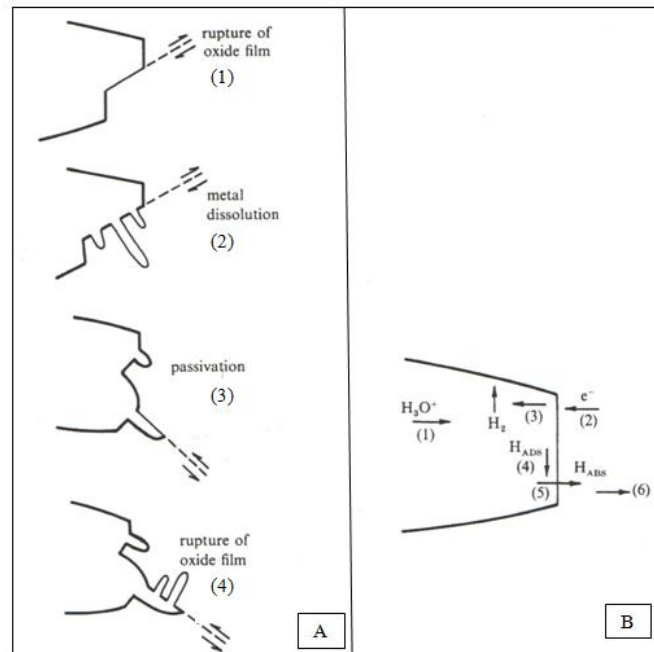


Figura 3.7: (A) dissolução anódica e (B) fragilização por hidrogênio
Fonte: SURESH, 1998

No processo de iniciação de trincas de fadiga, a influência do meio aquoso é muito mais expressiva do que a influência do meio gasoso. A explicação do mecanismo da fratura por corrosão-fadiga em ambientes aquosos pode estar associada a um ou mais dos seguintes fatores, embora nenhum destes fatores possa explicar completamente a iniciação de uma trinca (DOS SANTOS, 2006; GOMES, 2003):

- Concentração de tensões na base de *pites* criados pelo meio corrosivo, seguida da progressão de trincas predominantemente transgranulares e sem muitas ramificações;
- Ataque eletroquímico na região de maior deformação plástica que age como ânodo e o metal não deformado agindo como cátodo. O ataque pode ser mais severo se a área anódica for menor que a área catódica, o que justifica a existência de trincas finas e com poucas ramificações;

- Ruptura de filme protetor pelos ciclos de deformação e consequente ataque eletroquímico nestas regiões;
- Redução da energia superficial causada pela adsorção das espécies na fissura, promovendo a propagação de microtrincas.

3.4.2 Fatores que influenciam a corrosão-fadiga em condições *offhore*

A Figura 3.8 mostra os inúmeros fatores que influenciam na corrosão-fadiga e, dessa forma, dá uma ideia da complexidade que é analisá-los, principalmente em função de que a modificação de um dos fatores listados pode influenciar os outros.

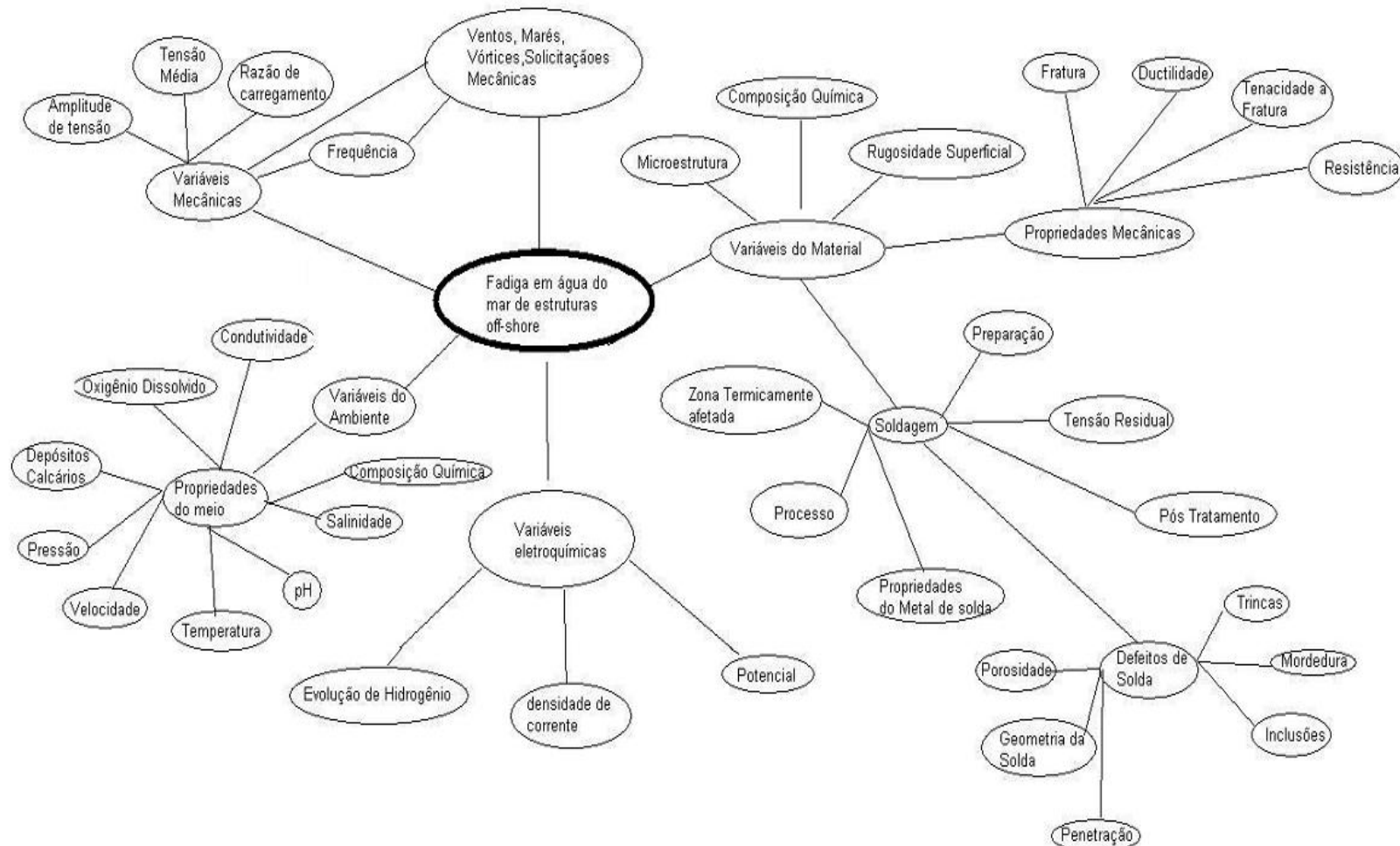


Figura 3.8: Principais fatores que influenciam a corrosão-fadiga em condições *offshore*
 Fonte: HARTT, 1990

Em função da inviabilidade em se descrever a influência de todos esses fatores que influenciam no processo de corrosão-fadiga em condições *offshore*, nesse trabalho serão descritos somente os principais. São eles:

- Amplitude de tensão;
- Razão de carregamento;
- Frequência de carregamento;
- Tamanho de grão;
- Temperatura.

Para um aço exposto ao ar e submetido a uma **amplitude de tensão** ($\Delta\sigma$) constante, a vida em fadiga aumenta à medida que a amplitude do ciclo de tensão diminui até atingir o limite de fadiga. Para a corrosão-fadiga em soluções salinas, a curva de Wöhler continua a decrescer e não apresenta o limite de fadiga. A Figura 3.9 apresenta a influência da amplitude de tensões no comportamento de fadiga ao ar e em ambiente salino para o aço SM50A. No regime de alto ciclo, para amplitudes de tensão menores, o ambiente interfere mais na redução da resistência em corrosão-fadiga. Para amplitudes de tensão mais altas, a curva ao ar e em água salina geralmente são convergentes (JASKE et al., 1981).

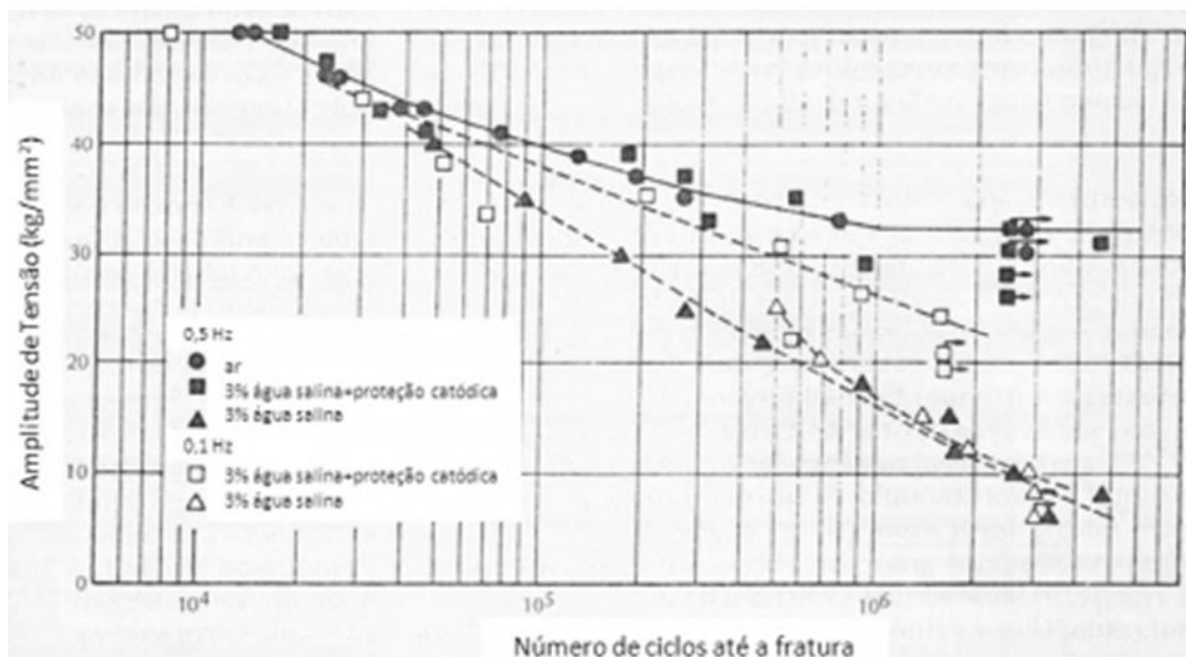


Figura 3.9: Curva S-N do aço SM50A em diferentes condições
 Fonte: JASKE et al., 1981

O aumento da **razão de carregamento** (R) provoca a redução na amplitude de tensões. Na prática, a maioria dos estudos trabalha com R constante e igual a 0,1 em função de ser uma condição frequentemente encontrada em campo (CORRÊA, 2010).

A corrosão-fadiga depende principalmente da **frequência de carregamento**, da amplitude de carregamento, do tempo de exposição e das condições corrosivas. Uma das dificuldades em se realizar ensaios de corrosão-fadiga é que, para se obter resultados válidos, deve-se trabalhar com frequências muito baixas (da ordem de 0,1 a 1 Hz) para permitir que haja tempo para que as reações químicas ocorram. Isso faz com que o tempo necessário para construir uma curva de corrosão-fadiga seja bastante longo. A frequência típica das tensões de fadiga para estruturas *offshore*, tanto em águas rasas quanto em águas profundas, varia de 0,05 a 0,5Hz (HARTT, 1990). Por outro lado, a curva de fadiga ao ar praticamente não sofre influência da frequência de carregamento.

Na corrosão-fadiga, a influência do **tamanho de grão** na iniciação ou propagação de trinca depende do meio a que ele está submetido e se reflete no modo de fratura. Em

ambientes inertes, a propagação de trinca é gerada ao longo de uma banda de deslizamento transgranular e a taxa de crescimento de trinca normalmente diminui com o aumento do tamanho de grão (DOS SANTOS, 2006).

Em **temperaturas** elevadas, as reações químicas de corrosão e dissolução ocorrem com mais facilidade do que em temperatura ambiente. Por este motivo, o aumento da temperatura tende a reduzir a vida em fadiga. Observando-se a Figura 3.10, pode-se verificar que, dependendo da faixa de tensão, uma variação de 15°C para 45°C pode reduzir cerca de 30% a vida em fadiga (BRANCO, 1986).

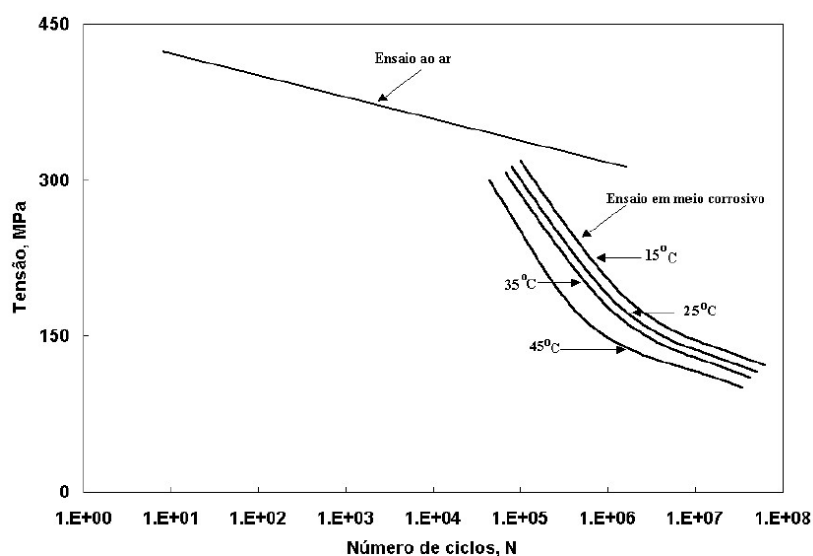


Figura 3.10: Efeito da temperatura na corrosão-fadiga
Fonte: BRANCO, 1986

3.5 Influência da presença de cloretos

Meios contendo sais de cloreto são comumente encontrados na produção de petróleo. A concentração de sais na água produzida é superior à encontrada na água do mar. A concentração de íons cloreto na água do mar é em torno de 3,5 % e a condutividade média é de 3.000 S.m^{-1} (MODESTO, 2008). O pH da água do mar fica em torno de 8,2.

A água do mar e seus sais, que acompanham o petróleo, são eletrólitos muito agressivos e podem causar fissuração através de um processo de corrosão-fadiga. Este processo poderia envolver um mecanismo de dissolução anódica ou fragilização pelo hidrogênio a partir de uma corrosão localizada (como pites ou frestas) que funcionaria como nucleante do processo ou ainda a partir da corrosão generalizada onde uma das reações catódicas é a redução do íon hidrogênio a gás hidrogênio (GENTIL, 2011).

Estudos do comportamento de aços sujeitos à corrosão por água salgada mostraram que (DOS SANTOS, 2006):

- Exceto os elementos de liga que aumentam a resistência geral à corrosão, as adições não influenciam na resistência à corrosão-fadiga;
- Aços inoxidáveis são mais resistentes do que aços de baixa liga ou aço ao carbono;
- A resistência à corrosão-fadiga em todos os aços é menor em água salgada do que em água potável.

Na extração de petróleo em águas profundas, a concentração de cloretos pode chegar a 115.000 ppm (WATER-RESOURCES INVESTIGATIONS REPORT, 2003 *apud* KRAUSPENHAR, 2012).

O pH da solução influencia bastante na resistência à corrosão-fadiga. Em estudos com aço carbono exposto à solução de NaCl 3,5%, verificou-se que (DOS SANTOS, 2006):

- Em soluções com $\text{pH} > 10$: a resistência à corrosão-fadiga aumenta acentuadamente;
- Em soluções com pH entre 4 e 10: o aumento da resistência à corrosão-fadiga é pouco significativo;
- Em soluções com $\text{pH} < 4$: há uma redução bastante acentuada da resistência à corrosão-fadiga.

A Figura 3.11 mostra claramente o efeito da redução da resistência à corrosão-fadiga com a diminuição do pH. Os corpos de prova ensaiados eram de baixo carbono expostos a uma solução de 3% de NaCl a 322 MPa, em contato com o ar.

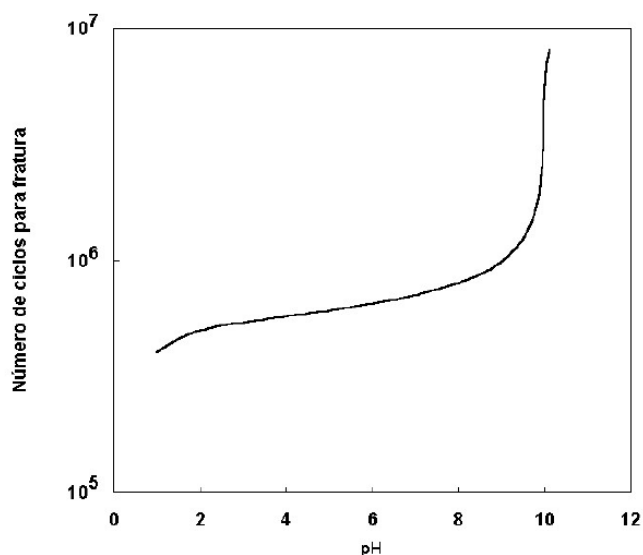


Figura 3.11: Influência do pH na resistência à corrosão-fadiga em meio contendo NaCl
Fonte: BRANCO, 1986

Bastian et al. (1989 *apud* BELTRÃO, 2005) realizaram o estudo da propagação da trinca de fadiga em um aço 12Ni-5Cr-3Mo em solução 3% de NaCl ensaiado com frequências de carregamento entre 0,1 e 10Hz. Os resultados mostraram o aumento na taxa de propagação das trincas de fadiga em presença da solução de NaCl, sendo mais pronunciado para a frequência de 0,1 Hz. Para a frequência de 10 Hz, a taxa de propagação aproximou-se da taxa de propagação ao ar. Observou-se também que a frequência não influenciou a taxa de propagação da trinca ao ar (a taxa é a mesma para as frequências entre 0,1 e 10 Hz). O autor menciona que esse comportamento também é observado em outros aços, ligas de alumínio e titânio.

3.6 Influência da presença de CO₂

A corrosão por dióxido de carbono (CO₂) é frequentemente encontrada na indústria de petróleo e gás natural e ocorre em todos os estágios de produção, desde a prospecção até as instalações de processamento (TÁVORA, 2007). Estima-se que a corrosão por CO₂ esteja relacionada (ou seja, diretamente responsável) a 60% das falhas encontradas em campos de produção (LEMOS, 2009).

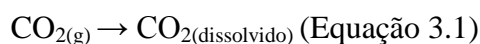
Os novos campos de produção de petróleo descobertos, na camada do pré-sal, possuem uma concentração de CO₂ maior que nos campos maduros e fora do pré-sal.

O CO₂ por si só, independentemente da quantidade, não é corrosivo. Entretanto, se dissolve em contato com a água para uma determinada pressão. O equilíbrio formado produz ácido carbônico que é um forte agente corrosivo para o aço-carbono. A corrosividade do ácido carbônico pode ser superior a qualquer outro ácido completamente dissociado em um mesmo pH.

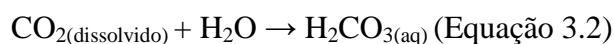
A solubilidade do CO₂ na água é diretamente proporcional à pressão e inversamente proporcional à temperatura. O aumento da temperatura também tende a aumentar a cinética da reação do ácido com a superfície do aço, causando um aumento da corrosividade (BRAVIM, 2009).

As etapas que envolvem o CO₂ são as seguintes:

- Inicialmente o CO₂ gasoso, presente no meio, é solubilizado na água:



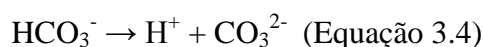
- O CO₂ dissolvido sofre hidratação formando ácido carbônico que reduz o pH da fase aquosa do fluido. Na etapa catódica da reação ocorrem as seguintes reações (Equações 3.2, 3.3 e 3.4) (ADDOR, 2009):



- Em seguida, ocorre a primeira dissociação do ácido carbônico:



- A seguir, o íon bicarbonato se dissocia formando H^+ e o íon carbonato (CO_3^{2-}):



Em meio aquoso, a taxa de corrosão de um aço é um processo eletroquímico que envolve a dissolução anódica do ferro e a evolução catódica do hidrogênio. A reação global é (NĚSIC, 2007 *apud* DOMINGUES, 2010):



Algumas vezes, as reações eletroquímicas são acompanhadas de formação de filmes de $FeCO_3$ (e/ou Fe_3O_4 no caso particular de altas temperaturas) que, dependendo das condições sob as quais eles são formados, podem ser protetivos ou não protetivos (NĚSIC, 2007 *apud* DOMINGUES, 2010). Se a taxa de precipitação do carbonato de ferro ($FeCO_3$) for inferior à taxa de corrosão do aço, a camada de precipitado não consegue aderir à parede metálica com eficiência, tornando-a porosa e não-protetora, mesmo com altas espessuras. Caso a taxa de precipitação do sal seja superior à taxa de corrosão, a camada torna-se densa e estável. Além disso, a temperatura é crítica para a formação de camadas protetoras. Para temperaturas acima de $60^\circ C$, a saturação do sal é elevada e é formada a camada protetora (ADDOR, 2009).

A corrosão por CO_2 é influenciada por muitos parâmetros, incluindo-se parâmetros ambientais, físicos e variáveis metalúrgicas. Todos esses parâmetros são interdependentes e podem interagir de diversas formas para influenciar a corrosão por CO_2 . Os parâmetros ambientais incluem a composição química da solução, pressão parcial de CO_2 , temperatura, pH e presença de O_2 (KERMANI et.al., 2003 *apud* DOMINGUES, 2010).

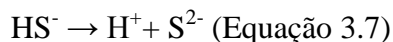
Maiores pressões parciais de CO_2 aumentam a taxa de corrosão, pois causam redução no pH e aumentam a taxa de reação de redução do ácido carbônico (NĚSIC, 1994 *apud* GOMES, 2005).

3.7 Influência da presença de H₂S

O sulfeto de hidrogênio (H₂S) é um gás de odor desagradável, corrosivo e tóxico. O H₂S, normalmente, está associado aos campos de petróleo e a alguns tratamentos de efluentes industriais (MAINIER et al., 2007).

O H₂S é solúvel em água e sua diluição libera hidrogênio atômico que pode difundir-se pela parede dos equipamentos. O sulfeto ferroso produzido geralmente adere à superfície do aço como pó preto ou incrustação. Esta incrustação de FeS atua como cátodo para o aço, podendo originar corrosão por pites. O gás é considerado corrosivo quando a concentração de H₂S é maior que 20 ppm (BRAVIM, 2009).

O sulfeto de hidrogênio dissolvido sofre duas etapas de dissociação (ADDOR, 2009):



A etapa anódica da reação mostra a formação do sulfeto de ferro e as reações variam de acordo com o pH do meio (ADDOR, 2009):

- Em meio ácido: $\text{Fe} + \text{H}_2\text{S} \rightarrow \text{FeS} + 2\text{H}^+$ (Equação 3.8)
- Em meio neutro: $\text{Fe} + \text{HS}^- \rightarrow \text{FeS} + \text{H}^+ + 2\text{e}$ (Equação 3.9)
- Em meio básico: $\text{Fe} + \text{S}^{2-} \rightarrow \text{FeS} + 2\text{e}$ (Equação 3.10)

O produto de corrosão neste caso é o sulfeto de ferro (FeS) e a camada formada por este composto é catódica em relação a parede metálica do duto, aumentando a agressividade do processo corrosivo, caso sua aderência apresente alguma instabilidade (ADDOR, 2009).

A presença de H₂S no fluido sendo transportado exerce influência significativa na dissolução do ferro e na entrada de hidrogênio no metal, seja pela redução do pH ou pela presença do íon HS⁻, considerado o inibidor efetivo do processo. Desta forma, grande parte do hidrogênio que reagiria formando H₂ e deixaria rapidamente a superfície do metal na forma de bolhas, permanece mais tempo na superfície, aumentando a entrada do mesmo no

material. Além desse aspecto, o H_2S pode atuar diretamente como fonte de H^0 ao corroer o metal (MAZZEI, 2009).

A exposição ao H_2S , particularmente em baixas temperaturas e baixo pH, pode levar ao trincamento sob tensão em presença de sulfeto (*Sulfide Stress Cracking*) (CHAFFIN et al. 2008, *apud* KRAUSPENHAR, 2012). O trincamento sob tensão em presença de sulfetos ocorre principalmente em cordões de solda circunferenciais e bocais, apresentando, mais frequentemente, trincas transversais ao cordão. Geralmente este trincamento está associado a regiões duras da zona termicamente afetada. Porém, raramente, as trincas se restringem a esta área (JAMBO, 2005).

A corrosão sob fadiga de aços-carbono na presença de H_2S é função da dureza do aço, da tensão aplicada, dos movimentos cíclicos e/ou alternados, da concentração de H_2S e do pH (MAINIER, 2007).

3.8 Interação entre H_2S , CO_2 e cloretos

Dutos que tenham a presença concomitante de CO_2 e H_2S têm a formação das camadas de sais resultantes das reações destes gases modificadas. Em temperaturas mais baixas (até 80 °C) o sulfeto de ferro forma uma película meta-estável sobre a superfície metálica reduzindo a taxa de corrosão. Acima disto, a combinação CO_2/H_2S /cloretos faz com que a camada de carbonato de ferro tenha maior dificuldade de se formar em presença do H_2S gerando taxas de corrosão maiores do que as obtidas em meios contendo apenas o CO_2 (ADDOR, 2009).

Segundo Kermani e Morshed (2003 *apud* TÁVORA, 2007) razões de H_2S/CO_2 superiores a 1/5000 diminuem a corrosão pela formação de um filme protetor. Além disso, Videm e Mishra (KERMANI E MORSHED, 2003 *apud* GOMES, 2005) apresentaram dois resultados opostos em relação ao H_2S . Enquanto Videm diz que quantidades muito pequenas de H_2S em águas que contenham CO_2 aumentam a taxa de corrosão, Mishra argumenta que pequenas quantidades de H_2S inibem o efeito da corrosão de CO_2 em aços.

Este fato é atribuído à formação de um filme de sulfeto de ferro que aparentemente é mais protetor que o FeCO_3 .

Na presença de H_2S e CO_2 , o processo de corrosão é governado pelo ácido dominante (KERMANI, 2006 *apud* MAZZEI, 2009).

Em soluções de H_2CO_3 livre de O_2 , o cloreto pode levar à redução da corrosão uniforme pela reação com o CO_2 ou pela inibição na superfície. Segundo Gomes, o aumento da concentração de cloretos ou outros sais diminuem a solubilidade do CO_2 em uma constante pressão parcial deste gás, diminuindo a taxa inicial de corrosão. Não é possível observar o efeito a baixas concentrações de cloretos (< 1.000 ppm), entretanto, os testes de laboratório têm resultado em taxas maiores do que as reais, uma vez que utilizam soluções de sais puros, como o NaCl , sem alguns dos componentes encontrados em campo, como Ca^{2+} , HCO_3^- , Mg^{2+} , etc. A taxa de corrosão diminui quando os íons Ca^{2+} e HCO_3^- são adicionados nas mesmas concentrações encontradas nas situações reais. Este comportamento ocorre pela construção de filmes protetores, principalmente de FeCO_3 enriquecidos com cálcio (GOMES, 2005).

3.9 Inibidores de Corrosão

Os inibidores de corrosão são compostos químicos que objetivam diminuir a agressividade do meio corrosivo e são utilizados nos mais diversos segmentos industriais.

No processo de corrosão-fadiga há evidências de que existe um efeito eletroquímico na etapa de iniciação e propagação da fratura, pois o uso de inibidores e proteção catódica auxilia na prevenção da nucleação da trinca (SCHEID, 2010).

A proteção catódica é um processo de controle contra a corrosão de metais e o seu princípio é eliminar, por processo artificial, as áreas anódicas da superfície do metal, fazendo com que toda a estrutura adquira um comportamento catódico.

O mecanismo de atuação do inibidor de corrosão está baseado na formação de uma barreira ou filme na superfície do material, que impede ou retarda as reações de corrosão, e

na alteração do meio corrosivo, tornando-o menos agressivo. A primeira etapa consiste no transporte do inibidor até a superfície do metal e a segunda etapa envolve a interação química entre o inibidor e a superfície do metal (ALENTEJANO, 2003 *apud* CASTANHEIRO, 2008).

Os inibidores são específicos em sua atuação, ou seja, um inibidor de corrosão eficiente em um determinado meio pode começar a atuar como um acelerador da corrosão caso seja alterada alguma característica do meio como, por exemplo, temperatura ou composição.

O mecanismo de ação dos inibidores de corrosão em meio ácido é diferente do mecanismo de ação em meio neutro. Em meios ácidos, o inibidor é adsorvido na superfície metálica livre de óxidos e impede as reações de evolução de hidrogênio nos sítios catódicos. Em meios neutros, o inibidor aumenta as qualidades protetoras do filme de óxido (camada passiva), impedindo a ação dos íons agressivos (ALENTEJANO, 2003 e GUANNAN et al., 2006 *apud* CASTANHEIRO, 2008).

A efetividade do inibidor de corrosão depende do tipo de metal e das propriedades do ambiente corrosivo. O tamanho das moléculas do inibidor altera a ação do inibidor, pois moléculas pequenas vão penetrar nas camadas de óxidos e se adsorver nos defeitos e inclusões diminuindo, por exemplo, a concentração dos cloretos dentro desses sítios (CASTANHEIRO, 2008).

Os inibidores podem ser de composição orgânica ou inorgânica e são classificados em: catódicos, anódicos ou mistos.

Os inibidores catódicos agem inibindo as reações catódicas. Esses tipos de inibidores podem fornecer íons metálicos que reagem com os íons hidroxila (OH^-) presentes no meio. Esses compostos dão origem a uma película impermeável na área catódica e, dessa maneira, impedem a difusão do oxigênio ou a redução do cátion hidrogênio. Geralmente os inibidores catódicos aumentam o pH do meio. Podem-se citar como exemplos de inibidores catódicos os bicarbonatos e o hidróxido de zinco (MODESTO, 2008).

Os inibidores anódicos atuam reprimindo reações anódicas, ou seja, retardam ou impedem a reação de oxidação (dissolução anódica do metal). Esse inibidor poderá ser formador ou não de um filme passivante (MODESTO, 2008). No caso dos inibidores anódicos é importante se determinar a concentração crítica do inibidor, ou seja, a quantidade mínima acima da qual não se observa a corrosão em um determinado meio. Pois, se a concentração do inibidor não for adequada, não haverá a formação de produto insolúvel suficiente para desenvolver uma película protetora uniforme, resultando em corrosão localizada nas áreas desprotegidas (ALENTEJANO, 2003 *apud* CASTANHEIRO, 2008). Exemplos de inibidores anódicos: cromatos e molibdatos.

Os inibidores mistos agem retardando tanto as reações anódicas como as reações catódicas. O mecanismo de atuação desses inibidores é por adsorção, isto é, as moléculas são adsorvidas sobre a superfície do metal originando um filme impermeável e uniforme em toda a superfície. São classificados como inibidores mistos os compostos contendo heteroátomos como oxigênio (alguns aldeídos), nitrogênio (aminas alifáticas e aromáticas) e enxofre (tiouréia e seus derivados) (CASTANHEIRO, 2008).

3.10 Juntas Soldadas

Um fator importante nas estruturas metálicas é a qualidade da solda, uma vez que são os defeitos da solda que provocam as principais falhas por fadiga. Segundo Wang et al (1995), considera-se que a resistência à fadiga das estruturas soldadas, como um todo, geralmente é baseada na resistência da junta soldada vista isoladamente.

No estudo de estruturas *offshore*, a trinca de fadiga inicia-se geralmente no cordão da solda, em uma zona onde a concentração de tensões seja mais elevada ou em um local onde haja defeitos de soldagem. A propagação da trinca depende da geometria da junta, do estado metalúrgico do material, das tensões residuais e das condições de sollicitação. Esta propagação se faz pelo metal base, pelo metal depositado ou pela zona termicamente afetada. A Figura 3.12 apresenta as três regiões de uma junta soldada (ÁVILA, 2005).

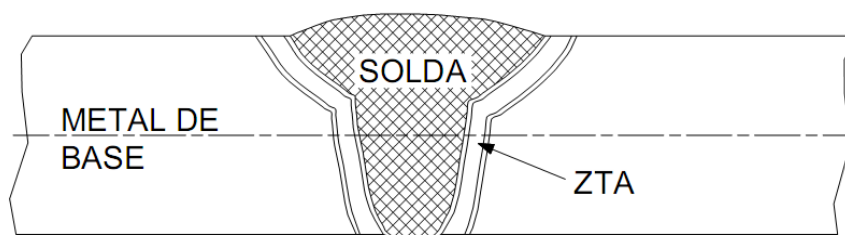


Figura 3.12: Zonas da junta soldada
 Fonte: ÁVILA, 2005

O metal de base, ou metal base (MB), é a região mais afastada do cordão de solda e que não é afetada pelo calor.

A região da solda propriamente dita (metal depositado) é a região na qual o material se fundiu e se solidificou no processo de soldagem. Nesta região, durante a soldagem, as temperaturas atingem o limiar de fusão do material da solda.

A zona termicamente afetada (ZTA) é a região mais próxima ao metal depositado e que é submetida a temperaturas muito elevadas. Por esse motivo, apresentam suas microestruturas e/ou propriedades modificadas. Durante a soldagem, as temperaturas nesta região atingem o limiar de fusão do metal base.

A estrutura soldada, frequentemente, está suscetível a carregamentos cíclicos e, em função disso, pode sofrer o processo de fadiga que representa uma das falhas mais comuns em estruturas soldadas (XIAOYAN et al., 1996 *apud* BELTRÃO, 2005). A vida de uma estrutura soldada é usualmente governada pelo tempo necessário para iniciação e crescimento de uma trinca a partir de descontinuidades ou concentradores de tensões pré-existentes, no qual um crescimento instável da trinca resulta na ocorrência de fratura (SHI et al., 1990 *apud* BELTRÃO, 2005). Existindo um defeito de solda, a concentração de tensões pode ser mais elevada e, assim, a iniciação das trincas de fadiga será facilitada, pois o aumento da tensão facilitará a movimentação das discordâncias.

Segundo Branco (1986), o tempo de propagação da trinca é o dominante em juntas soldadas. Por outro lado, estudos apresentados no trabalho de Zhang et al. (2009) mostram que 40 a 50% da vida em fadiga de um material pode ser dependente, exclusivamente, do

período de nucleação de trinca, embora este número possa variar significativamente em função do material e das condições de ensaio.

As soldas circunferenciais entre os segmentos de tubos aparecem como uma região crítica para a degradação por fadiga ou corrosão-fadiga devido à presença de defeitos inerentes ao processo de fabricação e também à presença do concentrador de tensões associado ao reforço de solda e de tensões residuais de soldagem.

O esmerilhamento do pé da raiz da solda tem sido uma técnica muito utilizada para o aumento da vida em fadiga de estruturas soldadas.

A Figura 3.13 mostra um exemplo de trinca de fadiga em juntas soldadas iniciadas no pé do cordão (reforço).

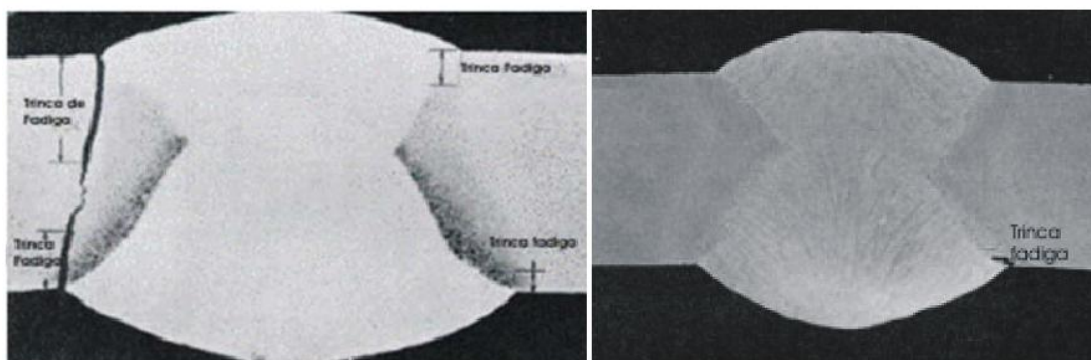


Figura 3.13: Exemplos de trincas de fadiga
Fonte: *Metals Handbook* vol. 19, 1987

De maneira geral, as tensões residuais compressivas aumentam a resistência à fadiga e as tensões residuais trativas diminuem. No comportamento em fadiga, o efeito das tensões residuais é análogo ao das tensões externas aplicadas. Segundo Sonsino (2009 *apud* CORRÊA, 2010), estruturas soldadas apresentam, em média, um nível mais elevado de tensões residuais trativas do que compressivas e estas tensões podem ser da ordem da tensão de escoamento do material. Quando as tensões localizadas atingem o valor da

tensão de escoamento, estas regiões são plastificadas e os mecanismos microscópicos de nucleação e iniciação de trincas de fadiga tornam-se mais operantes (ÁVILA, 2005).

Muitos estudos mostram o efeito negativo das tensões residuais trativas na resistência à fadiga de juntas soldadas e também o efeito benéfico que o tratamento de alívio de tensões produz no comportamento em fadiga do componente (TORRES, 2002 *apud* CORRÊA, 2010).

O tratamento superficial conhecido como *shot peening*, por exemplo, propicia a introdução de tensões residuais compressivas. Nesse processo, esferas de aço, vidro ou cerâmica são propelidas por jato de ar contra a superfície do componente. Devido ao impacto, o material é deformado. O material da camada imediatamente abaixo do material da camada plasticamente deformada (que não foi afetado) tenta restaurar sua forma original e atua comprimindo-o (CHUVAS et al., 2011).

3.11 Curva de Whöler

A curva de Whöler, também conhecida como curva S-N, relaciona a tensão aplicada e o número de ciclos até ocorrer a fratura. Com o objetivo de evitar a falha por fadiga, Whöler introduziu o conceito de que, limitando a amplitude de tensão até um determinado valor máximo, a vida à fadiga seria virtualmente infinita ($N \geq 10^6$) (PEREZ, 2004 *apud* VELLOSO, 2009).

Em aços, observa-se a existência de um patamar abaixo do qual a peça não rompe mais, independente do número de ciclos. Este valor de tensão é denominado limite de fadiga ($\Delta\sigma_L$) e comumente é chamado de vida infinita. Para materiais de engenharia e projeto, a vida infinita é considerada como sendo a tensão em 1.000.000 de ciclos (GAMBONI, 2011).

Nem todos os materiais apresentam um limite de fadiga. Alguns materiais ferrosos e ligas de titânio apresentam $\Delta\sigma_L$, enquanto os materiais não-ferrosos (como o magnésio e o alumínio) não apresentam. Para esses materiais, de acordo com Dieter (1986), as

propriedades de fadiga são especificadas como resistência à fadiga para um número arbitrário de ciclos, por exemplo, 10^8 ciclos.

Tradicionalmente a curva S-N foi empregada como filosofia de projeto baseando-se em manter o componente sob a condição de tensão aplicada menor que o $\Delta\sigma_L$.

O método da curva de Whöhler é utilizado quando o regime for essencialmente elástico e o número de ciclos for relativamente alto (maior que 1.000 ciclos), devido ao fato de que o método ignora o comportamento plástico do material e tal plasticidade é mínima em vidas longas, tornando o método válido (GAMBONI, 2011).

O meio de apresentação dos resultados é a curva de Wöhler (ou o gráfico S-N) que é, geralmente, apresentada em escala logarítmica (GAMBONI, 2011). A Figura 3.14 apresenta os dois comportamentos para a curva de Wöhler (BELTRÃO, 2005) na qual os materiais que apresentam limite de fadiga são representados pela curva (I) e os que não apresentam limite de fadiga são representados pela curva (II).

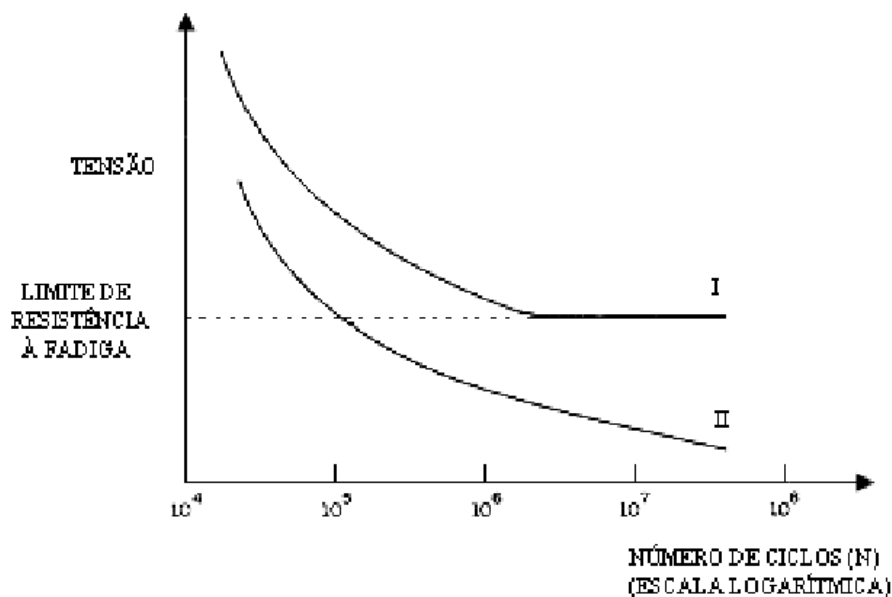


Figura 3.14: Curvas de Wöhler - (I) para materiais que apresentam limite de fadiga e (II) para materiais que não apresentam limite de fadiga

Fonte: BELTRÃO, 2005

Segundo Dieter, para a determinação da Curva de Wöhler deve-se utilizar de 8 a 12 corpos de prova. Ao construir uma curva S-N, é comum se observar uma dispersão razoável nos resultados experimentais, embora seja possível o traçado de uma curva ajustada aos pontos obtidos. Para vários corpos de prova ensaiados em uma mesma tensão, no número de ciclos para a fratura chega a acontecer uma dispersão de uma ordem de grandeza na escala logaritmica entre os valores máximo e mínimo (DIETER, 1986).

A dispersão dos dados parece ser ainda maior para estruturas soldadas e, por este motivo, projetos de estruturas soldadas baseados na vida em fadiga consideram a menor vida em fadiga obtida nos experimentos (CORRÊA, 2010).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Neste estudo, os corpos de prova foram retirados de seções de tubos recebidas já soldadas e inspecionadas por ultrassom de modo a evitar que fosse utilizada uma seção com descontinuidades. O tubo apresentava diâmetro de 508 mm e espessura da parede de aproximadamente 14 mm. A Figura 4.1 apresenta o segmento de tubo recebido.



Figura 4.1: Segmento de tubo como recebido

A Figura 4.2 apresenta um desenho esquemático do corpo de prova utilizado nos ensaios.

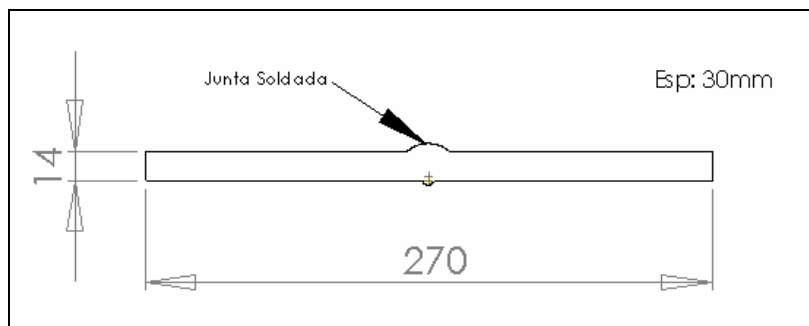


Figura 4.2: Desenho esquemático do corpo de prova

Ao longo da solda circunferencial foram identificadas duas áreas (nas quais ocorria o encontro entre a solda circunferencial e longitudinal) com características diferentes do restante do tubo, sendo as mesmas descartadas.

A região da solda não foi aplainada, de modo a obter resultados mais próximos às condições reais em serviço pois, desta maneira, o efeito de concentração de tensões devido à geometria do reforço está atuante no ensaio de corrosão-fadiga. As bordas de todos os corpos de prova foram esmerilhadas para impedir que a trinca de corrosão-fadiga fosse nucleada nesta região.

Os corpos de prova foram pintados deixando apenas a região de interesse (raiz da solda) exposta, conforme mostrado na Figura 4.3. Isso foi feito por não existir um fluxo contínuo (circulação) do meio corrosivo e, desta forma, prevenir que a exposição de todo o corpo de prova ao meio corrosivo implicasse em um excesso de produtos de corrosão no meio de ensaio.

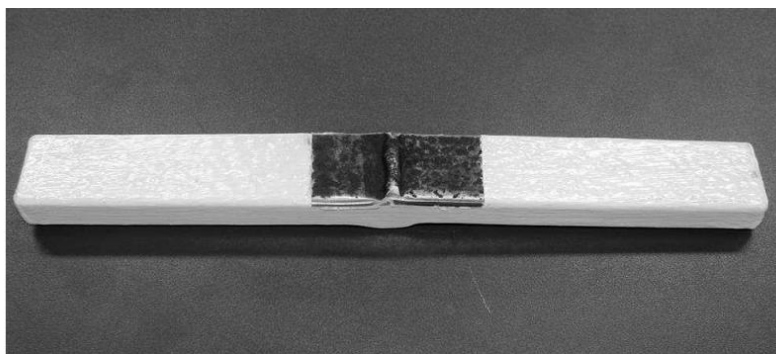


Figura 4.3: Corpo de prova pronto para ser submetido ao ensaio

4.2 Análise Química

Para a realização de análise química, foi utilizado um espectrômetro de emissão ótica Spectrolab modelo LAVFA18B. Considerou-se a média de três análises.

4.3 Ensaio de Tração

Foram retirados três corpos de prova para ensaios de tração da junta soldada e a média dos valores de tensão de escoamento obtida nos ensaios foi utilizada como base para a construção da curva de Wöhler. A confecção de tais corpos de prova seguiu a norma Offshore OS – C401 da DNV. A Figura 4.4 apresenta a geometria dos corpos de prova utilizados, sendo as dimensões em mm.

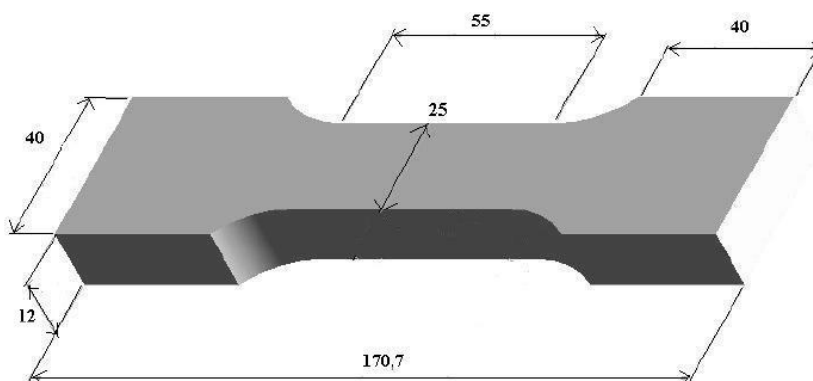


Figura 4.4: Representação esquemática do corpo de prova utilizado no ensaio de tração

4.4 Sistemas de ensaios

Neste estudo, os ensaios foram realizados em autoclaves projetadas pelo grupo GECOR do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da UFRGS e fabricadas especialmente para ensaios de corrosão-fadiga. As autoclaves, mostradas na Figura 4.5, foram instaladas em salas que possuem total infraestrutura para a realização do ensaio, tais como: sistema de exaustão e lavagem de gases e circuitos de condução dos fluidos de ensaios.

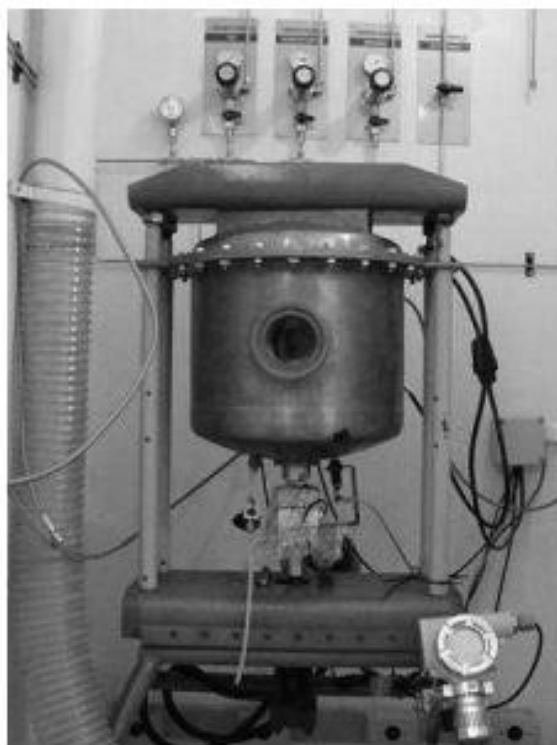


Figura 4.5: Sistema de ensaios de corrosão-fadiga desenvolvido pelo grupo GECOR

Além disso, as autoclaves são equipadas com um sistema para automação e controle dos ensaios que consiste em um controlador digital cujo objetivo é controlar continuamente a carga aplicada e que permite ajustar a carga aplicada (senoidal), a frequência do ensaio e as forças máxima e mínima.

Os suportes para aplicação da carga que são utilizados dentro da autoclave e o esquema de aplicação da carga são mostrados na Figura 4.6, sendo o sistema de

carregamento em quatro pontos. A extensão I foi definida como sendo 80 mm e a distância L como sendo 240 mm. Desta forma, consegue-se manter toda a junta soldada dentro de uma região de momento fletor aplicado constante, produzindo uma tensão homogênea em todas as regiões da solda.

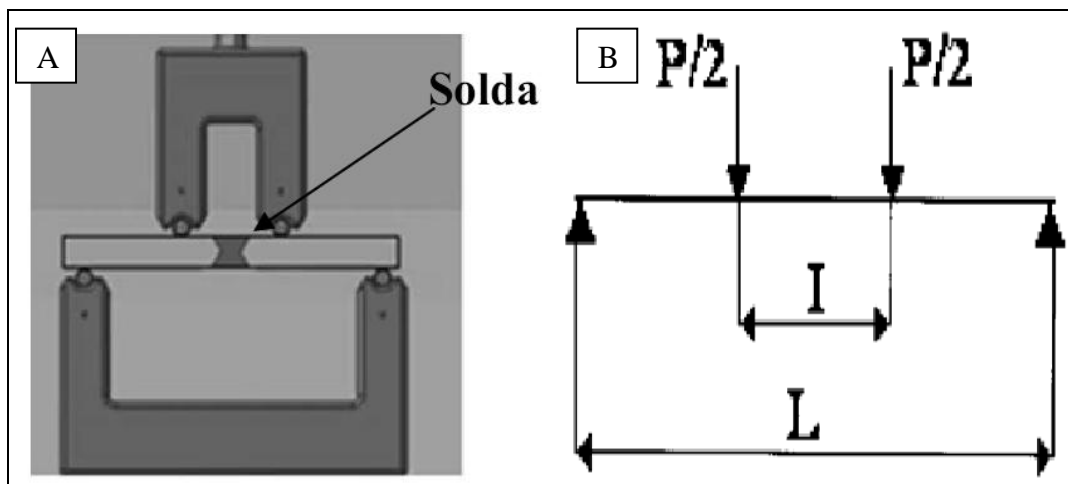


Figura 4.6: (A) Esquema de montagem do corpo de prova e (B) de aplicação da carga

A tensão foi calculada considerando o corpo de prova como sendo uma viga de secção retangular em flexão a quatro pontos. Neste caso, a tensão é dada pela equação abaixo:

$$\sigma = \frac{3}{2}(L - I) \frac{P}{bh^2} \text{ (Equação 4.1)}$$

onde,

σ : tensão na superfície sob tração (MPa);

L: distância entre apoios externos;

I: distância entre apoios internos;

P: carga aplicada (N);

b: largura do corpo de prova;

h: altura do corpo de prova.

Ao final do ensaio, os corpos de provas foram retirados e rompidos de maneira manual, na temperatura ambiente, com exceção dos corpos de prova que atingiram o *run out* sem romper. Com isso, foram obtidas duas metades de cada corpo de prova.

4.5 Condições estudadas

Para a obtenção das curvas de Wöhler, diversos corpos de prova foram submetidos a diferentes magnitudes de carregamento sendo registrado o número de ciclos necessários para a ruptura. Com os resultados obtidos, plotou-se o gráfico de amplitude de tensões ($\Delta\sigma$) no eixo das ordenadas e número de ciclos até a fratura no eixo das abcissas.

As tensões máximas aplicadas nas condições estudadas foram: 367,5 MPa, 315 MPa, 262,5 MPa e 210 MPa que correspondem, respectivamente, a 70%, 60%, 50% e 40% da tensão de escoamento média obtida nos ensaios de tração realizados anteriormente. As cargas mínimas são determinadas a partir das cargas máximas, multiplicando-as pela razão de carregamento (R) adotada, que é 0,1.

A frequência utilizada nos ensaios foi 0,5 Hz e estipulou-se o *run out* (quantidade de ciclos máxima realizada no corpo de prova) em 1.000.000 de ciclos. Essas condições de ensaio foram escolhidas por serem situações tipicamente encontradas em condições *offshore*.

A solução utilizada nos ensaios foi água destilada e deionizada, contendo 115.000 ppm de cloreto, sendo utilizado o NaCl como fonte de cloreto.

Antes do início do ensaio (com a solução já saturada e a 50 °C) e após o término de cada ensaio foi feita a medição do pH do meio utilizado.

Como a frequência praticamente não influencia nos resultados da fadiga ao ar, os resultados deste estudo em corrosão-fadiga foram comparados com os resultados de fadiga

ao ar obtidos por Corrêa (2010), que utilizou o aço API 5L X60 na frequência de 1 Hz e com R igual a 0,1.

A Tabela 4.1 apresenta um resumo das condições estudadas.

Tabela 4.1: Resumo das condições estudadas

| | Primeira Condição | Segunda Condição | Terceira Condição |
|----------------------|-------------------|------------------|-------------------|
| H ₂ S | Sim | Sim | Não |
| Inibidor de corrosão | Não | Sim | Sim |

4.5.1 Primeira Condição estudada

Nessa condição, utilizou-se a pressão absoluta de 80 psi da mistura (CO₂ + H₂S), 10.000 ppm de H₂S (aproximadamente 50 mbara de H₂S) e sem a utilização de inibidor de corrosão.

Inicialmente a solução foi desaerada para a eliminação do oxigênio, a uma temperatura de 50 °C. A cuba de ensaio foi pressurizada até atingir 80 psi (aproximadamente 5,5 atm) com a utilização de gás carbônico (CO₂) contendo fração molar de 10.000 ppm de gás sulfídrico (H₂S). A solução dentro da cuba de ensaio foi saturada com os gases antes do início do ensaio de fadiga.

4.5.2 Segunda Condição estudada

Nessa condição, utilizou-se a pressão absoluta de 80 psi da mistura (CO₂ + H₂S), 10.000 ppm de H₂S (aproximadamente 50 mbara de H₂S) e com a utilização de inibidor de corrosão (10 %). Por questões de sigilo industrial, não será mencionado o fabricante do inibidor de corrosão.

Inicialmente a solução foi desaerada para a eliminação do oxigênio, a uma temperatura de 50 °C. A cuba de ensaio foi pressurizada até atingir 80 psi (aproximadamente 5,5 atm) com a utilização de gás carbônico (CO₂) contendo fração

molar de 10.000 ppm de gás sulfídrico (H_2S) e o inibidor de corrosão. A solução dentro da cuba de ensaio foi saturada com os gases antes do início do ensaio de fadiga.

4.5.3 Terceira Condição estudada

Nessa condição, utilizou-se a pressão absoluta de 80 psi, com a utilização de inibidor de corrosão (10 %) e sem a presença de H_2S . Por questões de sigilo industrial, não será mencionado o fabricante do inibidor de corrosão.

Inicialmente a solução foi desaerada para a eliminação do oxigênio, a uma temperatura de 50 °C. A cuba de ensaio, contendo o inibidor de corrosão, foi pressurizada até atingir 80 psi (aproximadamente 5,5 atm) com a utilização de gás carbônico (CO_2).

4.6 Caracterização microestrutural

Para a visualização e caracterização da microestrutura do material, uma amostra do material foi analisada no microscópio óptico, seguindo-se o procedimento padrão de metalografia que consiste em corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico. O ataque químico foi realizado com solução Nital 2%.

4.7 Análise fractográfica

Para a análise fractográfica, obtiveram-se fotos em baixo aumento da região de fratura dos corpos-de-prova. Para a remoção dos produtos de corrosão, os corpos de prova foram limpos com removedor de ferrugem e uma escova macia e, posteriormente, foram limpos com álcool. Após a limpeza, as superfícies de fratura foram preservadas com uma camada de esmalte incolor e armazenadas em um dessecador para análise posterior.

4.8 Perfis de microdureza

Com o objetivo de avaliar a variação de dureza no cordão de solda, foram realizados, na amostra, perfis de microdureza Vickers (HV) com carga de 200 gramas.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Química

O tubo recebido para a retirada dos corpos de prova apresentou composição química de acordo com a especificação para o aço API 5L X60, segundo a norma API 5L (2004). A Tabela 5.1 apresenta a composição química do material estudado (% massa) e o limite máximo permitido pela norma.

Tabela 5.1: Composição química média encontrada e valores exigidos pela norma

| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Al |
|------------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|-----------|-----------|----------------|
| Média | 0,14 | 0,3 | 1,47 | 0,021 | 0,0057 | 0,023 | <0,005 | 0,017 | 0,026 |
| Limite da Norma | 0,16 | 0,45 | 1,60 | 0,025 | 0,020 | 0,30 | 0,10 | 0,30 | 0,015- 0,06 |
| | Co | Cu | Nb | Ti | V | W | Pb | Sn | Fe |
| Média | <0,01 | 0,1 | 0,045 | 0,011 | 0,047 | <0,01 | <0,002 | 0,01 | 97,9 |
| Limite da Norma | - | 0,2 | 0,05 | 0,06 | 0,08 | - | - | - | - |

Os resultados da análise química não apresentaram nenhum dado divergente da literatura consultada (API, 2008).

5.2 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração realizados mostraram que a tensão de escoamento média da junta soldada do tubo é 525 MPa (76 ksi) – valor até acima do mínimo estabelecido para esse aço – (60ksi de limite de escoamento), sendo usado este valor como referência para o cálculo das cargas de fadiga a serem aplicadas para a obtenção da curva de Wöhler. A Figura 5.1 mostra o diagrama tensão-deformação do aço utilizado neste estudo.

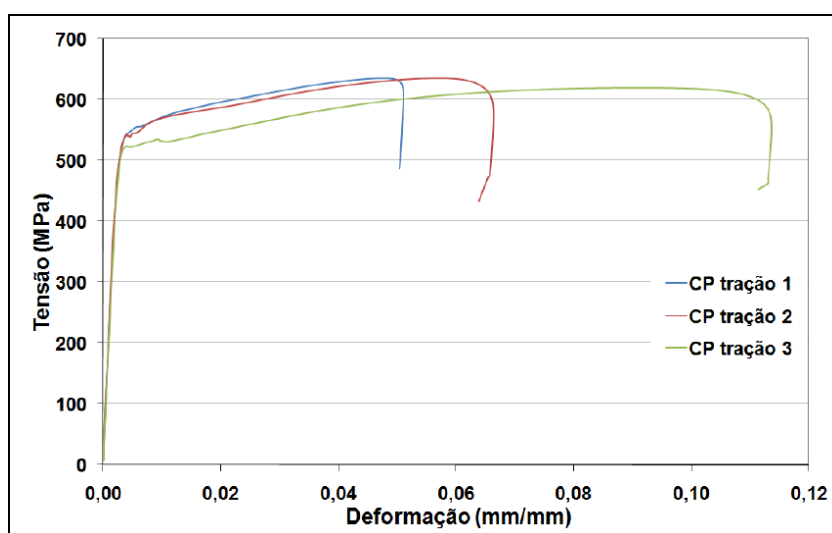


Figura 5.1: Diagramas tensão x deformação

Vale salientar que o ensaio de tração é da junta soldada, que reconhecidamente apresenta maior tensão de escoamento do que o material base (VENTRELLA et al., 2001).

O alongamento médio obtido foi de 7% e base de medida utilizada foi 55 mm.

5.3 Curvas de Wöhler

Inicialmente são apresentadas as tabelas com o número de ciclos obtido para cada amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) utilizada em cada uma das condições estudadas e, a seguir, são analisadas as curvas obtidas. Para efeitos comparativos, a curva ao ar encontrada por

Corrêa (2010) foi plotada no mesmo gráfico que as curvas obtidas neste estudo. Os dados obtidos por Corrêa (2010) estão apresentados na Tabela 5.2.

Tabela 5.2: Dados da curva ao ar obtidos por Corrêa

| Identificação do CP | $\Delta\sigma$ [MPa] | Número de ciclos |
|---------------------|----------------------|------------------|
| 1 | 402 | 267.557 |
| 2 | 402 | 372.048 |
| 3 | 402 | 98.903 |
| 4 | 331 | 262.849 |
| 5 | 331 | 221.547 |
| 6 | 331 | 215.359 |
| 7 | 369 | 162.031 |
| 8 | 369 | 161.909 |
| 9 | Descartado | Descartado |
| 10 | Descartado | Descartado |
| 11 | 284 | 671.608 |
| 12 | 284 | 523.810 |
| 13 | 378 | 278.999 |
| 14 | 378 | 296.889 |
| 15 | 284 | 218.092 |
| 16 | 236 | 503.700 |
| 17 | 236 | 597.018 |
| 18 | 189 | 1.000.000 |
| 19 | 236 | 1.000.000 |
| 20 | 189 | 1.000.000 |

5.3.1 Primeira Condição estudada

Nessa condição, utilizou-se a pressão absoluta de 80 psi da mistura ($\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{S}$), 10.000 ppm de H_2S (aproximadamente 50 mbara de H_2S) e sem a utilização de inibidor de corrosão. A Tabela 5.3 mostra o número de ciclos obtido para cada amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) utilizada, bem como o pH medido no início e término do ensaio e o tempo estimado para a fratura do corpo de prova (CP).

Tabela 5.3: Resultados dos testes de corrosão-fadiga para a Primeira Condição

| Identificação do CP | $\Delta\sigma$ [MPa] | Número de ciclos | pH inicial | pH final | Tempo [dias] |
|---------------------|----------------------|------------------|------------|----------|--------------|
| 21 | 283,5 | 64.576 | 4,5 | 4,6 | 1,5 |
| 22 | 330,8 | 24.126 | 4,6 | 4,6 | 0,6 |
| 23 | 330,8 | 35.345 | 4,9 | 4,4 | 0,8 |
| 24 | 188,9 | 274.971 | 4,8 | 4,9 | 6,4 |
| 25 | 188,9 | 620.732 | 4,5 | 4,8 | 14,4 |
| 26 | 236,3 | 246.851 | 4,6 | 4,6 | 5,7 |
| 27 | 236,3 | 133.042 | 4,5 | 4,6 | 3,1 |

5.3.2 Segunda Condição estudada

Nessa condição, utilizou-se a pressão absoluta de 80 psi da mistura ($\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{S}$), 10.000 ppm de H_2S (aproximadamente 50 mbara de H_2S) e com a utilização de inibidor de corrosão. A Tabela 5.4 mostra o número de ciclos obtido para cada amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) utilizada, bem como o pH medido no início e término do ensaio e o tempo estimado para a fratura do corpo de prova.

Tabela 5.4: Resultados dos testes de corrosão-fadiga para a Segunda Condição

| Identificação do CP | $\Delta\sigma$ [MPa] | Número de ciclos | pH inicial | pH final | Tempo [dias] |
|---------------------|----------------------|------------------|------------|----------|--------------|
| 28 | 283,5 | 309.234 | 4,7 | 5,0 | 7,2 |
| 29 | 330,8 | 227.178 | 4,7 | 4,9 | 5,3 |
| 30 | 283,5 | 99.962 | 4,5 | 5,0 | 2,3 |
| 31 | 188,9 | 584.387 | 4,5 | 4,5 | 13,5 |
| 32 | 188,9 | 970.575 | 4,5 | 4,8 | 22,5 |
| 33 | 330,8 | 48.127 | 4,5 | 4,6 | 1,1 |
| 34 | 236,3 | 204.273 | 4,5 | 4,7 | 4,7 |
| 35 | 236,3 | 302.978 | 4,5 | 4,9 | 7,0 |

5.3.3 Terceira Condição estudada

Nessa condição, utilizou-se a pressão absoluta de 80 psi, com a utilização de inibidor de corrosão (10 %) e sem a presença de H₂S. A Tabela 5.5 mostra o número de ciclos obtido para cada amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) utilizada, bem como o pH medido no início e término do ensaio e o tempo estimado para a fratura do corpo de prova.

Tabela 5.5: Resultados dos testes de corrosão-fadiga para a Terceira Condição

| Identificação do CP | $\Delta\sigma$ [MPa] | Número de ciclos | pH inicial | pH final | Tempo [dias] |
|---------------------|----------------------|------------------|------------|----------|--------------|
| 36 | 330,8 | 297.205 | 4,3 | 4,3 | 6,9 |
| 37 | 330,8 | 303.004 | 4,1 | 4,5 | 7,0 |
| 38 | 283,5 | 542.931 | 4,4 | 4,5 | 12,6 |
| 39 | 283,5 | 732.570 | 3,9 | 4,1 | 17,0 |
| 40 | 330,8 | 374.583 | 4,1 | 4,1 | 8,7 |
| 41 | 236,3 | 1.000.000 | 4,5 | 4,6 | 23,1 |
| 42 | 236,3 | 1.000.000 | 5,0 | 5,1 | 23,1 |

Para a Terceira Condição estudada não utilizou-se a tensão máxima de 210 MPa (correspondente a 40% da tensão de escoamento média) em função de que os dois corpos de prova ensaiados na tensão máxima de 262,5 MPa (correspondente a 50% da tensão de escoamento média) atingiram *run out*.

5.3.4 Comparação dos resultados

A Figura 5.2 mostra as curvas de Wöhler obtidas nos ensaios. Para efeitos comparativos, a curva ao ar obtida por Corrêa (2010) foi plotada no mesmo gráfico.

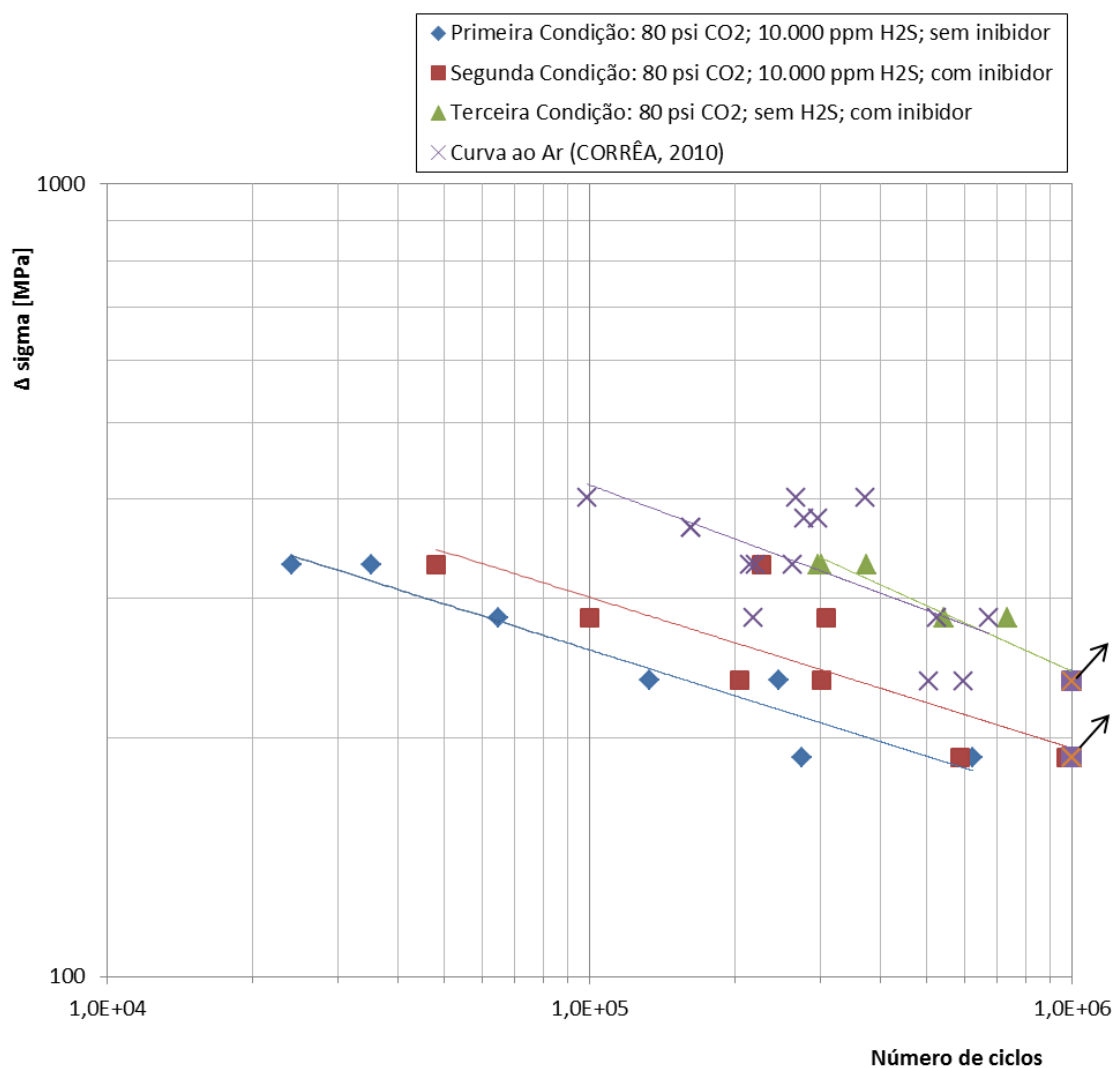


Figura 5.2: Curvas de Wöhler obtidas nos ensaios

Analisando-se os dados obtidos, observou-se uma dispersão em alguns resultados. De certa forma, essa situação já era esperada por se tratar de uma junta soldada que possui características geométricas e acabamento superficial que podem variar de um corpo de prova para o outro. Contudo, apesar dessa dispersão, foi possível traçar uma curva descendente ajustada aos pontos e coerente com o resultado esperado.

O comportamento das curvas de Wöhler já era esperado, pois, à medida que a amplitude de tensão aumenta, diminui o número de ciclos necessários para a fratura.

Comparando-se as curvas obtidas nas duas primeiras condições estudadas, pode-se observar o efeito benéfico do inibidor de corrosão no comportamento em corrosão-fadiga do aço API 5L X60. A curva obtida na Segunda Condição estudada mostrou que o inibidor utilizado foi eficiente visto que, para um mesmo $\Delta\sigma$, o número de ciclos obtidos nesta condição foi superior ao número de ciclos obtidos na Primeira Condição.

Comparando-se as curvas obtidas nas duas primeiras condições estudadas com a curva obtida na Terceira Condição, pode-se observar o efeito deletério do H_2S no comportamento do aço API 5L X60 em corrosão-fadiga.

Comparando-se as curvas em meio agressivo com a curva ao ar obtida por Corrêa (2010) verificou-se que, nas duas primeiras condições estudadas, a vida em fadiga foi menor do que a encontrada ao ar, o que já era esperado. A terceira curva obtida (curva sem a presença de H_2S), não apresentou diferenças significativas em relação à curva ao ar.

A Tabela 5.6 apresenta uma estimativa quantitativa do número de ciclos obtidos em cada uma das condições estudadas, para o $\Delta\sigma$ de 300 MPa.

Tabela 5.6: Estimativa quantitativa do número de ciclos para o $\Delta\sigma$ de 300 MPa

| | Estimativa do Número de Ciclos |
|-------------------|--------------------------------|
| Primeira Condição | 45.000 |
| Segunda Condição | 100.000 |
| Terceira Condição | 460.000 |
| Curva ao Ar | 440.000 |

Analisando-se a Tabela 5.6 e comparando-se a Primeira Condição estudada, que foi o pior cenário encontrado, com as demais condições pode-se observar que:

- A vida em fadiga na Segunda Condição estudada (com H₂S e inibidor) duplicou em relação à Primeira Condição (com H₂S e sem inibidor);
- A vida em fadiga na Terceira Condição estudada (sem H₂S e com inibidor) aumentou 10 vezes em relação à Primeira Condição (com H₂S e sem inibidor).

5.4 Análise macrográfica

A Figura 5.3 mostra uma macrografia da solda analisada com as diferentes regiões da junta soldada.

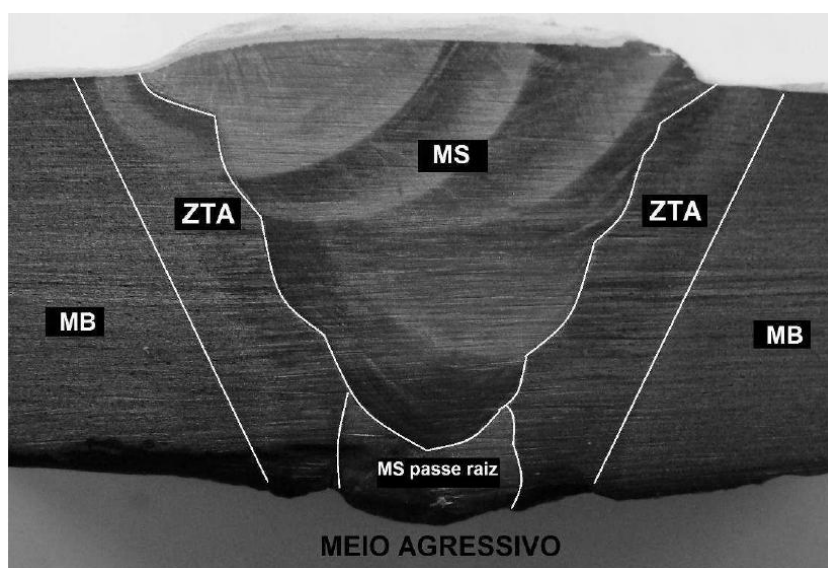


Figura 5.3: Macrografia da junta soldada analisada

As Figuras 5.4, 5.5 e 5.6 mostram, respectivamente, as micrografias do metal de base (MB), metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA).

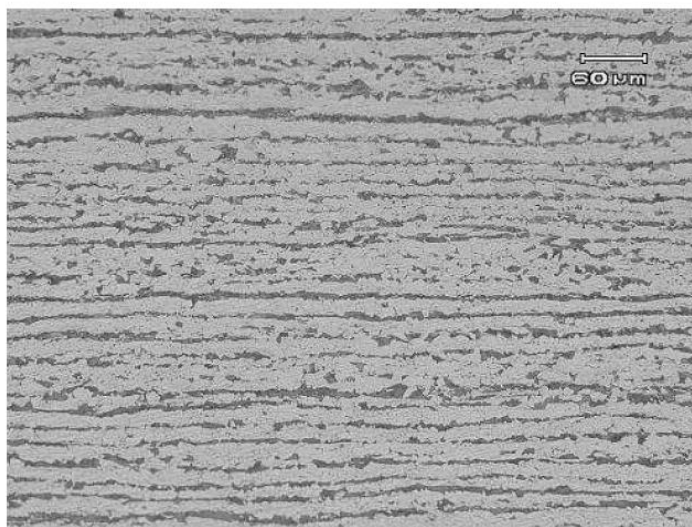


Figura 5.4: Micrografia do Metal de Base

Analisando-se a Figura 5.4, pode-se observar perlita e ferrita, ou seja, a microestrutura característica do metal de base para um aço API 5L X60, com bandeamento de acordo com a direção de laminação da chapa de aço empregada na fabricação.

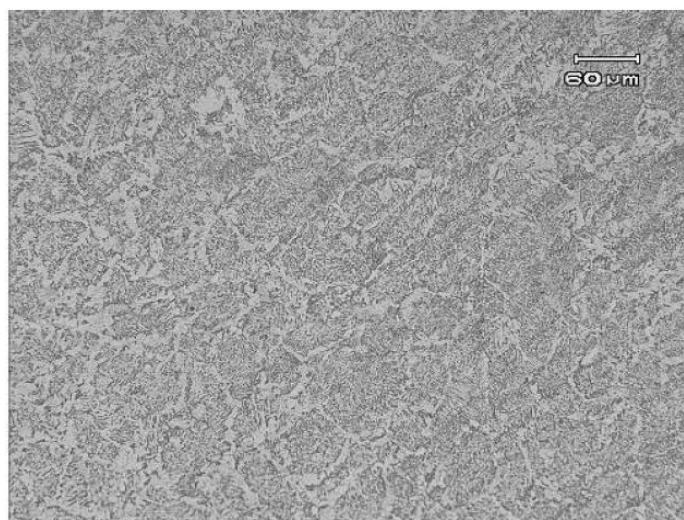


Figura 5.5: Micrografia do Metal de solda

Analisando-se a Figura 5.5, pode-se observar pequenas mudanças na microestrutura dependendo da região da junta. Porém, sempre se consegue visualizar diferentes morfologias de ferrita que é representativa da microestrutura do metal de adição como um todo.

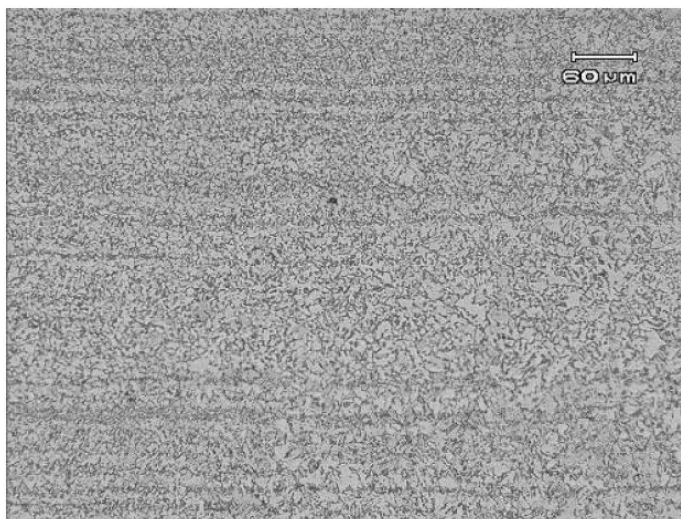


Figura 5.6: Micrografia da Zona Termicamente Afetada

Analisando-se a Figura 5.6, pode-se observar carbonetos dispersos na matriz e grãos de ferrita com perlita no contorno de grão.

5.4.1 Primeira Condição estudada

A análise dos pontos de iniciação da trinca indicou que todos os corpos de prova rompidos tiveram o início da trinca de corrosão-fadiga em várias frentes ao longo da solda. Nenhuma trinca nucleou a partir da quina dos corpos de prova. Todos os corpos de prova rompidos apresentaram um aspecto de fratura semelhante. A Figura 5.7 mostra o perfil da fratura.

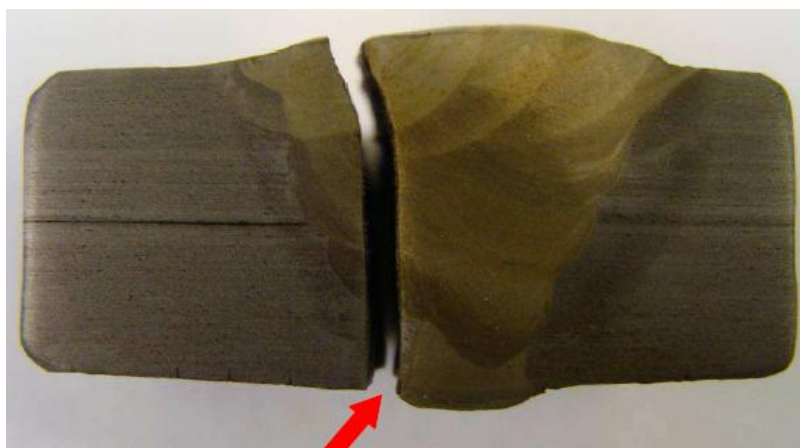


Figura 5.7: Perfil da fratura do corpo de prova 25 (a seta aponta o início da trinca)

Na Figura 5.8 pode-se observar a superfície de fratura de um dos corpos de prova ensaiados no meio. Devido à atuação do meio na superfície de fratura ao término de cada ensaio, o aspecto dessa fratura não apresenta algumas características típicas de materiais fraturados por carga cíclica. Contudo, apesar da alteração da superfície provocada pela corrosão, é possível separar duas regiões com aspectos diferentes. A fratura lisa, caracterizando a propagação de trinca de fadiga e a fratura rugosa, caracterizando a ruptura por sobrecarga quando a seção de material remanescente não suporta mais o carregamento imposto ao material.

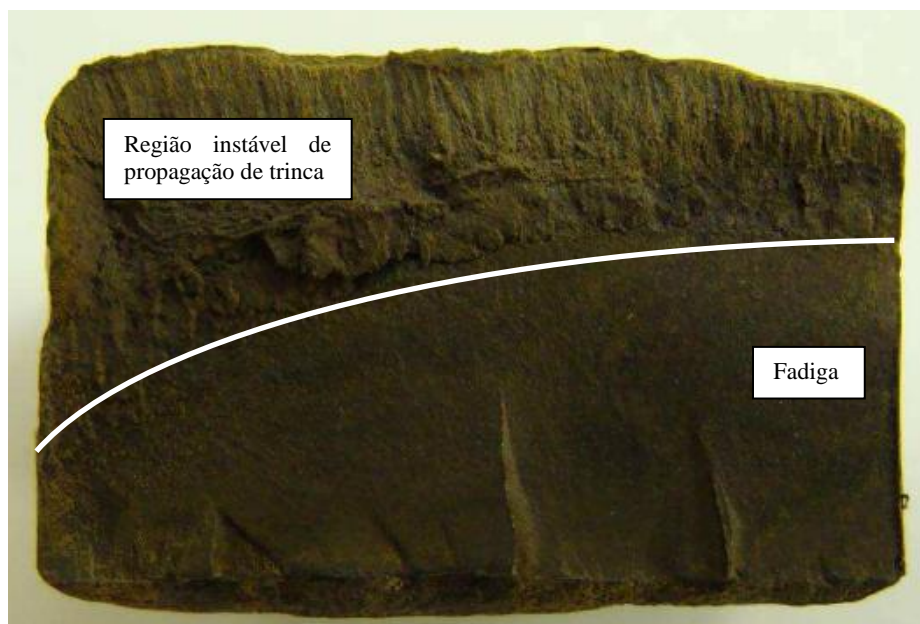


Figura 5.8: Fratura do corpo de prova 25

5.4.2 Segunda Condição estudada

Todos os corpos de prova rompidos apresentaram um aspecto de fratura semelhante. A Figura 5.9 mostra o perfil da fratura de um dos corpos de prova. A propagação se dá a partir da região de maior carregamento em fadiga (raiz) e avança em direção ao reforço da solda.



Figura 5.9: Perfil da fratura do corpo de prova 34 (a seta aponta o início da trinca)

Na Figura 5.10 pode-se observar a superfície de fratura de um dos corpos de prova ensaiados no meio. O uso do inibidor de corrosão dificultou a separação das duas regiões com aspectos diferentes, diferentemente do que foi observado na Primeira Condição estudada.

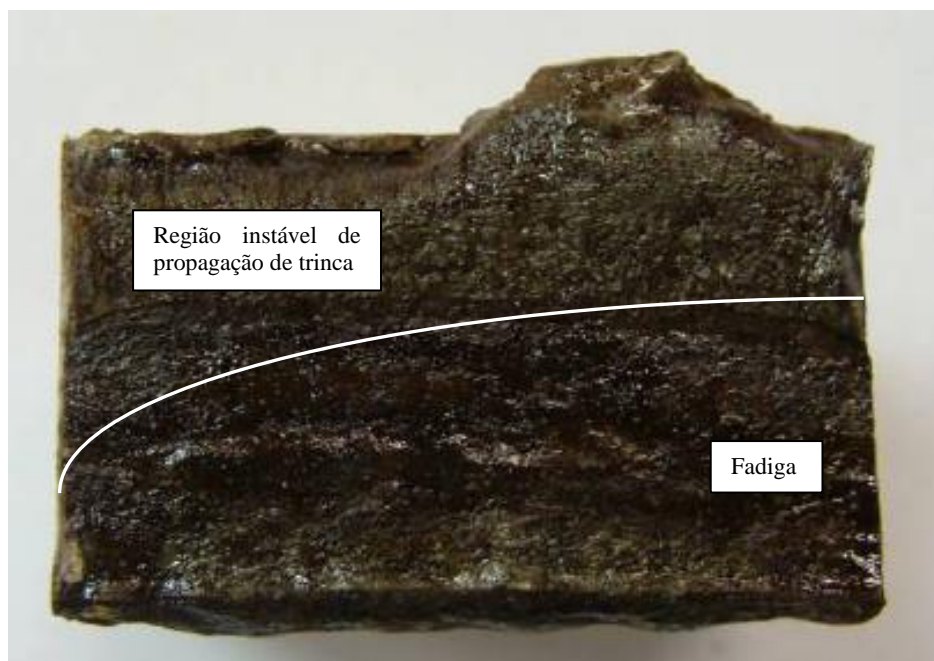


Figura 5.10: Fratura do corpo de prova 34

5.4.3 Terceira Condição estudada

Todos os corpos de prova rompidos apresentaram um aspecto de fratura semelhante. A Figura 5.11 mostra o perfil da fratura de um dos corpos de prova. A propagação se dá a partir da região de maior carregamento em fadiga (raiz) e avança em direção ao reforço da solda.

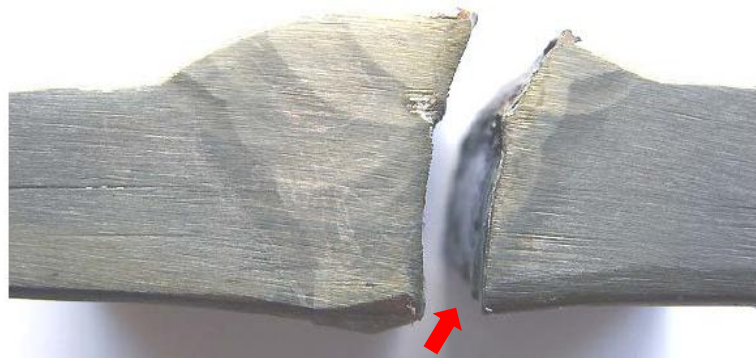


Figura 5.11: Perfil da fratura do corpo de prova 38 (a seta aponta o início da trinca)

Na Figura 5.12 pode-se observar a superfície de fratura de um dos corpos de prova ensaiados no meio. O uso do inibidor de corrosão dificultou a separação das duas regiões com aspectos diferentes, diferentemente do que foi observado na Primeira Condição estudada.

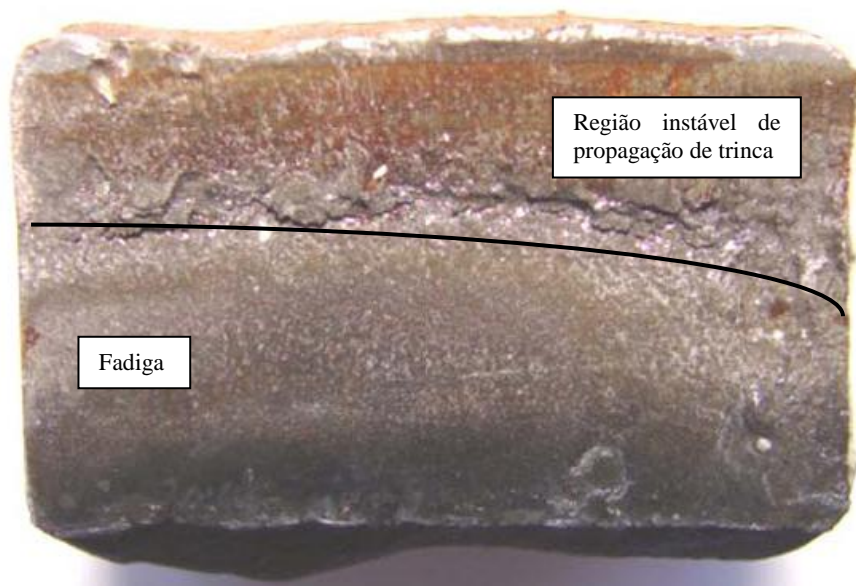


Figura 5.12: Fratura do corpo de prova 38

5.4.4 Comparação das três condições estudadas

Todos os corpos de prova fraturados apresentaram características de fraturas típicas de juntas soldadas ensaiadas em flexão. Conforme Suresh (1998), as trincas de fadiga normalmente iniciam a partir de pontos de maior concentração de tensões, como é o caso do pé da raiz da solda da junta soldada utilizada neste estudo.

Pode-se observar que o próprio perfil da junta soldada causa concentração local de tensões e diminui a resistência à fadiga da junta, sendo agravado pela presença de ambiente corrosivo.

5.5 Perfis de microdureza

A Figura 5.13 indica a distribuição de microdureza Vickers ao longo de três níveis de distância da raiz da solda. Na ZTA foram observados valores de dureza levemente superiores aos encontrados no restante da junta soldada. A Figura 5.14 mostra a localização das indentações.

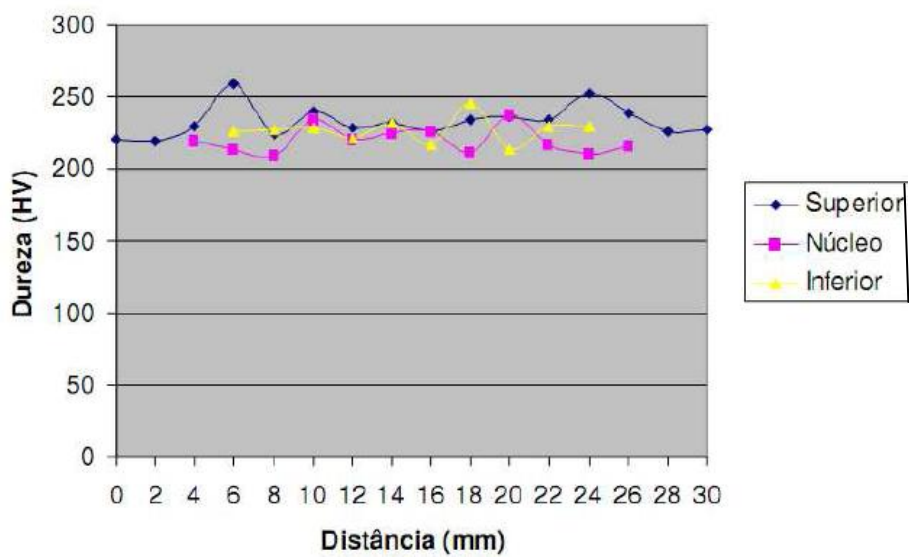


Figura 5.13: Valores de dureza conforme o local da indentação

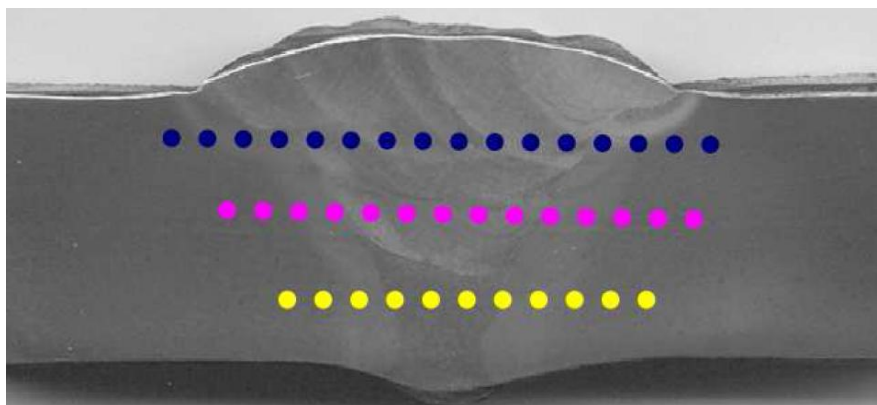


Figura 5.14: Localização das indentações na junta soldada

6 CONCLUSÕES

As seguintes conclusões são apresentadas em relação ao ensaio de corrosão-fadiga do aço API 5L X60 em solução aquosa com 115.000 ppm de cloretos e CO₂ e investigando-se a influência do H₂S e do inibidor de corrosão:

- A nucleação de trinca por fadiga sempre se deu a partir da raiz da solda (por ela estar localizada na região de máximo carregamento em fadiga e ter associado um concentrador de tensões);
- O meio ensaiado com a solução de H₂S foi a que apresentou a maior queda de desempenho em fadiga;
- O inibidor de corrosão utilizado neste estudo se mostrou eficiente, uma vez que aumentou a vida em fadiga do aço estudado, mesmo na presença de H₂S;
- A curva obtida sem H₂S e com inibidor de corrosão não apresentou diferenças significativas em relação à curva ao ar.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o desempenho em corrosão-fadiga em meio contendo CO₂ e H₂S com diferentes concentrações de cloretos, diferentes temperaturas e com pressões mais elevadas;
- Avaliar o desempenho em corrosão-fadiga em frequências menores e monitorar o ensaio eletroquimicamente para verificar as alterações na interação material/meio que possam evidenciar a formação ou não de filmes sobre a superfície.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADDOR, P. N. **Avaliação da corrosão em dutos rígidos submarinos em operação: comparação entre as técnicas de monitoramento da corrosão interna e inspeção com pigs instrumentados.** 2009. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, pp. 14-16, 33.

ANTUNES, M. R. **Avaliação da resistência a corrosão-fadiga do aço API 5L X65 revestido com AISI 308L SI.** 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

API – *API SPECIFICATION 5L.* 2008. *American Petroleum Institute: Specification for Line Pipe.* Washington.

ASM METALS HANDBOOK *apud* HOPPE, R. A. **Avaliação da vida em fadiga de ganchos.** 2002. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, p. 4.

ÁVILA, G. G. **Cálculo de fadiga de risers rígidos através da mecânica da fratura.** 2005. Tese apresentada para obtenção do grau de Mestre. COPPE/UFRJ. Engenharia Civil, pp. 11-14, 20, 55.

BELTRÃO, M. A. N. **Propagação de trincas de fadiga em juntas soldadas longitudinais de aço para dutos classe API 5L X-70.** Tese. COPPE/UFRJ. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pp. 6-8, 29, 30, 36. 2005.

BRANCO, C. A.; FERNANDES, A.; DE CASTRO, P. T. **Fadiga de Estruturas Soldadas.** 1986. 2 ed., pp. 140, 364, 365, 375.

BRAVIM, Eduardo C. **Estudo da aplicação de materiais orgânicos em meios corrosivos do processamento primário do petróleo.** 2009. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, pp. 30-33.

CALLISTER, W. D. *Materials science and engineering: an introduction.* 7 ed. John Wiley & Sons, 2007.

CARVALHO, Í. Z. **Fragilização por hidrogênio nos aços AISI 4340 (AMS 6414K e AMS 6415S) temperados e revenidos.** 2012. Dissertação. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, pp.2-4.

CASTANHEIRO, S. L. **Estudos dos oxiânions molibdato e tungstato como inibidores de corrosão localizada para aços inoxidáveis austeníticos 347 e 304L em água com elevado grau de pureza contendo íons cloreto e em condições hidrodinâmicas controladas.** 2008. Dissertação de Mestrado. Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, pp. 50, 53.

CHUVAS et al. **Influência do tratamento de *shot peening* nas tensões residuais de juntas soldadas de aços ARBL bifásicos e IF.** 2011. VI Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação.

CORRÊA, M. B. **Avaliação da resistência à corrosão-fadiga do aço API 5L X60 em ambiente pressurizado contendo CO₂.** 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy.* 1986. McGraw-Hill. 3. ed. Cap. 12.

DNV – DNV-OS-F201. 2010. *Offshore Standard: Dynamic Risers*.

DOMINGUES, H. C. N. **Estudo do comportamento eletroquímico do aço carbono, em meio de bicarbonato de sódio e gás carbônico, utilizando a técnica do ruído eletroquímico**. 2010. Dissertação. Programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná, pp. 18, 26, 32-35.

DOS SANTOS, F. P. **Desenvolvimento de ensaios de corrosão-fadiga para juntas soldadas de aço API 5L X60**. 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, pp. 16-22.

FARO, A. A. S. **Desenvolvimento de tubos compósitos produzidos por enrolamento filamentar para possíveis aplicações como risers rígidos**. 2008. Dissertação. Engenharia Metalúrgica e de Materiais. COPPE/UFRJ, p. 3.

GAMBONI, O. C. **Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de AL de grau aeronáutico**. 2011. Dissertação. Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, pp. 22-25.

GENTIL, V. **Corrosão**. 2011. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC.

GOMES, L. M. F. **Estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão e a corrosão-fadiga do aço API X65 aspergido termicamente utilizado em componentes offshore**. 2003. Tese. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, pp. 16, 35 e 42-49.

GOMES, A. C. T. **Análise da corrosão e da erosão-corrosão do aço carbono em meio com NaHCO_3 e CO_2** . 2005. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais e Processos (PIPE). Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, Curitiba.

HARTT, W. H. *Corrosion Fatigue Testing of Steels as Applicable to Offshore Structures*. 1990. *Corrosion in Natural Waters*, ASTM STP 1086, C. H. Baloun, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 54-69.

JASKE, C. E.; PAYER, J. H.; BALINT, V. S. *Corrosion fatigue of metals in marine environments*. 1981. *Battelle's Columbus Laboratories, Columbus, Ohio. MCIC Report*.

JAMBO, H. C. M. **Processo eletroquímico para conversão de compostos de enxofre em águas residuais de refinaria**. 2005. Tese. Programa de pós-graduação de Engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro, p. 19.

JIVKOV, A. P. *Evolution of fatigue crack corrosion from surface irregularities*. 2003. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 40, pp. 45-54.

KRAUSPENHAR, T. L. **Avaliação da resistência à corrosão-fadiga do aço API 5CT P110 em meio aquoso salino contendo H₂S**. 2012. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, pp. 43, 58

LEMOS, M. F. **Avaliação da vida em fadiga de juntas soldadas do aço API 5L X65 em meios aquosos salinos saturados com diferentes pressões parciais de CO₂**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, pp. 1, 10.

MAINIER, F. B.; SANDRES Gisele C.; TAVARES Sérgio S. M. **Corrosão por sulfeto de hidrogênio (H₂S) e suas implicações no meio ambiente e na segurança industrial**. 2007. VIII Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica, p. 1, 7.

MAZZEI, L. S. **Análise de propagação de trincas em aços API-5L, em meios contendo H₂S sob carregamento trativo constante**. 2009. Projeto de fim de curso. Engenharia Metalúrgica. COPPE/UFRJ, p. 21, 22.

METALS HANDBOOK .Volume 19. *Ninth Edition*.1987

MODESTO, M. G. **Avaliação do molibdato de sódio, tungstato de sódio e um copolímero a base de silano como inibidores de corrosão para o aço-carbono ABNT 1005 em meio de NaCl 3,5%.** 2008. Dissertação. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, pp. 23, 26, 27.

PANASSION, Z. **Corrosão e proteção contra corrosão em equipamentos e estruturas metálicas.** 1993. IPT.

PIOVATTO, R. R. et al. **Aplicação da técnica de normalização linear da carga em espécimes SE(T) para a avaliação de integridade estrutural em dutos condutores de gás e petróleo.** 2006. 17º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, p. 4.

SCHIJVE, J. *Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art.* 2003. *International Journal of Fatigue* 25, pp. 679-702.

SHEID, A. **Análise de falhas.** Apostila DEMEC – TM175, p. 30. Disponível em <<ftp://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM049/Aula%206.pdf>>, acessado em 16/07/2013.

SURESH, S. *Fatigue of materials.* 1998. 2. ed. *Cambridge University Press.*

TADA, E. *Detection of corrosion fatigue cracking through current responses induced by cyclic stressing.* 2000. *Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Resource Science, Akita University, 1-1 Tegata Gakuen-cho, Akita, 010-8502, Japan.*

TÁVORA, M. P. **Avaliação do efeito de particulados sólidos na eficiência de um inibidor de corrosão recomendado para meios salinos com CO₂.** 2007. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Norte, pp. 17, 20, 28.

VELLOSO, I. P. dos S. **Metodologia de ensaio de fadiga para a região I da curva da/dN-ΔK.** 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

VENTRELLA, V. A.; ALCÂNTARA, Nelson G.; FERREIRA, Maria H. M. **Microestrutura do metal de solda do aço API X-70 soldado com arame tubular AWS E-81 T1-Ni.** 2001. In: XXVII Congresso nacional de soldagem - CONSOLDA, Campinas-SP, p. 10.

YAREMA, S. Y. *Formation of the science of fatigue of metals.* 2007. Part 2. *Materials Science*, Vol. 43, n°2, pp. 1879-1940.

WANG, Z. F. et al. *The influence of loading corrosion fatigue crack waveform on propagation.* 1995. *Corrosion Science*, Vol. 37, No. 10, pp. 1551-1565.

ZHANG, Yan-Hui; MADDOX, S. J. *Fatigue life prediction for toe ground welded joints.* 2009. *International Journal of Fatigue*.

APÊNDICE - AVALIAÇÃO QUANTITATIVA DA PERDA DE MASSA

Neste trabalho, foi feita uma tentativa de avaliação quantitativa da perda de massa dos corpos de prova ensaiados, através do método visual, observando-se a superfície protegida pela camada protetora (tinta) e a parte exposta ao meio, como mostra a Figura A.

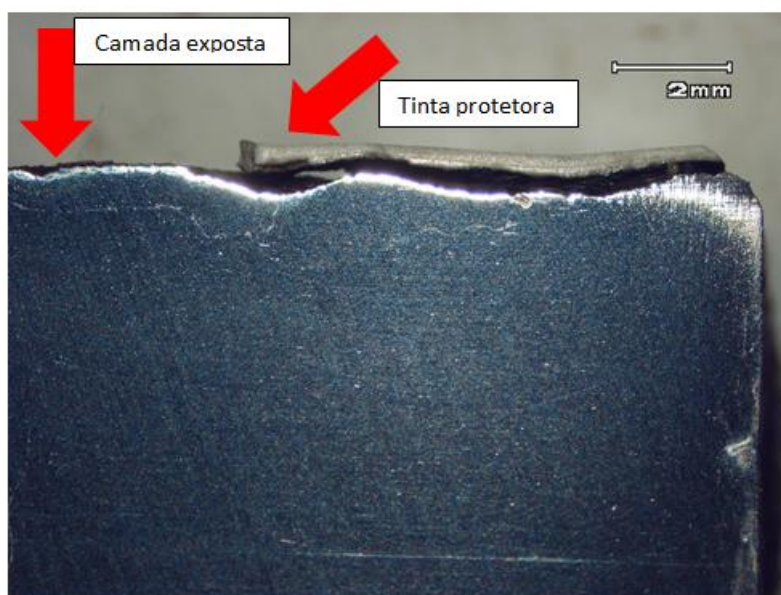


Figura A: Corpo de prova utilizado

Inicialmente, esperava-se que a parte exposta tivesse uma espessura menor que a camada protegida. Porém, as imagens verificadas para o pior caso (corpo de prova ensaiado sem inibidor), em micrografia e no MEV (microscópio eletrônico de varredura), mostraram o contrário (a camada protegida apresentou uma espessura menor). Evidenciando, assim, que ocorreu uma corrosão severa associada ao mecanismo de corrosão por frestas, como é possível observar nas Figuras B e C:



Figura B: Micrografia com 100 vezes de aumento na divisa (entre a camada protegida e a camada exposta)

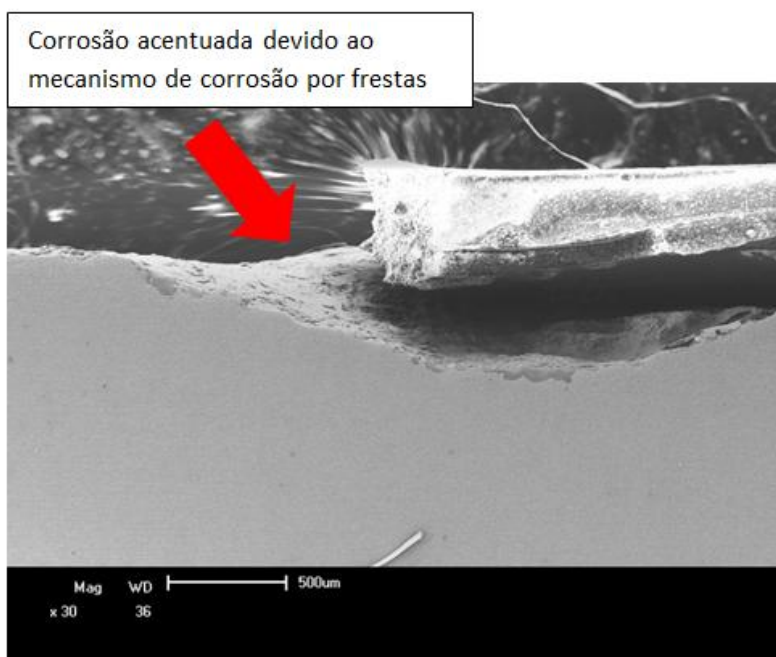


Figura C: MEV com 30 vezes de aumento, comprovando a corrosão acentuada

Essa metodologia utilizada não apresentou resultados satisfatórios e, por esse motivo, não foi apresentada nos resultados gerais desse trabalho.