

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

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais.

PPGE-3M

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO-FADIGA DO AÇO API 5L X60 EM
AMBIENTE PRESSURIZADO CONTENDO CO₂.

MARLON BRANDI CORRÊA
Engenheiro Metalúrgico

Dissertação para obtenção do Título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2010

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

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais.

PPGE-3M

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO-FADIGA DO AÇO API 5L X60 EM
AMBIENTE PRESSURIZADO CONTENDO CO₂.

MARLON BRANDI CORRÊA
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE-3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2010

II

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Prof. Dr. Afonso Reguly

Dr. Fabiano Dornelles Ramos

Prof. Dr. Carlos Perez Bergmann

Coordenador do PPGE-3M

III

Dedico esta dissertação aos meus pais Airton e Rosâne por terem heroicamente batalhado as condições que me permitiram hoje, mais uma vez, colher o fruto de nossos esforços.

AGRADECIMENTOS

Ao total apoio de meus familiares e amigos nesta jornada em busca de conhecimento;

Aos colegas do Laboratório de Metalurgia Física, especialmente aos colegas do GECOR pelo grande apoio e ajuda na realização do trabalho;

Aos professores do Lamef, em especial ao professor Telmo Strohaecker pela oportunidade de estar em um laboratório referência e ao Professor Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski pelo apoio e orientação na realização deste trabalho;

Aos professores do PPGE-3M, pelo compartilhamento de seus conhecimentos;

Ao CNPq pelo investimento destinado à pesquisa repassado a mim;

Ao total apoio do Cenpes/Petrobras, pela oportunidade de divulgação dos dados deste trabalho;

Enfim, a todas as pessoas que de alguma forma estiveram presentes em mais esta fase da minha vida e me privilegiaram com o seu apoio.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	2
2. REVISÃO DA LITERATURA	4
2.1. Extração e transporte de óleo e gás.....	4
2.2. Fadiga.....	6
2.2.1. Estimativa da vida em fadiga	8
2.2.2. Fadiga de estruturas soldadas.....	9
2.2.3. Efeito da tensão residual no comportamento em fadiga de juntas soldadas	11
2.2.4. Efeitos de superfície no comportamento em fadiga	12
2.3. Corrosão por CO ₂	14
2.4. Corrosão-fadiga	16
2.4.1. Mecanismos de corrosão-fadiga.....	20
Trincamento assistido pelo hidrogênio	22
Pressão interna.....	22
Mecanismo de decoesão	22
Mecanismo da Adsorção	22
Dissolução anódica	23
2.4.2. Variáveis que afetam a corrosão-fadiga	24
Variáveis mecânicas	24
Variáveis geométricas.....	25
Variáveis metalúrgicas	25
Variáveis ambientais.....	25
Fechamento de trinca.....	26
Frequência do carregamento.....	26
Razão de carregamento.....	28
Efeito dos cloretos	28
Efeito da temperatura.....	30
2.4.3. Testes de corrosão-fadiga.....	31

Testes de iniciação de trincas	31
2.4.4. Corrosão-fadiga em estruturas soldadas.....	32
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	34
3.1. Materiais	34
3.2. Análise química	36
3.3. Caracterização mecânica.....	36
3.4. Análise Metalográfica.....	37
3.5. Análise fractográfica.....	37
3.6. Análise do concentrador de tensões.....	37
3.7. Célula de ensaio	38
3.8. Parâmetros de ensaio	38
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	40
4.1. Análise química	40
4.2. Caracterização mecânica.....	40
4.3. Análise microestrutural.....	43
4.4. Curva de Wöhler.....	46
4.5. Análise fractográfica.....	53
4.6. Análise do concentrador de tensões.....	55
5. CONCLUSÕES	58
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	59
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	60

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1- Apresentação esquemática de possíveis configurações de <i>risers</i> rígidos a serem utilizados na exploração de óleo e gás (ÁVILA 2005).	5
Figura 2.2- Modelo de Cottrell-Hull para a formação de intrusões e extrusões (ASM 1996).	7
Figura 2.3- Padrões de curva de fadiga ao ar e em meios agressivos (PANASSION 1993) 9	
Figura 2.4- Comportamento de várias condições de tensões residuais em testes de fadiga de tração (WANG et al 2009).....	12
Figura 2.5- Influência do acabamento superficial na resistência a fadiga em diferentes níveis de tensões.	13
Figura 2.6- Diagrama de Pourbaix para o sistema Fe-H ₂ O-CO ₂ a 51 °C, com valores diferentes de atividade iônica, mostrando a região do FeCO ₃ (MISHRA 1997).....	16
Figura 2.7- Principais fatores que influenciam a corrosão fadiga em estruturas <i>offshore</i> ... 17	
Figura 2.8- Efeito da frequência de carregamento (PARGERTER 2008).	27
Figura 2.9- Variação da taxa de corrosão generalizada e taxa máxima de corrosão localizada com a variação na concentração de NaCl após 8 dias (JIANG 2009).....	29
Figura 2.10- Formação de pites em um aço API X60 exposto a uma solução contendo CO ₂ e cloretos a 80°C (JIANG 2009).....	29
Figura 2.11- Taxas de corrosão em função da temperatura e pressão parcial de CO ₂ (SRINIVASAN 2008)	30
Figura 2.12- Efeito da temperatura para um aço estrutural (BRANCO 1986).....	31
Figura 3.1- Segmento de tubo destinado aos ensaios.	34
Figura 3.2- Representação esquemática de retirada dos corpos-de-prova.....	35
Figura 3.3- Geometria do corpo-de-prova.	35
Figura 3.4- Corpo-de-prova pronto para a realização dos ensaio de corrosão-fadiga.	36
Figura 3.5- Representação esquemática do corpo-de-prova utilizado para o ensaio de tração.	37
Figura 3.6- Autoclave utilizada nos ensaios de corrosão-fadiga e fadiga.	38

Figura 4.1- Diagrama tensão x deformação de engenharia.	41
Figura 4.2- Aspecto macrográfico das juntas soldadas avaliadas por esta investigação.	42
Figura 4.3- Distribuição de microdureza Vickers ao longo da junta soldada para 3 “níveis” de distância da raiz da solda.	42
Figura 4.4- Microestrutura do metal de base. Nital 2%.....	43
Figura 4.5- Microestrutura do metal de solda. Nital 2%.	44
Figura 4.6- Microestrutura de uma região da ZTA. Nital 2%.	44
Figura 4.7- Microestrutura da região da ZTA do último passe de soldagem	45
Figura 4.8- Microestrutura da região da raiz da solda.	46
Figura 4.9- Curva de Wöhler obtida nos ensaios.	50
Figura 4.10- Diagrama para corrosão por CO ₂ (WAARD 1993).	52
Figura 4.11- Superfície de fratura do corpo-de-prova CF 010, ensaiado a um $\Delta\sigma$ de 284 MPa no meio corrosivo, rompendo com um número de ciclos $N = 288.105$	54
Figura 4.12- Superfície de fratura do corpo-de-prova CF 005, ensaiado a um $\Delta\sigma$ de 236 MPa no meio corrosivo, rompendo com um número de ciclos $N = 226.316$	54
Figura 4.13- Macrografia da junta soldada fraturada do corpo-de-prova CF 023, ensaiado a uma $\Delta\sigma$ de 367 MPa no meio corrosivo, rompendo com um número de ciclos $N = 59.100$ (Fratura na região do concentrador de tensões).	55
Figura 4.14- Ajuste da região do pé da raiz da solda para um círculo.	56
Figura 4.15- Resultado da simulação numérica empregada para o cálculo das tensões no corpo-de-prova.	56
Figura 4.16- Resultado da simulação numérica, identificando o concentrador de tensão... ..	57
Figura 4.17- Resultado da análise do concentrador de tensões na raiz da solda.	57

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1- Composição química do material estudado.....	40
Tabela 4.2- Resultados dos ensaios de fadiga ao ar.	47
Tabela 4.3- Resultados dos testes de corrosão-fadiga em solução agressiva para uma pressão de CO ₂ de 5 bara.	48
Tabela 4.4- Comparativo entre os resultados dos ensaios de fadiga ao ar e no meio agressivo.	49

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

CO₂: Dióxido de Carbono
H₂S: Ácido Sulfídrico
Cl⁻: Cloreto
pH: Potencial de hidrogênio
H₂: Hidrogênio molecular
ECS: Eletrodo de calomelano saturado
 ΔK : Variação do fator de intensidade de tensão
R: Razão de carregamento
NaCl: Cloreto de sódio
N: Número de ciclos
S: Tensão
 σ_e : Tensão de escoamento
 σ_{UTS} : Tensão máxima
ZTA: Zota termicamente ativada
MS: Metal de solda
MB: Metal de base
Kt: Fator de concentração de tensões
GTAW: Gas tungsten arc welding (TIG)
GMAW: Gas metal arc welding (MIG ou MAG)

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 2.1 Reação anódica de dissolução do ferro.....	13
Equação 2.2 Reação catódica de evolução do hidrogênio.....	13
Equação 2.3 Reação de solubilização do CO ₂ em água.....	13
Equação 2.4 Reação de hidratação do CO ₂	14
Equação 2.5 Reação de dissociação do ácido carbônico.....	14
Equação 2.6 Reação de formação de hidrogênio iônico e de carbonato.....	14
Equação 2.7 Estimativa da taxa de corrosão por CO ₂ para aços.....	14
Equação 3.1 Cálculo analítico da tensão para uma viga solicitada em flexão a quatro pontos.....	37
Equação 4.1 Cálculo do Carbono Equivalente.....	43
Equação 4.2 Metodologia proposta para a análise da competição entre os fatores de crescimento de trinca e de corrosão.....	50

RESUMO

Os *risers* rígidos, utilizados na indústria *offshore* para a exploração e transporte de óleo e gás, estão sujeitos a diversos fenômenos de degradação. A fadiga e a corrosão-fadiga são uma das causas mais comuns de falhas em serviço destas tubulações. Estas falhas geralmente são encontradas nas regiões submetidas a processos de soldagem.

Para uma operação que alie produtividade e segurança os fenômenos de fadiga e corrosão-fadiga devem ser estudados e entendidos a fim de evitá-los ou minimizá-los. Na indústria de exploração de óleo e gás, os ensaios de fadiga e corrosão-fadiga tornam-se necessários para a obtenção de dados que auxiliem no projeto das estruturas de produção. Aliado a isto, com a descoberta de novos campos de exploração de óleo e gás, novas condições operacionais são encontradas e carecem de dados.

Deste modo, este trabalho tem o objetivo de determinar o comportamento frente aos fenômenos de fadiga e corrosão-fadiga do aço API 5L X60, para uma condição com elevada pressão de CO₂, na presença de água com alta concentração de cloretos, inovando na aplicação de pressão elevada e abrindo caminho para a obtenção de resultados em altíssimas pressões, as quais frequentemente são encontradas em campo.

Para a obtenção dos resultados esperados, foi construído um sistema específico para o controle dos parâmetros do ensaio, sendo destacável a robustez do sistema e o baixo custo, quando comparado aos tradicionais equipamentos servomecânicos. Foram realizados ensaios de fadiga e corrosão-fadiga ao ar e no meio agressivo, respectivamente. Os ensaios foram realizados em flexão a quatro pontos em uma frequência de 1 Hz, sob razão de carregamento de $R=0,1$. Os dados finais são apresentados em uma curva de Wöhler.

Como resultado do trabalho, foi sugerida a existência de uma competição entre os fatores de dissolução do material pela corrosão e o mecanismo de propagação de trincas, levando o material a exibir, para alguns casos, um comportamento em corrosão-fadiga até seis vezes maior do que somente em fadiga, ou seja, no meio agressivo para algumas condições o material resistiu até seis vezes mais ciclos do que nos ensaios realizados ao ar.

Com isso, o trabalho fornece indícios de que, no meio/material estudados em escala laboratorial, a abordagem tradicional para o fenômeno de corrosão-fadiga pode levar a erros, sendo que em alguns casos o meio não age reduzindo a vida do material e pelo contrário sendo até benéfico para as características de fadiga em algumas situações.

ABSTRACT

Steel rigid risers applied for oil exploration and transportation on offshore industry are subjected to several degradation phenomena. Fatigue and corrosion are the most commons in service pipeline failure sources, mainly for the welded risers.

In order to achieve productive and safety operation conditions, fatigue and corrosion fatigue phenomena shall be well studied in order to minimize or even avoid them. In oil and gas industry fatigue and corrosion fatigue testing become necessary to provide helpful data for production structure design. Besides, there are shortage data for new operational conditions found on new oil and gas field discoveries.

Thus, this work aims to determine the fatigue and corrosion fatigue behaviour of the API 5L X60 steel for high CO₂ pressure condition in presence of water with high chloride content, innovating on the higher pressures application and opening the way to much higher pressures tests wich are often found on the field.

A specific system for test parameters control was assembled to achieve the expected results, being detected its robustness and low cost when compared to traditional servo mechanical equipments. Fatigue and corrosion fatigue test were performed in air and in aggressive environment, respectively. The experiments were conducted using four point bend test and a frequency of 1Hz. All final data are presented on a Wöhler curve.

The results suggest the existence of a competition between corrosion anodic dissolution and crack propagation mechanisms leading to an exhibition, for some cases, of a six times better behavior on corrosion fatigue condition then in air fatigue for this material. Thereby this work supplies evidences that for this specific material / medium tested on laboratory scale the traditional approach for corrosion fatigue phenomenon could lead to mistakes since that in some cases the environment does not act as a reduce factor for fatigue life, but actually could even be benefit for fatigue characteristics at some situations.

1. INTRODUÇÃO

As descobertas de campos petrolíferos em águas profundas e ultraprofundas, além da área do pré-sal, criaram a necessidade de se encontrar soluções tecnológicas que possibilitassem a produção econômica e segura destes campos.

Tubulações e vários outros tipos de componentes metálicos são utilizados em estruturas de plataformas marítimas (*offshore*). Devido às elevadas solicitações a que são expostas estas estruturas, principalmente pela ação das marés e dos ventos, elas geralmente estão sujeitas a diversos fenômenos de degradação, tais como fadiga e corrosão-fadiga.

Nas últimas décadas, o fenômeno da corrosão-fadiga de materiais metálicos tem atraído a atenção de uma considerável quantidade de pesquisadores. Isto se deve ao fato de que os fenômenos de corrosão-fadiga e corrosão sob tensão têm causado diversas falhas em serviço em uma grande variedade de indústrias, tal como a de óleo e gás.

No desenvolvimento de estruturas *offshore* para a produção de petróleo e gás, o conhecimento dos fenômenos de corrosão e corrosão-fadiga de juntas soldadas é indispensável para uma operação que alie produtividade e segurança.

Para o projeto de estruturas, que devam resistir a solicitações cíclicas em ambientes não agressivos (fadiga) e em ambientes agressivos (corrosão-fadiga), é essencial que se tenham dados confiáveis e nas condições mais próximas da aplicação real do material, principalmente dados sobre o comportamento em fadiga de juntas soldadas.

Atualmente, as condições de operação das estruturas e equipamentos da indústria *offshore* são cada vez mais severas, condições estas, que incluem altas pressões de gases agressivos, altas temperaturas e presença de outras espécies deletérias.

Há um grande interesse na obtenção dos dados de corrosão-fadiga em meios de alta severidade. Porém, a reprodução destas condições em laboratório leva a diferentes problemas práticos, de segurança e de custo de fabricação de equipamentos necessários à pesquisa.

Neste contexto, o objetivo principal deste trabalho é a verificação do comportamento em corrosão-fadiga do material API 5L X60, na condição de soldado como recebido, em

ambientes com elevada concentração de cloretos e pressão de dióxido de carbono, com relação ao mesmo material em fadiga ao ar. Para isto, foram projetados os equipamentos necessários à pesquisa, incluindo o sistema de aplicação e controle de carga, e o sistema de alimentação de gás.

Para a obtenção dos resultados foram ensaiados corpos-de-prova em fadiga e em corrosão-fadiga. Os corpos-de-prova foram retirados de um segmento de duto. Os ensaios consistiram em carregamento em flexão a quatro pontos a uma frequência de 1 Hz, ao ar e em solução salina de alta concentração de cloretos.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Extração e transporte de óleo e gás

Risers são basicamente dutos de escoamento de petróleo ou gás, responsáveis pelo transporte destes produtos desde os reservatórios até a superfície. Há basicamente dois tipos de *risers*, isto é, os rígidos e os flexíveis, sendo que os rígidos são aqueles de maior interesse para este trabalho.

Os *risers* rígidos são formados por seções de tubos fabricados normalmente em aço baixa liga ou microligado. Estes *risers*, utilizados em grandes profundidades sob a forma de catenária (descreve uma curva semelhante à de uma corda suspensa pelas suas extremidades), atingem flexibilidade suficiente para serem considerados como uma alternativa economicamente atrativa.

O *riser* rígido em catenária (SCR – *Steel Catenary Riser*) é uma concepção nova e foi introduzido com o objetivo de substituir, em grandes profundidades, o *riser* flexível cujo custo é elevado (ÁVILA 2005). *Risers* rígidos também podem ser aplicados sob a forma reta (*top tension riser*), ou seja, apresentam a configuração de uma reta desde a superfície até o leito marítimo.

Basicamente, os *risers* rígidos são compostos por vários segmentos tubulares soldados circunferencialmente. Devido a este processo de soldagem, na maioria das vezes realizadas em campo, pode-se ter a presença de concentradores de tensão e defeitos inerentes ao processo de soldagem presentes na estrutura final.

Estas tubulações precisam resistir à corrosão seja qual for a fase aquosa produzida juntamente com os hidrocarbonetos, os quais adicionalmente podem conter gases agressivos dissolvidos, tais como o dióxido de carbono (CO₂) e o gás sulfídrico (H₂S), além de espécies agressivas, como íons cloretos (BAI 2002).

A Figura 2.1 apresenta esquematicamente alguns tipos de plataformas de exploração de petróleo em condições *offshore*, onde se pode observar a presença de *risers*

rígidos na configuração de catenária (formando uma curva) e *top tension riser* (formando uma reta).

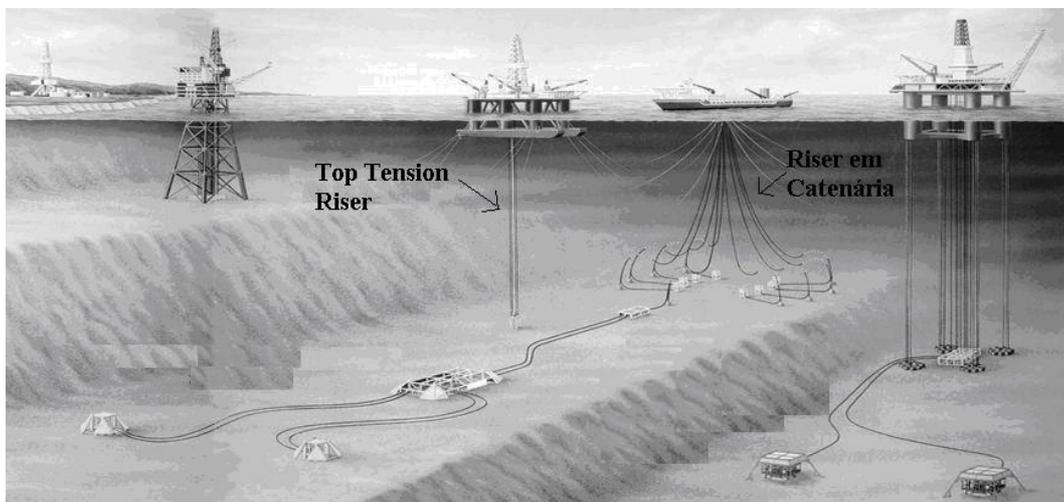


Figura 2.1- Apresentação esquemática de possíveis configurações de risers rígidos a serem utilizados na exploração de óleo e gás (ÁVILA 2005).

As estruturas *offshore*, como os risers e as plataformas, são geralmente projetadas para resistirem à solitação mecânica por cargas dinâmicas, resultado da ação de ventos e marés (LEKLONG 2008).

Segundo o trabalho de Smith (SMITH 1999), as condições de operação de poços de petróleo ao redor do mundo são muito variáveis, sendo que grande parte dos resultados apresentados para as experiências de campo são apresentados com respeito às concentrações de espécies agressivas. Smith demonstra que, em alguns campos na Alemanha, foram usados aços inoxidáveis SAF 2205 em poços contendo 4,4% H_2S , 8,3% CO_2 e 8% de Cl^- . Já em alguns campos dos Países Baixos, há poços em operação com 2% H_2S , 3% CO_2 , e 9% Cl^- . Inclusive, o autor relata que alguns poços na Alemanha chegam a produzir 30% de H_2S , a pressões entre 200 e 300 bar, com 160.000 ppm de Cl^- a temperaturas de até 140°C. O controle da corrosão e dos fenômenos associados, portanto, é essencial para a manutenção da produção de petróleo e evitar o risco de acidentes e paradas de produção inesperadas.

Os aços utilizados na fabricação de risers rígidos são normalmente da classe API X, classificados pela norma americana API 5L (API 5L 2004). Estes aços são designados por um número, precedido da letra X, correspondente ao seu limite de escoamento. Segundo esta nomenclatura, tem-se, por exemplo, para o aço X60 que a sua tensão limite de escoamento mínima é de 60 ksi, ou 60.000 psi (414 MPa).

Embora tubulações de exploração e distribuição de óleo e gás tenham um excelente histórico no quesito segurança, estas estão sujeitas a vários tipos de danos durante sua operação em campo.

No trabalho de Gamboa (GAMBOA 2008), dois danos comumente presentes em estruturas *offshore* foram estudados, isto é, a corrosão sob tensão e a corrosão-fadiga. O autor utiliza uma abordagem que até então não tinha sido desenvolvida por outros pesquisadores. Em seu trabalho, foram nucleadas trincas de corrosão sob tensão em um aço API X60 e, posteriormente, avaliada a propagação destas pelo mecanismo de fadiga. O trabalho evidencia as grandes taxas de crescimento de trincas de fadiga quando estas já foram nucleadas por outros mecanismos, demonstrando a grande importância da etapa de nucleação de trincas no fenômeno de fadiga/corrosão-fadiga.

2.2. Fadiga

Define-se fadiga como o fenômeno de ruptura progressiva de materiais sujeitos a variações cíclicas de tensão ou deformação. Este processo pode culminar na formação de trincas ou até mesmo na fratura total do componente solicitado, após um número suficiente de ciclos de carregamento (FRICKE 2003). Acredita-se que o fenômeno de fadiga seja o responsável por pelo menos 90% das causas de falha em componentes sujeitos a carregamentos cíclicos (ASM 1975).

Sob carregamentos cíclicos, trincas de fadiga frequentemente iniciam próximas ou nas próprias singularidades, tais como, inclusões, redução de seção, pites de corrosão, contornos de grão fragilizados, entre outros concentradores de tensão. Microtrincas podem já estar presentes no material, oriundas dos processos de fabricação, como soldagem, tratamentos térmicos, conformação mecânica etc.

A falha por fadiga pode ser dividida em quatro estágios:

1. Iniciação da trinca – inclui o desenvolvimento inicial dos danos causados por fadiga, os quais podem ser removidos através de tratamento térmico adequado, neste caso o tratamento térmico seria o responsável pela aniquilação do dano acumulado de fadiga, pelo processo de recristalização ou recuperação.
2. Crescimento da trinca em banda de deslizamento – relativo ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão cisalhante. Este estágio é frequentemente chamado de estágio I de crescimento de trinca.

3. Crescimento de trinca nos planos de alta tensão de tração – Envolve o crescimento de uma trinca bem definida em direção normal à tensão de tração máxima. Este estágio é geralmente chamado de estágio II de crescimento de trinca.
4. Ruptura final catastrófica – Ocorre quando a trinca atinge um tamanho tal que a seção transversal resistente não pode mais suportar a carga.

Dispõe-se de vários modelos para explicar a nucleação de trincas de fadiga, sendo que praticamente todos envolvem o acúmulo de discordâncias na superfície devido à deformação plástica localizada.

Como um dos modelos mais simples para a nucleação de trincas de fadiga em materiais metálicos, tem-se o modelo de Cottrell-Hull, que assume que microtrincas podem iniciar devido a uma suficiente alta amplitude de deformação plástica localizada. De acordo com este modelo, quando uma discordância emerge na superfície, uma banda de escorregamento com o módulo de um vetor de Burgers é criada. Durante a reversão perfeita do ciclo no mesmo plano de escorregamento, esta banda é cancelada, ainda que o escorregamento possa ocorrer em um plano similar e a reversão não seja perfeita.

O acúmulo de várias bandas de escorregamento criadas de acordo com o modelo de Cottrell-Hull produz uma excessiva rugosidade na superfície, podendo então levar à nucleação de uma microtrinca. A Figura 2.2 apresenta o mecanismo proposto: De (a) até (c) ocorrem os escorregamentos dos planos atômicos em direções preferenciais. Já em (d) e (e) ocorre a formação das intrusões/extrusões propriamente ditas (ASM 1996).

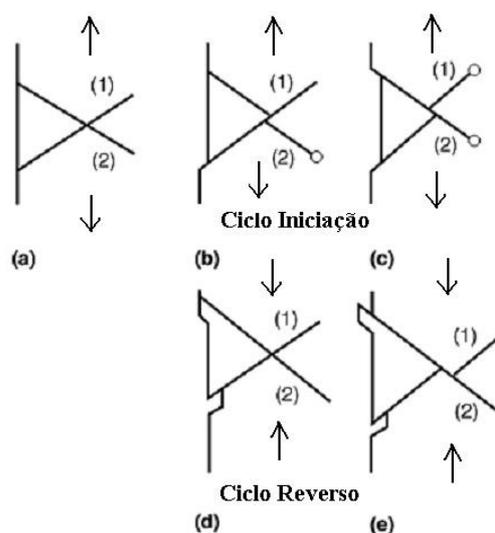


Figura 2.2- Modelo de Cottrell-Hull para a formação de intrusões e extrusões (ASM 1996).

A fração relativa do número total de ciclos para a ruptura, que está associada a cada estágio, depende das condições de ensaio e do material. Todavia, já se encontra bem

estabelecido o fato de que uma trinca de fadiga pode ser formada antes que tenham decorrido 10% da vida total da amostra. Estes estágios do processo de falha por fadiga são complexos e influenciados por muitos fatores (DIETER 1976).

A variabilidade no comportamento em fadiga em corpos-de-prova ou componentes é bem conhecida e isto é válido para ciclos até a falha, ciclos até a iniciação da trinca, taxa de propagação de microtrincas e taxa de propagação das macrotrincas.

Segundo Dieter (DIETER 1976), normalmente, observa-se uma dispersão razoável nos resultados experimentais, embora seja possível sem muita dificuldade o traçado de uma curva ajustada aos pontos. Se vários corpos-de-prova forem ensaiados a uma mesma tensão, ocorrerá uma grande dispersão nos valores observados de número de ciclos para a fratura, dispersão esta que chega a atingir uma ordem de grandeza na escala logarítmica entre os valores máximo e mínimo.

Aparentemente, a dispersão dos dados parece ser maior para estruturas soldadas (SMITH 1984). A literatura indica que os dados de fadiga para soldas realizadas com juntas de topo e em ângulo são amplamente dispersos por um fator de aproximadamente 15 na vida em fadiga. Por este motivo, geralmente, os projetos baseados em vida em fadiga de estruturas soldadas levam em consideração a menor vida em fadiga obtidas nos diferentes testes.

2.2.1. Estimativa da vida em fadiga

Desde a publicação dos dados produzidos por Wöhler na Alemanha em 1850, uma das metodologias largamente empregadas são as curvas de tensão versus ciclos para a falha por fadiga, as quais frequentemente são chamadas de curvas de Wöhler. Atualmente, embora existam novos modelamentos para a análise da vida em fadiga de um material, a abordagem sugerida por Wöhler ainda continua sendo utilizada como uma ferramenta extremamente útil.

Para determinar a resistência de materiais sujeitos à ação de um carregamento cíclico, corpos-de-prova são submetidos a diversas magnitudes de carregamento e, ao mesmo tempo, são registrados os ciclos necessários para a ruptura para cada magnitude de carregamento, ou até o critério de parada do ensaio. Com um número razoável de corpos-de-prova, é possível estabelecer a resistência à fadiga do material. Basicamente, o ensaio de acordo com a metodologia de Wöhler apresenta os dados experimentais de fadiga na forma de uma curva tensão versus o número de ciclos até a fratura. Geralmente, os valores

de tensão são nominais e não levam em consideração os concentradores de tensão (DIETER 1976).

A Figura 2.3 apresenta esquematicamente o comportamento esperado para as curvas de Wöhler para um material metálico ferroso ao ar e exposto a um meio agressivo, onde a principal diferença é a característica do material não apresentar limite de fadiga quando exposto ao meio agressivo.

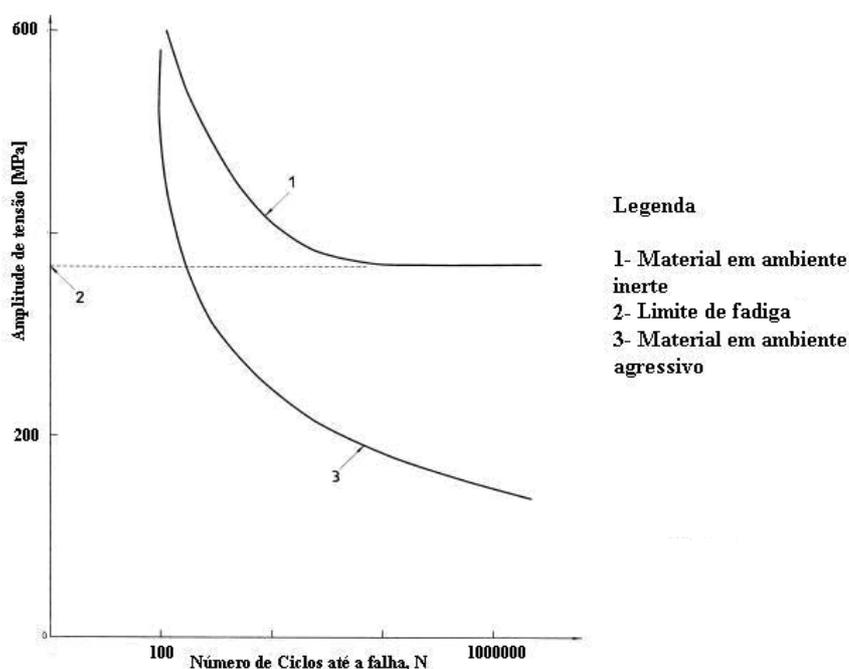


Figura 2.3- Padrões de curva de fadiga ao ar e em meios agressivos (PANASSION 1993)

Em corrosão-fadiga, o desenvolvimento de curvas de Wöhler, com dados condizentes à realidade (alto número de ciclos), apresenta um grande inconveniente no que diz respeito à confiabilidade destes. Este inconveniente está relacionado ao tempo necessário para a obtenção de uma única curva de Wöhler que, dependendo da frequência de ensaio utilizada, das cargas e dos critérios de parada, pode vir a durar um ano ou mais.

Ao que se refere ao projeto de estruturas *offshore*, existe certa divergência com respeito à validade dos dados produzidos em laboratório, onde pequenas amostras soldadas são ensaiadas e a extrapolação é feita para as estruturas reais (HARTT 1990).

2.2.2. Fadiga de estruturas soldadas

O estudo da fadiga de estruturas soldadas é um processo complexo, visto que a operação de soldagem afeta fortemente o material, principalmente devido ao aporte

térmico e resfriamento posterior, além da fusão do material que produz uma microestrutura não homogênea e, possivelmente, com defeitos.

A fratura por fadiga é o principal modo de falha de estruturas soldadas sujeitas a carregamentos mecânicos cíclicos, sendo que considera-se que a resistência à fadiga das estruturas soldadas como um todo é geralmente baseada na resistência da junta soldada vista isoladamente (WANG et al 2009).

No caso de estruturas *offshore*, normalmente fabricadas em aços estruturais, a fratura por fadiga geralmente inicia na raiz de conexões soldadas, devido às descontinuidades geométricas e a concentração de tensão associada. O comportamento em fadiga ao ar de soldas circunferenciais em tubulações é fundamentalmente controlado pela geometria do pé da raiz da solda (MADDOX 2003).

Com respeito aos processos que levam à falha por fadiga de juntas soldadas, há duas vertentes distintas: Uma considera as inclusões de escória com formatos angulares que inevitavelmente estão presentes na raiz de soldas. Estas são consideradas efetivamente sítios de iniciação de trincas, o que torna a vida em fadiga assim controlada predominantemente pelo processo de propagação de trinca (MADDOX 1991). A segunda vertente considera que a vida em fadiga de estruturas soldadas é composta pelos processos de nucleação e propagação de trincas. Em alguns estudos citados no trabalho de Zhang e Maddox (ZHANG e MADDOX 2009), é demonstrado que 40 a 50 % da vida em fadiga de um material pode ser exclusivamente dependente do período de nucleação de trinca, ainda que este número possa variar amplamente em função do material e das condições de ensaio.

Outros fatores que afetam a vida em fadiga de estruturas soldadas, além da concentração de tensões, são as tensões residuais, distorções e as transformações microestruturais induzidas pelo ciclo térmico que o material experimenta durante o processo 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. O principal objetivo desta operação é a redução do efeito de concentração de tensões nesta região, tendo como benefício adicional a possibilidade da remoção de pequenos defeitos eventualmente presentes na raiz da solda (BS 7608 1993). Ainda segundo a mesma referência, utilizando-se adequadamente o procedimento de esmerilhamento, a resistência à fadiga da junta soldada pode ser aumentada em no mínimo 2,2 vezes.

Em sua investigação, Lemos (LEMOS 2009), que utilizou uma junta soldada do material API 5L X60, verificou um aumento na resistência à fadiga de aproximadamente quatro vezes na condição com a raiz da solda “esmerilhada”, em comparação ao material com a junta soldada como recebida, com o raio da raiz de solda de aproximadamente 0,1 mm.

2.2.3. Efeito da tensão residual no comportamento em fadiga de juntas soldadas

De uma forma geral, tensões residuais compressivas e trativas aumentam e diminuem a resistência à fadiga, respectivamente. O efeito das tensões residuais no comportamento em fadiga é similar ao das tensões externas aplicadas. Atualmente, segundo Sonsino (SONSINO 2009), tem-se observado que estruturas soldadas apresentam, em média, um nível mais elevado de tensões residuais trativas do que compressivas, podendo ser estas tensões da ordem da tensão de escoamento do material.

Muitas investigações têm mostrado 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, bem como os benefícios garantidos pela introdução de tensões residuais compressivas por processos de tratamento superficial, como o *shot peening* (TORRES 2002).

Portanto, na verdade, as tensões atuantes em juntas soldadas são uma combinação das tensões mecânicas externas e das tensões residuais já presentes no material, que independem da solicitação mecânica imposta. Denomina-se como tensão efetiva o somatório das tensões aplicadas mais as tensões residuais.

Na Figura 2.4, são apresentadas algumas situações de tensões residuais que podem estar presentes, decorrentes do processo de soldagem e outras que podem ser induzidas pelos tratamentos pós-soldagem, como o *shot peening*. Nos casos b e c, é avaliada a presença de tensões residuais trativas oriundas, por exemplo, de um processo de soldagem. Já nos casos d, e, e f, avalia-se o efeito de tensões residuais compressivas na configuração de carregamento cíclico, tensões estas introduzidas por *shot peening*, por exemplo. De acordo com o trabalho de Wang (WANG et al 2009), o tratamento pós-soldagem garante os melhores resultados quando as tensões externas aplicadas ao componente são de baixa magnitude e as tensões residuais de compressão são altas, como acontece na situação ilustrada na Figura 2.4.e.

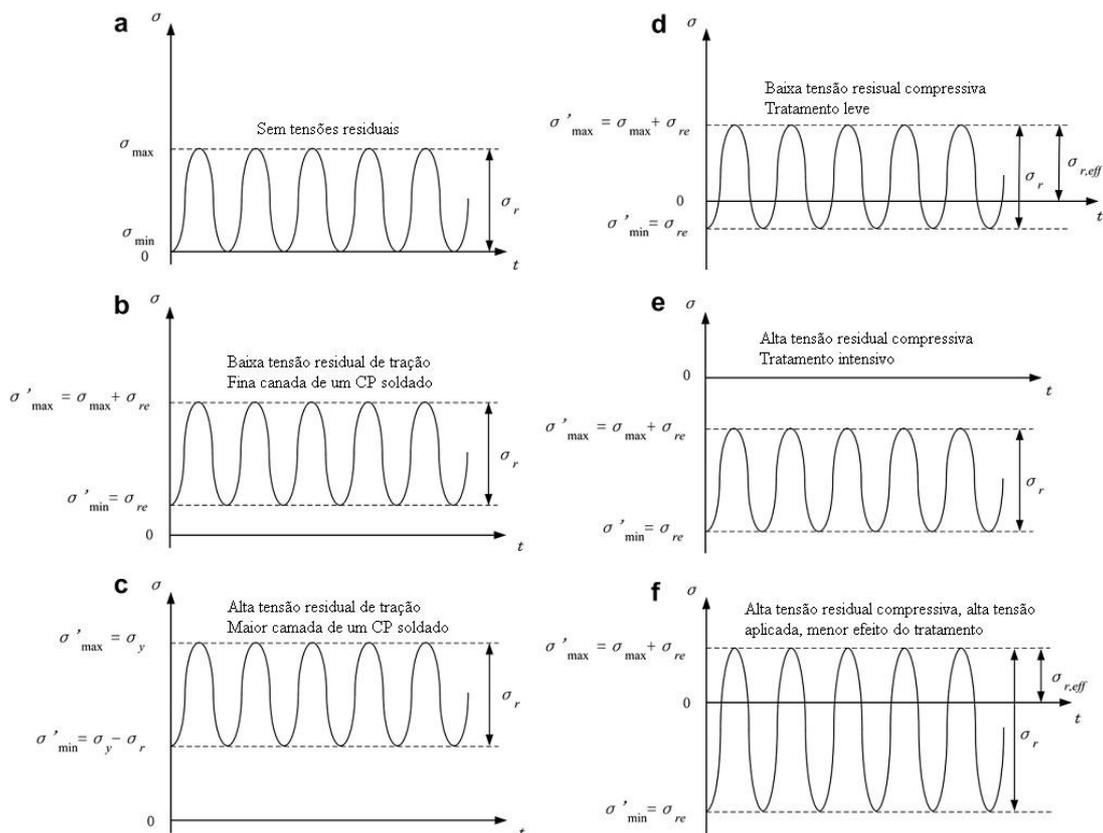


Figura 2.4- Comportamento de várias condições de tensões residuais em testes de fadiga de tração (WANG et al 2009).

Segundo o trabalho de Bussu (BUSSU 2003), quando tensões residuais tratativas longitudinais da ordem da metade da tensão de escoamento estão presentes em soldas, a taxa de crescimento de trincas transversais à solda pode ser de três a sete vezes maior do que no metal de base sem as tensões residuais impostas pela soldagem. De acordo com esta publicação, nota-se o grande efeito da soldagem frente ao comportamento em fadiga.

2.2.4. Efeitos de superfície no comportamento em fadiga

Dados de fadiga usados em projetos de engenharia tipicamente são obtidos em corpos-de-prova polidos e em escala reduzida. Os dados utilizados no projeto, contudo, deveriam ser obtidos em condições similares àquelas que o componente estará submetido em operação, o que tradicionalmente não é o caso. De fato, em uma aplicação real, a geometria do componente será diferente daquela do corpo-de-prova e a superfície, quase que invariavelmente, terá um acabamento inferior a do corpo-de-prova, além de eventualmente conter tensões residuais (KYRRE et al 2008).

Praticamente todas as falhas por fadiga tem como ponto de iniciação a superfície do componente. Para a grande maioria das configurações de carregamento, a superfície é a região de maior solicitação mecânica, de forma que a condição superficial é de extrema importância (YIN 2009). Existe ampla evidência de que as propriedades de fadiga são muito sensíveis à condição superficial. Basicamente, os fatores superficiais que afetam a resistência à fadiga são:

1. Rugosidade da superfície ou concentradores de tensão na superfície. Este efeito é claramente observado com a utilização de corpos-de-prova polidos cuidadosamente;
2. Variações na resistência a fadiga na própria superfície;
3. Gradientes de tensão residual nas camadas superficiais do material.

A Figura 2.5 apresenta resumidamente como a condição superficial e a presença de tensão residual podem alterar a resistência à fadiga de um material genérico, comparando a resistência à fadiga para diferentes condições superficiais.

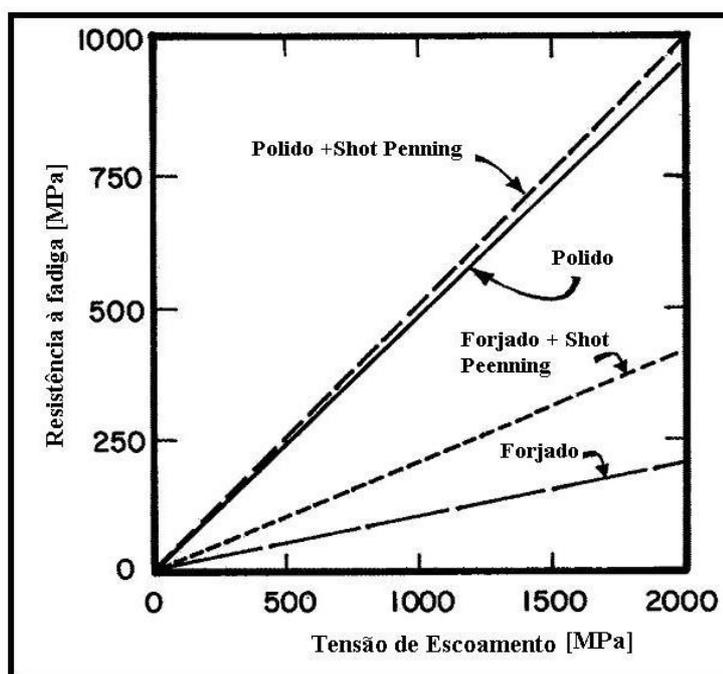


Figura 2.5- Influência do acabamento superficial na resistência a fadiga em diferentes níveis de tensões.

Estudos revelaram, através da observação sistemática da superfície do material em alguns testes de corrosão-fadiga, que as trincas teriam maior facilidade de se iniciar onde randomicamente foram nucleados pites de corrosão, atuando estes como concentradores de tensão na superfície (KITAGAW et al 1983).

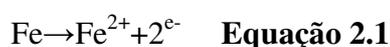
2.3. Corrosão por CO₂

A corrosão por CO₂ é um amplo termo que inclui diversos tipos de falha por corrosão em diferentes valores de pH, que podem variar entre 2 e 10, dentro de uma larga faixa de temperaturas, em diferentes tipos de meios. Como resultado, pode ocorrer tanto a corrosão generalizada como a localizada, o que depende das condições de operação.

A corrosão em *Risers* e *Linepipes* (tubos utilizados para o transporte de óleo, gás e destilados de petróleo), produzidos em aço ao carbono, expostos às soluções salinas que contém CO₂, é um problema importante na indústria de óleo e gás. Em áreas remotas ou em condições *offshore*, usualmente, não é economicamente viável a separação no próprio poço, sendo então a mistura óleo/água/gás transportada através dos dutos de produção. Os níveis de CO₂ e água salina em poços de petróleo maduros, ou seja, que já produziram pelo menos 40% de seu volume recuperável podem chegar a 30 e 90%, respectivamente (JEPSON et al 1997).

Os principais fatores que influenciam a taxa e a intensidade dos processos de corrosão e o tipo de falha devido ao processo corrosivo são: a temperatura, o pH e a pressão parcial de CO₂, onde a temperatura é considerada o fator mais importante. De acordo com o trabalho de Jiang (JIANG et al 2009), quando o CO₂ se dissolve na água, este forma ácido carbônico, o qual é mais corrosivo para um aço de baixa liga do que o HCl de mesmo pH.

A taxa de corrosão de um aço abaixo dos 60°C em soluções que não contenham O₂ dissolvido é controlada basicamente pela cinética da evolução de H₂ (MOISEEVA 2001). Simplificadamente, a reação anódica envolve a oxidação do Ferro, como pode ser observada na Equação 2.1 Como reação catódica, para meios desaerados, tem-se principalmente a reação de redução do hidrogênio, conforme a equação 2.2.

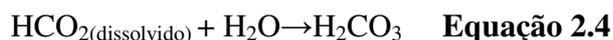


O CO₂ presente no meio apresenta os passos descritos da equação 2.3 até a equação 2.6 para sua dissolução em água:

O CO₂ gasoso é solubilizado na água:



Uma pequena quantidade de moléculas de CO₂ é hidratada formando ácido carbônico:



Ocorre a primeira dissociação do ácido carbônico:



O íon bicarbonato se dissocia formando H^+ e o íon carbonato CO_3^{2-} :



Há estudos, como aqueles citados por Tandon et al (TANDON et, al 2009) e por Waard e Lotz (WAARD e LOTZ 1993), que formulam equações para calcular as taxas de corrosão devido ao CO_2 , baseadas na pressão parcial de CO_2 do sistema em questão e na temperatura (ver Equação 2.7). Contudo, vários outros pesquisadores desenvolveram outras relações empíricas utilizando outros parâmetros ou baseadas em outros mecanismos associados à corrosão por CO_2 (NYBORG 2002).

$$\log v_k = 6.467 - 1710/(273.2 + T) + 0.67 \log p_{\text{CO}_2} \quad \text{Equação 2.7}$$

Onde:

v_k é a taxa média de perda de massa [$\text{g}/\text{m}^2.\text{h}$], expressa em termos da profundidade da corrosão [mm/ano];

p_{CO_2} é a pressão parcial de CO_2 [MPa], sendo que a equação vale para pressões parciais menores que 1MPa;

T é a temperatura em graus Celsius (a equação é válida para temperaturas menores do que 140°C).

Em sistemas reais de produção de óleo, além da fase líquida (água+óleo), existe a produção conjunta de gás, configurando um sistema dito multifásico. Neste caso, o fluxo exerce influência na taxa de corrosão do material. Esta influência é relacionada a diversos fatores, tais como: maior oferta de espécies reagentes na superfície metálica, alteração das características de formação de filmes protetores, molhamento de óleo na superfície metálica entre outros. O modelamento deste efeito é complexo e na maioria das vezes não é considerado na previsão da corrosão por CO_2 (SILVA 2009).

Atualmente, há uma variedade de métodos disponíveis para o controle da corrosão por CO_2 . A escolha do melhor método dependerá das condições de corrosão e do mecanismo no qual a corrosão se processa, embora seja unânime que um dos métodos mais eficientes e econômicos para o controle da corrosão por CO_2 seja a utilização de inibidores.

Nestes casos, a escolha do inibidor ideal é realizada com base no pH, temperatura e nas condições iniciais da superfície (MOISEEVA 2001).

A corrosão do aço em meios aquosos contendo CO_2 dissolvido é um processo eletroquímico. Sabe-se que este processo aumenta a quantidade de hidrogênio formado no cátodo e isto pode resultar na formação de filmes de carbonato não protetores na superfície do metal, além da fragilização pelo hidrogênio (MOISEEVA 2002). Segundo Moraes (MORAES 2000), camadas protetoras de FeCO_3 podem ser observadas somente para valores de pH maiores do que 5, sendo que camadas efetivamente protetoras estão presentes somente em altas temperaturas ($93\text{ }^\circ\text{C}$) e valores de pH maiores do que 5,5. Este comportamento pode ser observado pelo diagrama de Pourbaix, ilustrado na Figura 2.6. Neste diagrama, pode-se observar que apenas para um pH de aproximadamente 5,5 ou maior é que se pode observar a formação de produtos protetores (MISHRA 1997).

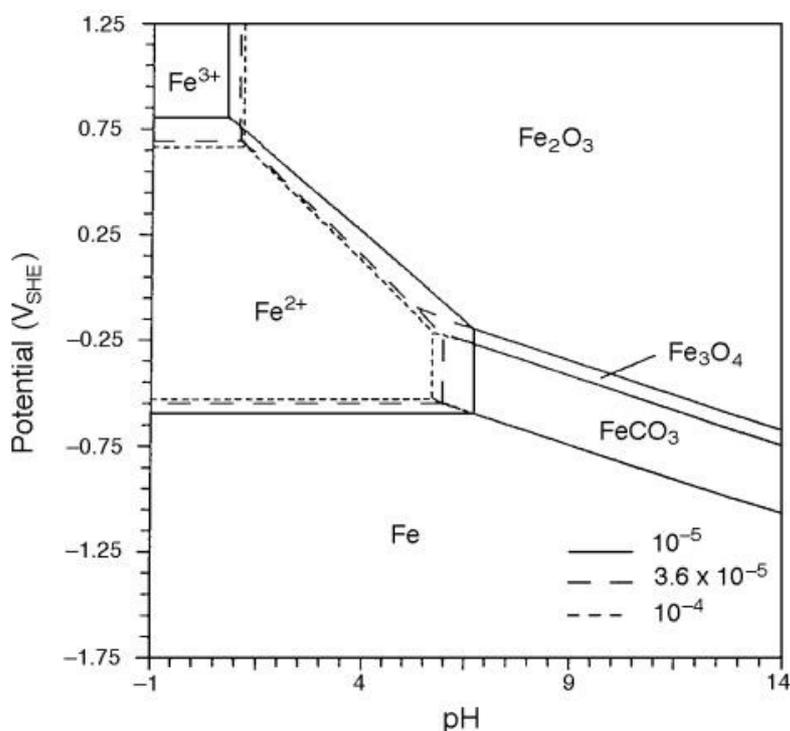


Figura 2.6- Diagrama de Pourbaix para o sistema Fe-H₂O-CO₂ a 51 °C, com valores diferentes de atividade iônica, mostrando a região do FeCO₃ (MISHRA 1997).

2.4. Corrosão-fadiga

O estudo da corrosão-fadiga em metais envolve diferentes campos do conhecimento, o que abre espaço para diferentes formas de interpretação (SCOTT 1983).

Corrosão-fadiga exibe os mesmos estágios de formação e propagação de trincas que a fadiga.

O trincamento do material em ambientes agressivos pode estar relacionado a ambos os fenômenos de corrosão-fadiga e corrosão sob tensão. Mais especificamente, o termo corrosão-fadiga se refere à combinação de um ambiente agressivo com esforços mecânicos cíclicos, causando assim danos ou falha no material (MORRINSON et. al 2007).

As investigações do comportamento dos metais sob ação simultânea de cargas alternadas repetidas e meios corrosivos datam de 1910. P.B Haigh foi o primeiro pesquisador neste campo. Ele testou corpos-de-prova de latão em meios contendo amônia e água salina e comparou os seus resultados com dados obtidos ao ar (YAREMA, 2007).

Sabe-se que a corrosão-fadiga é um fenômeno de degradação causado pela sinergia entre solicitações mecânicas cíclicas e a natureza corrosiva do ambiente (TADA 2006), o que pode levar a uma diminuição da vida operacional de componentes e equipamentos expostos a estas condições (JIVKOV 2003).

O processo de corrosão-fadiga em estruturas *offshore* envolve uma relação complexa entre os diversos fatores que influenciam o fenômeno. Na Figura 2.7, pode-se observar como estas variáveis podem estar relacionadas.

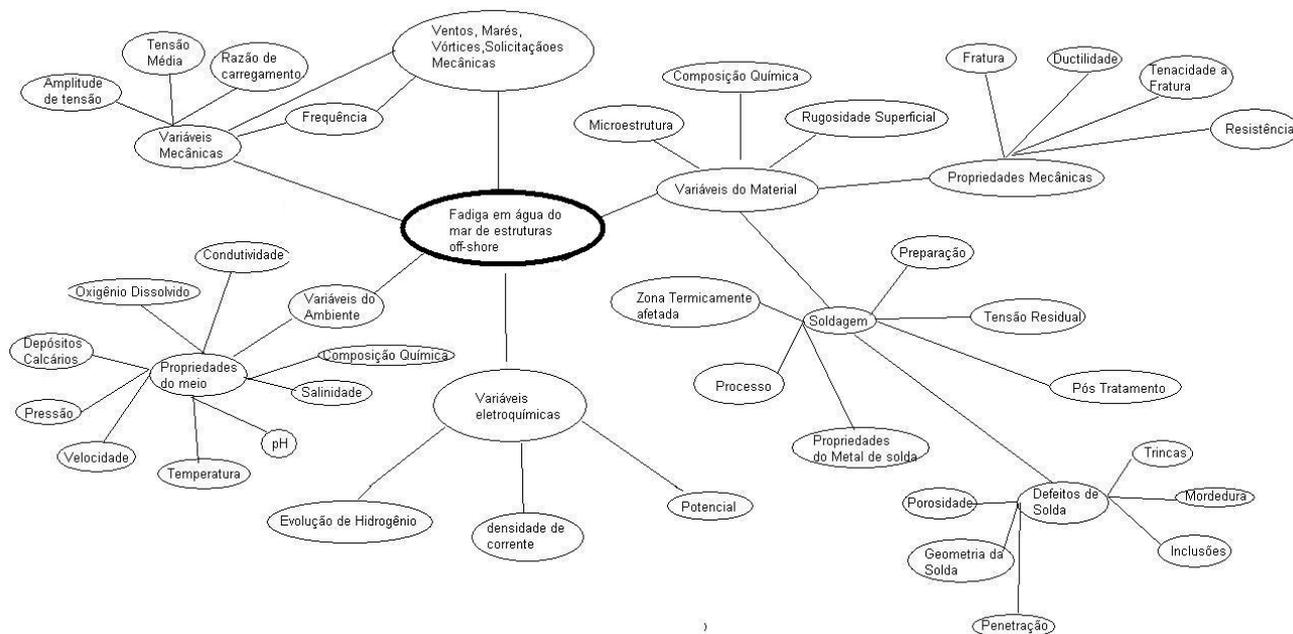


Figura 2.7- Principais fatores que influenciam a corrosão fadiga em estruturas *offshore*.

O fenômeno de corrosão-fadiga de aços e outras ligas metálicas está intimamente relacionado à interação eletroquímica de um metal deformado localmente, ou seja,

energeticamente susceptível a perda de átomos naquela região com o ambiente agressivo que o circunda. Isto é confirmado por muitos experimentos e hipóteses da corrosão aliada a esforços mecânicos (KHOMA 2002). De acordo com Wang (WANG 1995), tem sido aceito que o processo de corrosão-fadiga em soluções aquosas é controlado basicamente pela corrosão localizada ou a presença de hidrogênio na ponta da trinca. De acordo com Pao (PAO 2000), a corrosão por pites tem sido uma das principais causas de nucleação de trincas de fadiga em uma grande variedade de aços e ligas de alumínio.

Algumas peculiaridades do fenômeno de corrosão-fadiga podem gerar dúvidas na análise dos resultados dos ensaios. No trabalho de Pargeter (PARGETER 2008), há a citação de que o meio de corrosão pode agir de diferentes formas em diferentes estágios da nucleação e propagação das trincas de fadiga. Por exemplo, nos primeiros estágios de crescimento, pode ocorrer o “cegamento” da ponta da trinca e assim a diminuição da taxa de propagação ou até mesmo a imobilização da trinca. Por outro lado, contudo, para o mesmo meio, mas em um outro momento do estágio de crescimento, pode ocorrer o aumento na taxa de crescimento da trinca.

De fato, no trabalho acima citado, o autor observa uma vida em corrosão-fadiga maior do que aquela encontrada ao ar, para um aço API 5L X60, para determinadas frequências de carregamento, sendo este comportamento justificado pela competição entre os mecanismos de crescimento de trinca e a taxa de corrosão do material no meio.

Atualmente, pesquisas sobre a corrosão em diferentes tipos de indústrias têm mostrado que entre 20 a 40% das falhas envolvendo corrosão estão associadas à corrosão-fadiga (SHAHNEWAZ et al 2008). Outro fenômeno bastante comum de falhas em campo de ligas metálicas é a corrosão sob tensão, onde o material falha por uma sinergia entre o esforço mecânico aplicado e presença de um meio agressivo específico. De fato, os mecanismos envolvidos na corrosão-fadiga e corrosão sob tensão podem ser os mesmos, com a diferença somente na configuração de carregamento, isto é, o primeiro envolve cargas cíclicas enquanto que o último um carregamento monotônico ou estático (ASM METALS HANBOOK N°19).

Segundo Shipilov (SHIPILOV 2002), muitas das falhas em serviço, senão a maioria, de uma grande variedade de indústrias, são devido à corrosão-fadiga e a corrosão sob tensão, onde a corrosão sob tensão seria um caso especial de corrosão-fadiga, com a razão de carregamento $R = 1$ ($R = \text{Tensão mínima/Tensão máxima}$).

Ainda de acordo com o trabalho de Shipilov (SHIPILOV 2002), até o momento, não há nenhum método efetivo para a prevenção das falhas por corrosão-fadiga, sendo inclusive

impossível se predizer que combinações de materiais e meios resultarão em dano por corrosão-fadiga, apesar da ampla base de dados existente.

De acordo com Yarema (YAREMA 2007), com os dados experimentais sobre o fenômeno de corrosão-fadiga acumulados até o momento, é possível se fazer algumas generalizações, sendo entre elas:

- A superfície de fratura da falha por corrosão-fadiga é caracterizada pela presença de um grande número de possíveis pontos de nucleação de trincas, o que geralmente não é o caso para uma falha por fadiga pura. Uma característica adicional é que, muitas vezes, a fratura está coberta por produtos de corrosão;
- O fenômeno da corrosão-fadiga tem uma natureza mista, devido aos fatores de que predominantemente depende, isto é, corrosão e carregamento cíclico. Contudo, por definição, emprega-se o termo corrosão-fadiga somente para aqueles casos em que a corrosão definitivamente afeta a resistência à fadiga do material, produzindo uma “penalização” na curva de fadiga;
- O ar atmosférico é um meio relativamente pouco agressivo ao aço carbono, o qual, em alguns casos, pode diminuir a vida em fadiga do material com respeito ao comportamento do mesmo material em uma atmosfera inerte como, por exemplo, argônio, apesar de não mudar a forma da curva de fadiga. Os componentes ativos do ar (oxigênio e vapor de água) são os responsáveis pelo possível efeito negativo. Atmosferas industriais podem aumentar a agressividade do meio;
- A corrosão pode ser facilitada pela presença de oxigênio. Assim, o grau de diminuição de resistência à fadiga de um material, imerso em um meio com acesso restrito de oxigênio, tende a ser menor do que em um meio oxigenado. Como resultado disto, pode-se eventualmente observar um melhor comportamento em fadiga em meios aquosos desoxigenados, em relação aos dados produzidos ao ar.
- A ação combinada de concentradores de tensões, próximos a descontinuidades, e o meio corrosivo diminui consideravelmente a resistência à fadiga, sendo esta redução muito mais pronunciada do que se estes efeitos fossem considerados separadamente. Todavia, há exceções, como para os casos que envolvem os fenômenos de fechamento ou “cegamento” de trinca;
- Assim como no comportamento ao ar, os valores de resistência à corrosão-fadiga em tração/compressão são menores do que quando os esforços são de flexão, já que toda a seção transversal está sob a mesma tensão nominal e não há gradientes de tensão como no carregamento de flexão.

- Entre os fatores ambientais fundamentais em testes de corrosão-fadiga, comumente estão incluídos: o pH, a pressão parcial de H₂S e/ou CO₂, o conteúdo de cloretos e a temperatura (MADDOX 2003).

Os testes de corrosão-fadiga seguem diretamente os testes de fadiga realizados em ambientes “benignos”/inertes, os quais estão bem desenvolvidos e normalizados. Para a realização de ensaios de corrosão-fadiga, deve-se adaptar de acordo com a necessidade de cada ensaio. Entre as normas da série ASTM utilizadas para os ensaios de fadiga estão:

- ASTM E 466 (07) - *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials;*
- ASTM E 467 (08) - *Standard Practice for Verification of Constant Amplitude Dynamic Forces in an Axial Fatigue Testing System;*
- ASTM E 468 (04) - *Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials.*

Por comparação, a série ASTM G-1 conta com quatorze normas ou práticas para a avaliação de corrosão sob tensão e nenhuma para corrosão-fadiga. Os ensaios de corrosão-fadiga apresentam algumas dificuldades intrínsecas, tais como: dificuldade de se manter as soluções aquosas em condições constantes, dificuldade na medida de deslocamentos e cargas, vedação das células de corrosão entre outros (GANGLOFF 2001).

2.4.1. Mecanismos de corrosão-fadiga

Muitos mecanismos de corrosão-fadiga foram propostos para explicar o aumento na taxa de crescimento de trincas na presença de meios agressivos. O mecanismo de corrosão-fadiga mais aceito no meio científico é o que abrange a ação da fragilização do metal pelo hidrogênio e/ou da dissolução anódica da ponta da trinca, sendo estes basicamente os mesmos mecanismos envolvidos na corrosão sob tensão (NEWNAM 1990 e ASM 1996).

Há duas técnicas preferidas para a identificação do mecanismo atuante na corrosão-fadiga. A primeira é baseada no estudo do efeito do potencial eletroquímico aplicado nas taxas de propagação de trincas de corrosão-fadiga. A segunda técnica envolve a análise da superfície de fratura, sendo geralmente empregada simultaneamente com a primeira técnica (SHIPILOV 2002).

Existem evidências que levam pesquisadores a diferenciar qual o mecanismo dominante para um determinado meio/metal (NEWNAM 1990). A evidência de que o

mecanismo que está controlando o processo de corrosão-fadiga é a fragilização pelo hidrogênio está baseada no fato de que, com a diminuição do potencial (para valores mais negativos) de proteção catódica (superproteção), há um aumento na taxa de propagação das trincas. Adicionalmente, para este caso, as características da fratura são similares às aquelas encontradas em metais fraturados em meios contendo hidrogênio. Já a evidência para o mecanismo de dissolução anódica é que, quando se atua com proteção catódica, as taxas de corrosão caem acentuadamente e que, quando se retira a proteção catódica, as taxas novamente se elevam.

Em meios aquosos, em soluções ácidas e desaeradas, a dissolução anódica do metal na ponta da trinca e a entrada de hidrogênio do meio para a zona plástica adjacente à ponta da trinca ocorrem simultaneamente durante a propagação de trincas de corrosão-fadiga. Como resultado, pode-se afirmar que a dissolução anódica e a fragilização pelo hidrogênio estão presentes no processo de corrosão-fadiga.

Acredita-se que o mecanismo de dissolução anódica e o mecanismo de trincamento induzido por hidrogênio são processos competitivos, e que somente um deles tem importância fundamental na contribuição para a falha por corrosão-fadiga, embora ocorram simultaneamente (BERG 1960).

Basicamente, a fragilização pelo hidrogênio pode ser explicada por vários mecanismos/teorias, sendo os mais conhecidos e estudados:

- Decoação;
- Pressão interna;
- Adsorção;
- Deformação;
- Formação de hidretos.

Já os mecanismos de dissolução anódica que podem estar presentes na corrosão-fadiga são:

- Dissolução localizada;
- Ruptura frágil de filme passivo;
- Dissolução seletiva.

Além dos mecanismos da falha por corrosão-fadiga, é fundamental o conhecimento das outras variáveis envolvidas no processo, tais como: variáveis mecânicas, variáveis metalúrgicas e variáveis do ambiente.

Trincamento assistido pelo hidrogênio

Em corrosão-fadiga, o hidrogênio presente no fenômeno é formado pela reação de espécies atômicas presentes no ambiente com a ponta da trinca de fadiga existente no material. O hidrogênio basicamente é adsorvido na superfície do metal e por difusão é atraído para a zona plástica junto à ponta da trinca, onde é acumulado nesta região causando um aumento na taxa de propagação da trinca. Abaixo serão descritos alguns mecanismos de interação do hidrogênio com o metal, estas interações potencialmente podem gerar trincas em uma estrutura metálica.

Pressão interna

Neste mecanismo, a fragilização causada pelo hidrogênio, frequentemente, está associada à formação de bolhas de gás internas de alta pressão em regiões de vazios e microtrincas. O modelamento do processo se baseia na suposição de que o hidrogênio atômico se difunde do ambiente, através do metal para regiões propícias, tais como inclusões e microtrincas. Nestas regiões, o hidrogênio atômico se recombina para formar H₂ gasoso, gerando altas pressões de até 10⁵ atm. Este efeito causaria um aumento de tensão local que levaria a uma maior taxa de propagação de trincas. Este mecanismo não é muito bem aceito, contudo, porque não explica de forma eficiente a corrosão-fadiga em meios pouco severos, ou seja, o modelo se aplica bem em ambientes com alta fugacidade de hidrogênio.

Mecanismo de decoesão

Pressupõe-se que o hidrogênio como soluto diminui a força de ligação entre os átomos do metal. Assim, o crescimento de trinca ocorre quando uma sollicitação mecânica externa excede a força de ligação dos átomos reduzida devido à presença do hidrogênio dissolvido na rede cristalina (SHIPILOV 2002). Atualmente, também é aceito que o hidrogênio migra para a região de maior triaxialidade de tensões. Este mecanismo, embora atrativo pela sua simplicidade, tem pouca aceitabilidade pela sua dificuldade de ser provado em escala atômica (ASM HANDBOOK VOL.13 1987).

Mecanismo da Adsorção

É proposto que uma grande quantidade de hidrogênio adsorvido em uma superfície causa uma redução da energia superficial do metal, o que, de acordo com a teoria clássica de Griffith, facilitaria a propagação de trincas.

Um dos fenômenos que este modelo não contempla, sendo por este motivo contestado, é o caso de outras espécies atômicas, como o oxigênio e o nitrogênio. Estes elementos tem a capacidade de se adsorverem fortemente à superfície do metal, tendo potencial para diminuir a energia superficial do metal até mais que o hidrogênio. Contudo, o que se observa é que estes elementos não causam alteração na taxa de crescimento de trincas.

Mecanismo da formação de hidretos

Muitos metais são susceptíveis à formação de hidretos metálicos quando em condições propícias, como por exemplo, o titânio, níquel, nióbio, vanádio entre outros. Estes hidretos geralmente apresentam comportamento frágil. Além do crescimento de trincas ser favorecido pela presença de estruturas frágeis, como estes hidretos, um aumento de volume é esperado durante a transformação do metal em hidreto metálico, gerando assim tensões que tem o potencial de favorecer o crescimento de trincas de fadiga.

Dissolução anódica

Basicamente, este mecanismo afirma que a taxa de crescimento de trinca aumenta com a dissolução anódica de regiões preferenciais, como a ponta de uma trinca que é anódica com relação ao resto do material, ou um contorno de grão (JIVKOV 2003).

O mecanismo pode se basear em uma sucessão de fenômenos de quebra de camada passiva e repassivação localizada, ou simplesmente na dissolução da ponta da trinca. A velocidade de crescimento de trinca é função das taxas de dissolução da superfície exposta após a ruptura do filme passivo, repassivação, ruptura do óxido, além da própria taxa de transporte de massa do metal para o meio, assim como do meio para o metal. Após a ruptura da camada passiva, o metal exposto funciona como ânodo e o resto da camada passiva íntegra serve como cátodo fechando o circuito eletroquímico (STANSBURY 2000).

Para que se possa observar o fenômeno da corrosão-fadiga, a taxa de repassivação é crítica e deve ser alta o suficiente para evitar a dissolução de uma área muito extensa, o que levaria a um cegamento da ponta da trinca, mas não muito alta que permita a dissolução da ponta da trinca. A dissolução anódica pode ser controlada pela proteção catódica que tende a diminuir a taxa de propagação de trincas.

De acordo com o trabalho sobre corrosão-fadiga publicado por (SOLLI 1977), que utilizou um aço estrutural C-Mn com resistência ao escoamento de 355 MPa e outro com

resistência ao escoamento de 490 MPa, a uma frequência de 1 Hz, em dois tipos de ambientes agressivos (ar com umidade relativa de 40 a 50% e água do mar sintética sem proteção e com dois potenciais de proteção catódica diferentes, isto é, -780 mV ECS e -1100 mV ECS), foi observado que, para o aço de menor resistência sob proteção de -780 mV ECS em água do mar sintética, a resistência à fadiga foi muito próxima à resistência ao ar, evidenciando a eficácia da proteção catódica nesta condição.

Apesar de algumas divergências, há consenso de que a proteção catódica a aproximadamente -780 mV ECS em água do mar, para aços estruturais, causa uma “restauração” da resistência à fadiga, quando os dados são comparados aqueles levantados ao ar (HUDGINS 1971), ou seja, nestes casos a proteção catódica tem potencial para restaurar as propriedades de fadiga do material. Já para aços com resistência ao escoamento acima de 500 MPa, tem sido mostrado que, mesmo com proteção catódica em água do mar, não é possível a “restauração” da resistência à fadiga (DUQUETTE 1969), neste caso aparentemente a evolução de hidrogênio e conseqüente fragilização não permite uma restauração completa da resistência a fadiga do material.

O efeito da superproteção catódica foi estudado apenas para o aço de 355 MPa de resistência ao escoamento, sendo que os resultados indicaram uma vida em fadiga consideravelmente menor do que ao ar. Como exemplo, cita-se o trabalho de Vosikovsky (VOSIKOVSKY 1975) que mostra que, para um aço API X60 sob superproteção catódica, a taxa de crescimento de trinca aumenta em relação àquela obtida ao ar.

2.4.2. Variáveis que afetam a corrosão-fadiga

Segundo indica a literatura, há um grande número de variáveis que influenciam o comportamento em corrosão-fadiga de um material. A Figura 2.7 apresenta de forma gráfica e resumida estas variáveis para a corrosão-fadiga de estruturas *offshore* soldadas. De uma maneira mais generalizada pode-se ter outras variáveis que são listadas em diferentes categorias, sendo elas: (ASM HANDBOOK VOL.13 1987), (JASKE 1981), (SIVAPRASAD 2006).

Variáveis mecânicas

- Efeito do fechamento de trinca;
- Tensão máxima ou fator de intensidade de tensões;
- Amplitude dos ciclos de tensão;
- Frequência de carregamento;

- Forma da onda de carregamento;
- Estado de tensão do material;
- Tensões residuais.

Variáveis geométricas

- Tamanho da trinca;
- Geometria da trinca;
- Geometria do corpo-de-prova, principalmente a espessura (deformação plana ou tensão plana).

Variáveis metalúrgicas

- Composição da liga;
- Microestrutura e estrutura cristalina;
- Tratamentos térmicos;
- Estrutura dos contornos de grãos;
- Forma e tamanho do grão;
- Textura;
- Distribuição de elementos de liga e impurezas;
- Propriedades mecânicas.

Variáveis ambientais

- Tipo de ambiente (líquido ou gasoso);
- Concentração de espécies químicas prejudiciais ao metal;
- Temperatura;
- pH;
- Potenciais eletroquímicos;
- Viscosidade do meio.

Para a revisão da literatura deste trabalho, serão discutidos os itens que tem papel fundamental na corrosão-fadiga e que aparecem com maior frequência na parte experimental do trabalho, já que uma revisão de todos os fatores fugiria ao escopo desta investigação.

Fechamento de trinca

Atualmente, há consenso de que a água do mar e outros ambientes agressivos tendem a acelerar o crescimento de trincas de fadiga. Todavia, há estudos que demonstram que para determinadas combinações entre meio/metal, uma trinca de fadiga pode ter seu crescimento retardado ou até mesmo interrompido (Tu 1978).

Há cinco mecanismos bem conhecidos de fechamento de trinca. Sob certas condições, cada um destes mecanismos pode contribuir para a diminuição da taxa de crescimento de trinca. Estes mecanismos podem ser divididos em dois grupos. O primeiro grupo inclui o fechamento de trinca causado pela presença de camadas deformadas plasticamente na ponta da trinca, fechamento induzido pela presença de tensões residuais compressivas associadas a tal deformação plástica. Os mecanismos do segundo grupo podem ser considerados uma combinação dos mecanismos do primeiro grupo, com adições de efeitos de formação de filmes de óxidos ou produtos originados pelo desgaste na região da trinca, pela rugosidade nas superfícies da trinca ou outros produtos de corrosão (TSYBANEV 1999).

A relevância do assunto pode ser avaliada pela publicação do trabalho de Velden (VELDEN et al 1983), onde várias condições de fechamento de trinca, inclusive com meios contendo cloretos, são apresentadas.

Embora o fenômeno de fechamento de trinca possa existir tanto em ensaios de laboratório como em aplicações de campo, sua consideração em projeto é raramente prevista. Isto se deve ao fato da dificuldade de se garantir a mesma condição de fechamento na operação de um equipamento em campo.

Frequência do carregamento

Na maioria das investigações em corrosão-fadiga, a frequência utilizada nos ensaios é maior do que a frequência encontrada nas condições de serviço do componente em questão. Contudo, há evidências que, de acordo com a frequência empregada, o caminho de propagação da trinca pode passar de intergranular a baixas frequências para transgranular a frequências mais altas (ASM HANDBOOK VOL.13 1987).

Geralmente, assume-se que baixas frequências podem favorecer o sinergismo entre a corrosão e o carregamento mecânico, o que poderia levar a uma aceleração na propagação da trinca de fadiga. Esta suposição de baseia no fato que, durante um ciclo de fadiga, há mais tempo para o dano químico ocorrer, como demonstrado na Figura 2.8

(HORSTMANN 1995 e KHATAK 1997). Nesta figura, observa-se que, para menores frequências, a taxa de crescimento de trinca é maior.

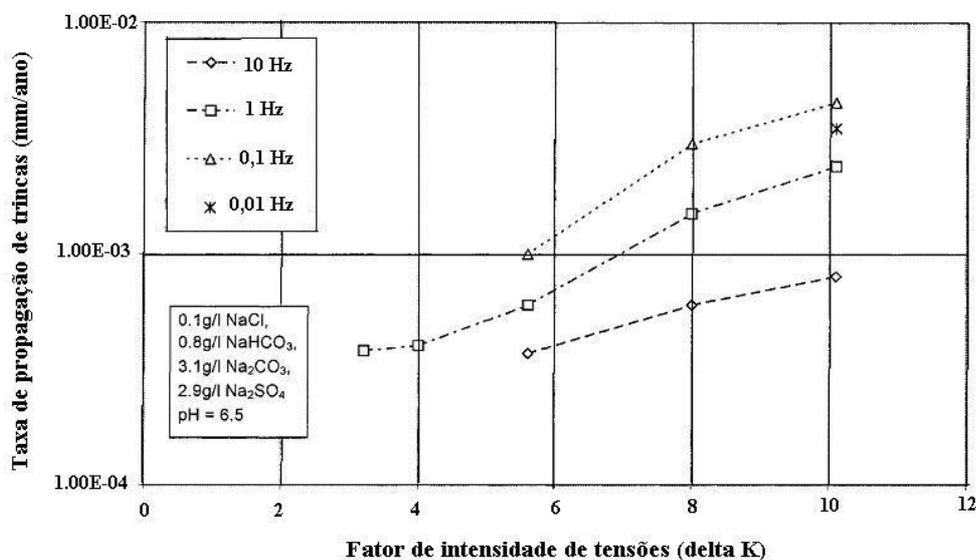


Figura 2.8- Efeito da frequência de carregamento (PARGERTER 2008).

Entretanto, esta tendência de se reduzir a resistência a corrosão-fadiga com a diminuição da frequência nem sempre é observada para alguns sistemas em particular (MENAN 2009). Esta aparente contradição, onde menores frequências levariam a vidas em corrosão-fadiga maiores, pode levar à aquisição e utilização de dados inapropriados no projeto de estruturas sujeitas a corrosão-fadiga. Ainda de acordo com o mesmo autor que cita os trabalhos de Atkinson e Sivaprasad et al (ATKINSON 1977 e SIVAPRASAD et al 1996), o efeito é reportado frequentemente como efeito inverso da frequência, onde com a diminuição da frequência de carregamento as taxas de crescimento de trincas também diminuem. Este efeito eventualmente pode ser observado para aços ao carbono expostos em soluções salinas para valores particulares de ΔK .

As duas principais hipóteses para o aparecimento do efeito negativo da frequência são atribuídas ao aumento dos efeitos de fechamento de trinca e a competição entre os mecanismos de dissolução anódica e o crescimento de trincas devido as solicitações mecânicas. Cabe ser ressaltado que no estudo citado no parágrafo anterior, foi utilizada uma razão de carregamento $R = 0,7$, o que descarta a hipótese de fechamento de trincas nestas condições. Por outro lado, é compreensível que, para frequências muito altas e tempos muito curtos de ensaio, o comportamento do material exposto ao meio pode ser semelhante ao comportamento ao ar. No trabalho de Horstmann et al (HORSTMANN et al 1995), o autor verificou que, para dois aços estruturais utilizados em aplicações

offshore, para frequências a partir de 10 Hz, as taxas de crescimento de trinca eram as mesmas tanto no meio agressivo quanto ao ar.

Razão de carregamento

A escolha da razão de carregamento pode ser crucial na determinação da resistência à corrosão-fadiga de um determinado material em um meio agressivo. Na literatura, são encontradas diversas situações.

No trabalho de Tada (TADA 2006), o autor utilizou em seus testes a razão de carregamento de 0,1, embora haja certa resistência na utilização de razões de carregamento baixas pela tendência de haver o fenômeno de fechamento da trinca, que poderia levar a dados não confiáveis em testes de laboratório. Na prática, os ensaios de materiais para a utilização na indústria *offshore* ainda utilizam $R = 0,1$, já que esta condição é aquela frequentemente encontrada em campo.

Como exemplos de razões de carregamento utilizadas em outras publicações, Menan e Henaff (MENAN e HENAFF 2009) realizaram a maioria de seus experimentos com uma razão de carregamento igual a 0,7, o que, de acordo com os autores, com a utilização desta razão de carregamento o fenômeno de fechamento de trinca seria muito pouco provável, embora para alguns testes os autores também tenham utilizado a razão de carregamento de 0,1 desprezando deste modo o efeito de fechamento de trinca.

Efeito dos cloretos

Os íons cloreto são um dos mais importantes contaminantes naturais nos ambientes marinhos. Estes íons exercem um papel fundamental na corrosão de aços estruturais e, principalmente, materiais que apresentam camada passiva (YUANTA 2009). O interesse no estudo de meios contendo cloretos se deve a grande quantidade de aplicações de materiais metálicos em ambientes naturais, onde estes são expostos à ação dos cloretos, justificando assim sua atenção.

A maioria dos trabalhos publicados na atualidade utilizam tipicamente concentrações de cloreto da ordem de 1 a 3 % de NaCl, porque nestas soluções, com baixas concentrações de cloretos, pode ocorrer corrosão localizada (SUN 2003). Uma quantidade consideravelmente menor de trabalhos tem sido realizados em altas concentrações de cloretos, sendo inclusive a influência dos cloretos na corrosão por CO₂ não muito bem elucidada até o momento.

O trabalho de Jiang (JIANG 2009) demonstrou uma pequena variação nas taxas de corrosão (ver Figura 2.9) para diferentes concentrações de NaCl, nas seguintes condições estudadas: temperatura de 80°C e material API X60 em solução desaerada com borbulhamento de CO₂. O autor também observou corrosão por pites para todas as concentrações de NaCl estudadas (1%, 10% e 20%), como se pode observar na Figura 2.10.

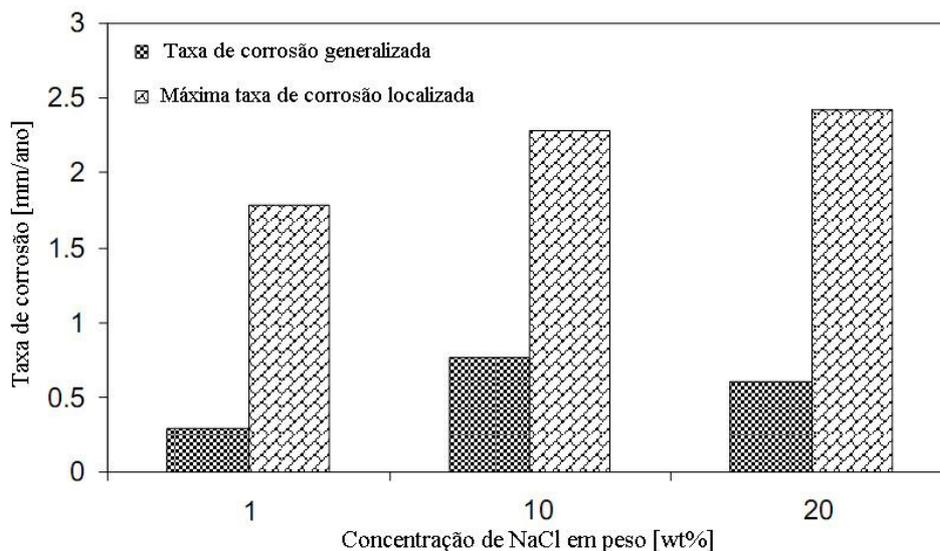


Figura 2.9- Variação da taxa de corrosão generalizada e taxa máxima de corrosão localizada com a variação na concentração de NaCl após 8 dias (JIANG 2009).

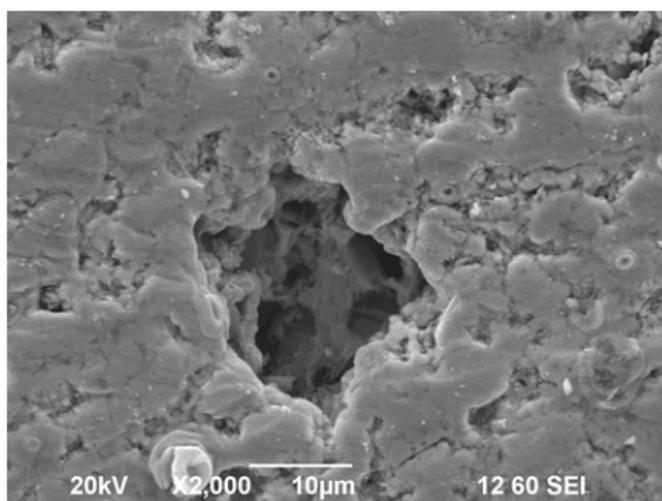


Figura 2.10- Formação de pites em um aço API X60 exposto a uma solução contendo CO₂ e cloretos a 80°C (JIANG 2009).

Efeito da temperatura

Uma vez que a temperatura pode influenciar as reações de superfície entre o metal e o meio e os mecanismos de transporte de massa, é esperado que esta tenha um efeito significativo no fenômeno da corrosão-fadiga.

A temperatura tem um impacto significativo na corrosividade de sistemas $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$. A Figura 2.11 mostra como a taxa de corrosão varia em função da temperatura e pressão parcial de CO_2 . De fato, a figura indica um grande aumento na taxa de corrosão à medida que cresce a pressão parcial de CO_2 e a temperatura (SRINIVASAN 2008). Observa-se uma queda na taxa de corrosão após determinada temperatura, provavelmente este fenômeno está associado à formação dos filmes de carbonato protetores. Na grande maioria dos meios agressivos/ligas metálicas, a resistência à fadiga é reduzida com o aumento temperatura (ver Figura 2.12).

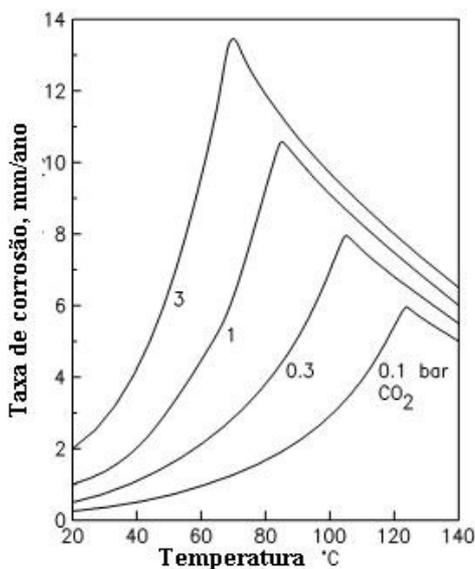


Figura 2.11- Taxas de corrosão em função da temperatura e pressão parcial de CO_2 (SRINIVASAN 2008)

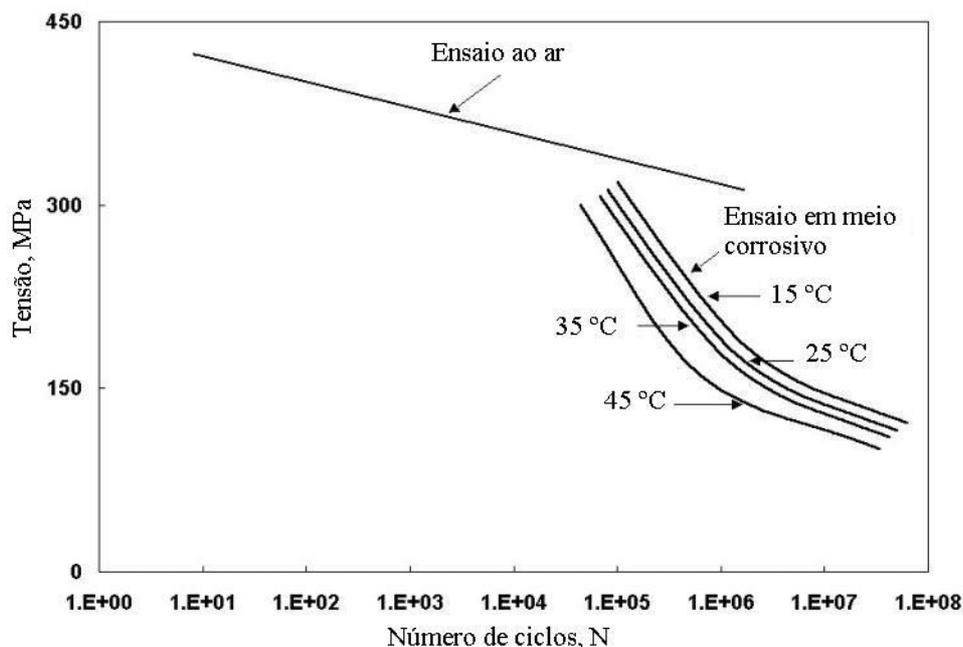


Figura 2.12- Efeito da temperatura para um aço estrutural (BRANCO 1986).

2.4.3. Testes de corrosão-fadiga

Os testes de laboratório podem ser divididos em testes de iniciação ou propagação de trincas.

Nos testes de iniciação de trincas, os corpos-de-prova/peças são sujeitos a um número de ciclos de carregamento até que se inicie uma trinca e que esta cresça até causar falha no corpo-de-prova/peça, sendo este o tipo de teste realizado neste trabalho.

Nos testes de propagação de trincas, uma metodologia que envolve a mecânica da fratura é empregada para se determinar a taxa de crescimento de trincas pré-existentes, sendo a mesma metodologia empregada nos testes que não envolvem ambientes corrosivos (COTTIS 1990).

Testes de iniciação de trincas

Geralmente, este tipo de teste é realizado com controle de carga ou tensão (curvas S-N) ou por deformação (curvas $\epsilon - N$). Há vários tipos de corpos-de-prova que podem ser utilizados, tais como: tração axial, flexão em rotação, torção e tensões combinadas.

Os equipamentos podem ser eletromecânicos ou servo-hidráulicos, o que depende dos recursos financeiros disponíveis, geometria dos corpos-de-prova e tipo e complexidade dos testes a serem realizados.

Os ensaios são realizados até um número de ciclos que pode variar de 10^5 a 10^9 . Geralmente, utilizam-se frequências da ordem de 25 a 100 Hz, para que os tempos de ensaio não sejam muito grandes. Por exemplo, se um ensaio for realizado até 10^9 ciclos a uma frequência de 50 Hz, seriam necessários 230 dias de ensaio (JONES 1990).

Para os testes de corrosão-fadiga, as células ou câmaras de teste devem ser projetadas de tal forma que contenham o meio corrosivo e, ao mesmo tempo, não permitam a contaminação e mudanças das características do meio durante o transcorrer do ensaio.

2.4.4. Corrosão-fadiga em estruturas soldadas

Muitas estruturas soldadas são sujeitas a ambientes corrosivos, tais como água doce, água do mar ou ambientes industriais. Além disso, estas estruturas são submetidas a cargas dinâmicas, resultado de vibrações, ventos, marés etc. Como consequência, a vida em serviço destas estruturas pode ser reduzida devido aos efeitos produzidos pelos fenômenos de fadiga e corrosão-fadiga.

Algumas pesquisas tem demonstrado que um aumento localizado de tensão, devido à geometria da solda (raio do pé da solda, altura do reforço da solda e do pé da solda, desalinhamento radial ou axial), somado à tensão residual trativa gerada pelo processo de soldagem a arco elétrico, são os maiores responsáveis pela iniciação e propagação de trincas de fadiga. Estas por sua vez podem causar falhas catastróficas, caso não sejam detectadas a tempo (NGUYEN 1996 e NGUYEN 1995). Os fatores mencionados acima tendem a ser agravados na presença de um meio corrosivo, onde altas taxas de propagação de trincas podem eventualmente se desenvolver.

A mecânica da fratura tem sido de grande importância no desenvolvimento de metodologias para a análise do trincamento induzido pelo ambiente. Todavia, a presença de um ambiente agressivo pode produzir grandes variações no crescimento de uma trinca, o que depende fundamentalmente de alguns parâmetros, tais como: composição da liga em análise, microestrutura, nível de resistência, frequência de carregamento, forma da onda, potencial eletroquímico do material no meio agressivo, cinética do crescimento da trinca, tamanho e forma da trinca, geometria da solda e tensões residuais devido ao processo de soldagem. Além destes fatores, o trincamento pode ser dependente do tempo, o que torna necessário a realização de ensaios de maior duração (CROOKER 1985).

Levando em consideração a importância da geometria do cordão de solda no comportamento em corrosão-fadiga do material, o trabalho realizado por Wahab (WAHAB 2001) testou diversos corpos-de-prova com diferentes geometrias do cordão de solda a fim

de se avaliar esta influência. Neste trabalho, o autor utilizou para a medida do raio da raiz da solda o método do menor raio, o qual consiste em se ajustar diferentes círculos até uma aproximação da curvatura do círculo com a raiz da solda, sendo então este raio considerado como o raio da raiz da solda (IIW 1991). O trabalho apresenta como resultado que a presença de um raio pequeno na raiz da solda diminui a vida em corrosão-fadiga, o que pode ser bem explicado devido ao fator de concentração de tensões associado a este raio. Grande parte das pesquisas atuais no campo da fadiga e corrosão-fadiga focam no comportamento de estruturas soldadas. Algumas destas tem como objetivo um aumento da vida em fadiga através do uso de técnicas locais de melhoria pós-soldagem (*local post-welding improvement techniques*) (KAUFMANN 2008).

No trabalho de Baptista (BAPTISTA 2006), foi utilizado o esmerilhamento do pé da solda, reduzindo-se assim o fator de concentração de tensões. Além disso, esta técnica também reduz o campo de tensões residuais trativas, gerado pelo processo de soldagem. Neste trabalho, foram utilizados os aços inoxidáveis UNS 30304 e UNS S31803, soldados pelos processos GTAW e GMAW. Os resultados indicaram uma vida em fadiga entre 10^5 a 10^7 ciclos maior do que a condição original.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Materiais

Foi estudado um segmento de tubo conforme apresenta a Figura 3.1, com a especificação API 5L X60. Os corpos-de-prova foram retirados no sentido longitudinal do tubo, de tal forma que todos tivessem a solda circunferencial do tubo (ver Figura 3.2). O diâmetro do tubo é de 508 mm e a espessura da parede de aproximadamente 14 mm. O material recebido foi inspecionado pela técnica de ultra-som para descartar eventuais regiões do tubo que apresentassem defeitos.



Figura 3.1- Segmento de tubo destinado aos ensaios.



Figura 3.2- Representação esquemática de retirada dos corpos-de-prova.

Os corpos-de-prova foram usinados para as dimensões finais apresentadas na Figura 3.3, sendo posteriormente pintados para se evitar excessiva corrosão de regiões de menor interesse. Uma região de aproximadamente 70 mm de comprimento, contendo a raiz da solda, foi mantida sem pintura, conforme mostra a Figura 3.4.

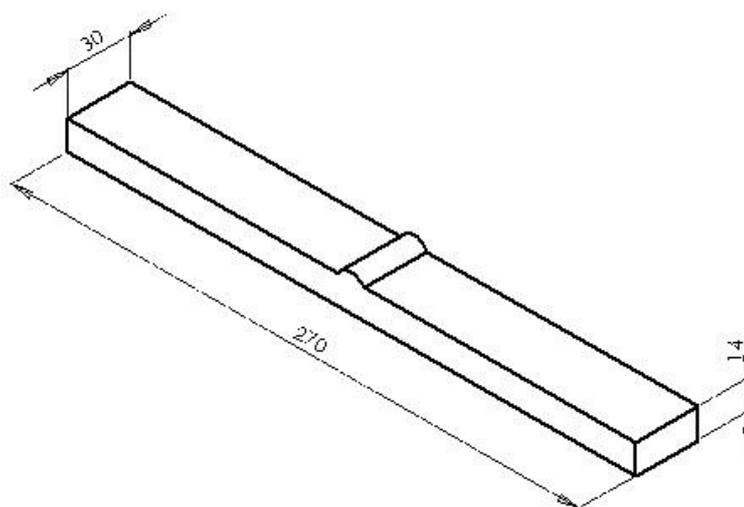


Figura 3.3- Geometria do corpo-de-prova.

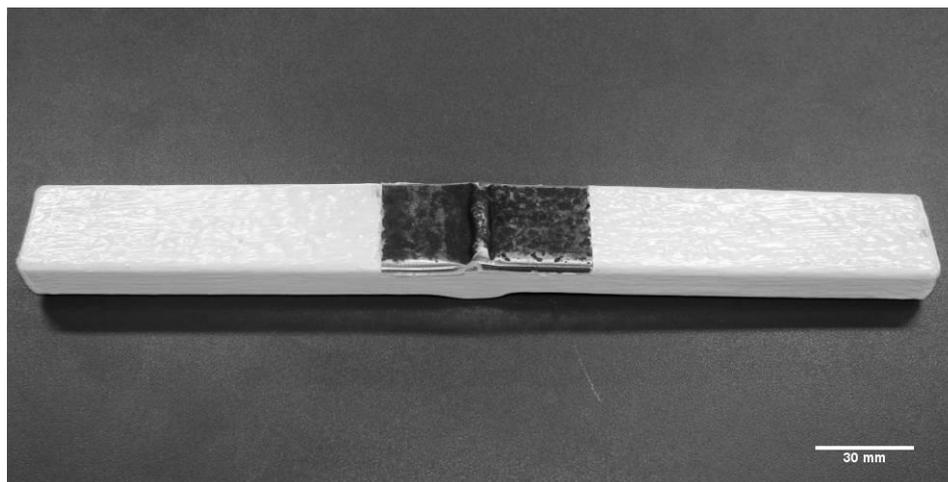


Figura 3.4- Corpo-de-prova pronto para a realização dos ensaio de corrosão-fadiga.

3.2. Análise química

Para a análise da composição química do material, foi retirada uma amostra do tubo utilizado na confecção de corpos-de-prova para os ensaios de corrosão fadiga, sendo utilizado um espectrômetro de emissão óptica Spectrolab modelo LAVFA18B, da Spectro. Os resultados foram baseados em uma média de três análises.

3.3. Caracterização mecânica

Foram retirados do tubo três corpos-de-prova para a realização do ensaio de tração da junta soldada, sendo o valor da tensão de escoamento empregada como base para a construção da curva de Wöhler. A preparação do corpo-de-prova seguiu a norma *Offshore* OS-C401 da DNV (OS-C401 2001). A Figura 3.5 apresenta a geometria dos corpos-de-prova utilizados.

Com o objetivo de avaliar a variação de dureza no cordão de solda, foram produzidos perfis de microdureza Vickers (HV) com carga de 200 g.

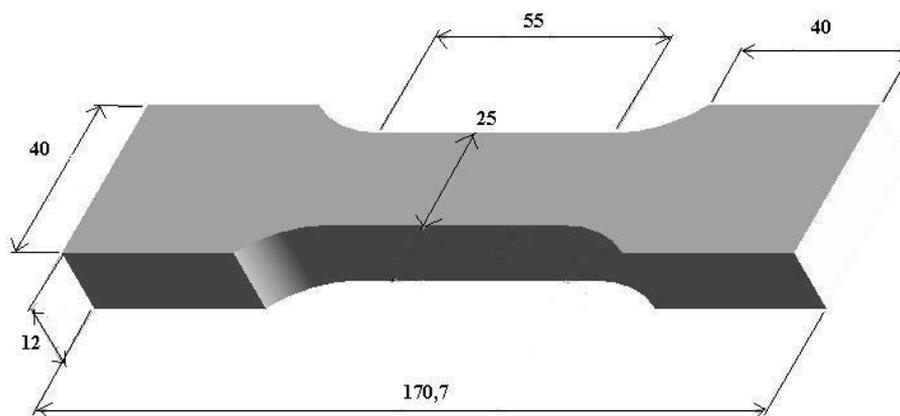


Figura 3.5- Representação esquemática do corpo-de-prova utilizado para o ensaio de tração.

3.4. Análise Metalográfica

Após a realização de alguns ensaios de corrosão-fadiga, os corpos-de-prova foram analisados visualmente, em lupa e em microscópio óptico. Através da análise macroscópica, foram identificados pontos de nucleação da trinca de fadiga, sendo realizados cortes transversais a estes pontos para visualização da microestrutura. A análise microscópica seguiu o procedimento padrão de metalografia, sendo o ataque químico realizado com a solução Nital 2%. Em seguida, as amostras foram levadas ao microscópio óptico para realização das micrografias.

3.5. Análise fractográfica

Para a realização das análises fractográficas, foram obtidas fotos em baixo aumento da região da fratura dos corpos-de-prova, sendo que os corpos-de-prova que foram fadigados em meio agressivo (corrosão-fadiga) necessitaram de uma limpeza para a remoção de produtos de corrosão. Esta limpeza da superfície de fratura foi realizada com o produto Semorim (ácido oxálico + água) e uma escova macia.

3.6. Análise do concentrador de tensões

Para a análise do concentrador de tensões, foi empregada a simulação numérica em um programa específico, sendo simulados carregamentos no corpo-de-prova, comparando-se os resultados das tensões nominais ao longo do corpo-de-prova com as tensões na região do concentrador de tensões.

Para uma melhor aproximação do concentrador de tensão, o raio da raiz da solda foi estimado com o auxílio do software Image J (IMAGE J V. 1.42q).

3.7. Célula de ensaio

Foram projetadas e fabricadas autoclaves especiais para os ensaios de corrosão-fadiga (ver Figura 3.6), sendo a pressão de trabalho de 5 bar (absoluta). Foi desenvolvido também todo um sistema específico para a automação e controle dos ensaios. O sistema consiste em um controlador digital com a capacidade de controlar simultaneamente 4 máquinas de corrosão-fadiga. A carga aplicada é senoidal, podendo-se inclusive ajustar a frequência do ensaio, bem como a força máxima e a força mínima. Todas as máquinas utilizadas no estudo foram calibradas antes do início de cada ensaio, para isto foram utilizados corpos-de-prova instrumentados.

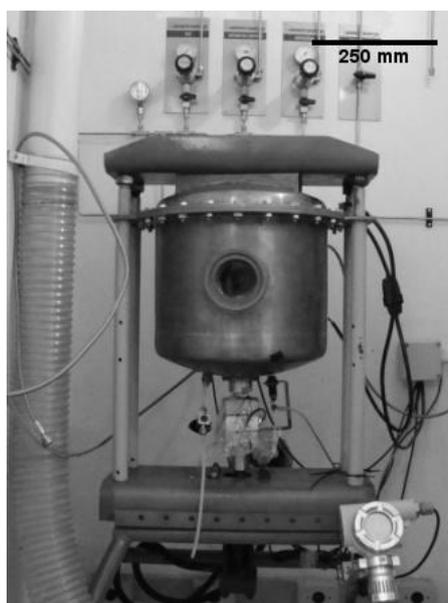


Figura 3.6- Autoclave utilizada nos ensaios de corrosão-fadiga e fadiga.

3.8. Parâmetros de ensaio

A tensão foi calculada considerando o corpo-de-prova uma viga de secção retangular em flexão a quatro pontos. Neste caso, a tensão é dada pela **Equação 3.1**.

$$\sigma = \frac{3}{2}(L - I) \frac{P}{bh^2} \quad \text{Equação 3.1}$$

Onde:

σ : tensão na superfície sob tração (MPa);

L: distância entre apoios externos (240 mm)

I: distância entre apoios internos (80 mm)

P: carga aplicada (N)

b: largura do corpo-de-prova (variável)

h: altura do corpo-de-prova (variável)

O meio utilizado nos ensaios foi água destilada e deionizada, contendo 115.000 ppm de cloretos, a uma temperatura de 50 °C. A autoclave foi pressurizada até 5 Bar absoluto com a utilização de dióxido de carbono (CO₂) de grau 4,5, ou seja, 99,995% de pureza. A medição de pH foi realizada no início e no final de cada ensaio, com a utilização de um phmetro comercial.

As tensões máximas aplicadas foram de aproximadamente 75%, 70%, 60%, 50% e 40% da média da tensão de escoamento obtida nos ensaios de tração realizados. A frequência utilizada foi de 1 Hz e a razão de carregamento de 0,1. Ao final do ensaio, os corpos-de-prova foram retirados e rompidos totalmente de maneira manual, na temperatura ambiente, com exceção dos corpos-de-prova que atingiram *run-out*. Com isso, foram obtidas duas metades de cada corpo-de-prova.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Análise química

A Tabela 4.1 apresenta a composição química do material estudado, de acordo com a norma API 5L (API 5L 2004) a composição química do material se apresenta dentro dos limites estabelecidos

Tabela 4.1- Composição química do material estudado.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% MASSA)									
* Máximo permitido pela norma API 5L (API 5L 2004)									
	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
API 5L X60	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
API 5L X60	xxx	0,2*	0,05*	0,06*	0,08*	xxx	xxx	xxx	xxx

4.2. Caracterização mecânica

A Figura 4.1 apresenta as curva tensão-deformação de engenharia do aço utilizado no estudo. A análise consiste na avaliação da junta soldada e não somente do metal de base. O resultado esta de acordo com o mínimo estabelecido para esses aços, (embora neste caso o resultado é da junta soldada como um todo) sendo o limite de escoamento superior a 414 MPa (60.000 psi) e o limite de resistência (UTS) superior a 517 MPa (75.000 psi). Neste caso a tensão de escoamento (σ_e) foi de 549 MPa e a tensão máxima de (σ_{UTS}) de 636 MPa (média dos três corpos-de-prova). O valor da tensão de escoamento tem elevada

importância para o trabalho, pois a partir do seu valor são calculadas as cargas a serem utilizadas na obtenção das curvas S-N, outras informações tais como o alongamento, tenacidade são suprimidas por não fazerem parte do objetivo principal do trabalho. Cabe ressaltar neste ponto que usualmente é utilizada a tensão máxima de tração como referência, no caso deste trabalho foi utilizada a tensão de escoamento a fim de se evitar que os pontos de alta tensão caíssem na região de comportamento plástico do material.

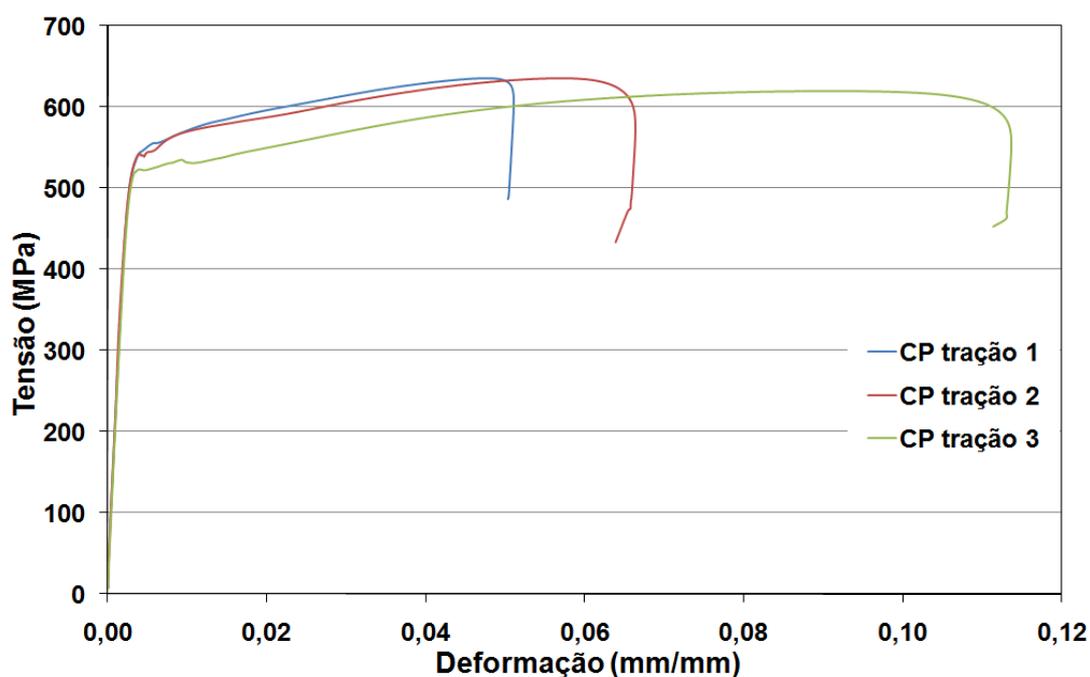


Figura 4.1- Diagrama tensão x deformação de engenharia.

A Figura 4.2 apresenta a título de ilustração o aspecto macrográfico das juntas soldadas avaliadas por esta investigação, onde se visualiza as diversas regiões ao longo da junta soldada, isto é, o metal de solda (MS), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB). É importante notar que a raiz da solda não foi retificada. Já a Figura 4.3 indica a distribuição de microdureza Vickers ao longo de três “níveis” de distância da raiz da solda. Pode-se observar na ZTA valores de dureza levemente superiores do que no restante da junta soldada.

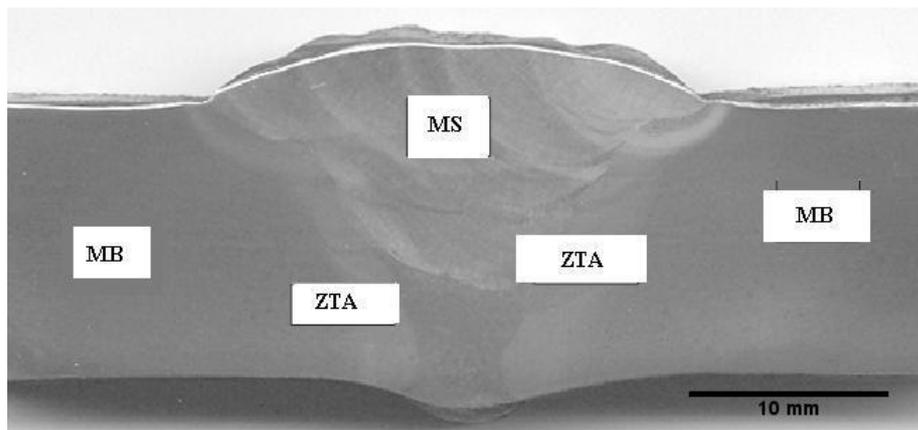


Figura 4.2- Aspecto macrográfico das juntas soldadas avaliadas por esta investigação.

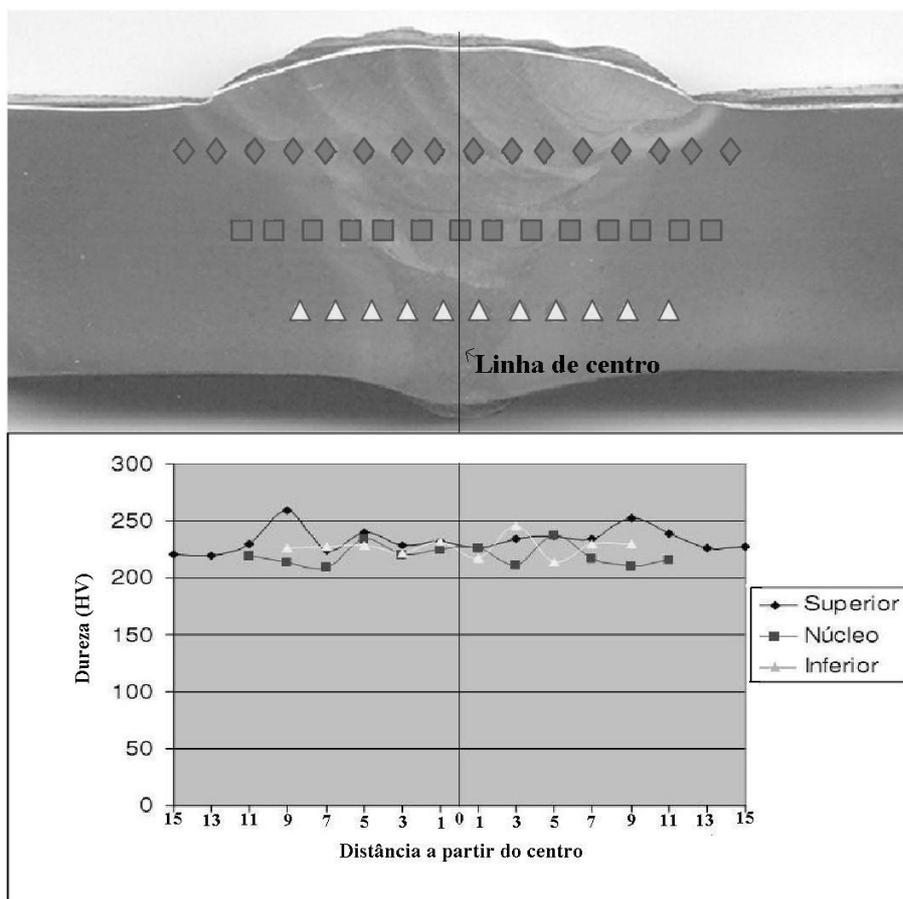


Figura 4.3- Distribuição de microdureza Vickers ao longo da junta soldada para 3 “níveis” de distância da raiz da solda.

4.3. Análise microestrutural

A Figura 4.4 apresenta a microestrutura característica do metal de base para um aço API 5L X60, isto é, perlita e ferrita, com bandeamento de acordo com a direção de laminação da chapa de aço empregada para a fabricação do tubo.

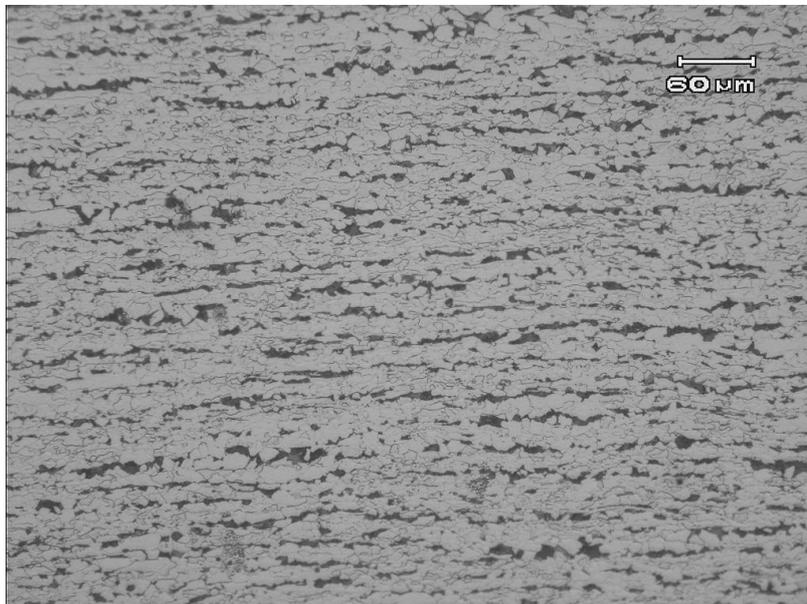


Figura 4.4- Microestrutura do metal de base. Nital 2%.

A Figura 4.5 apresenta a microestrutura do metal de solda, que representa tipicamente uma estrutura bruta de fusão, com diversas morfologias de ferrita. Em diferentes regiões da junta se observam leves mudanças na microestrutura, mas sempre demonstrando diversas morfologias de ferrita, sendo esta micrografia representativa da microestrutura do metal de adição como um todo.

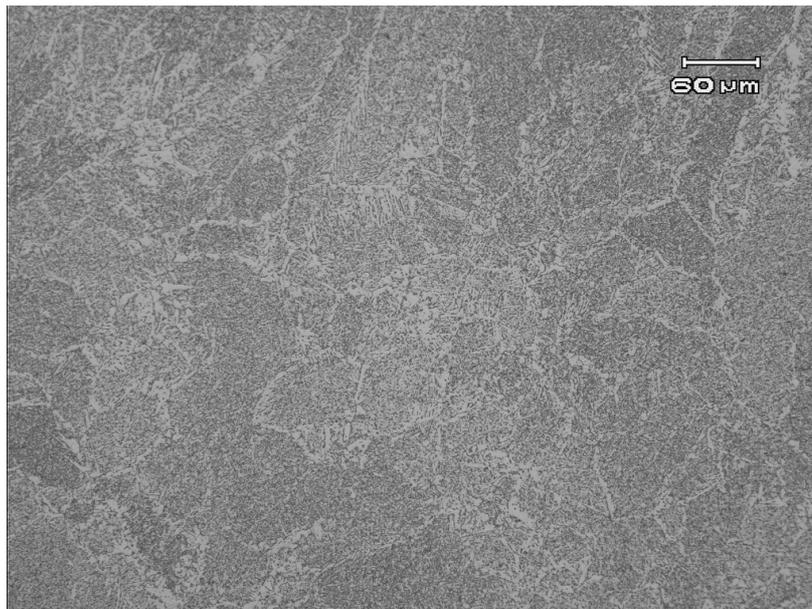


Figura 4.5- Microestrutura do metal de solda. Nital 2%.

Finalmente, a Figura 4.6 apresenta a microestrutura da ZTA, provavelmente de uma região que sofreu refino de grão. Este refino observado na ZTA pode ser atribuído a dois fenômenos, sendo o primeiro uma normalização na região da ZTA onde houve a transformação alotrópica do ferro devido ao aquecimento do material por um passe posterior e o segundo em uma região com isothermas de menor temperatura onde ocorre recristalização primária caso haja regiões deformadas com alta densidade de discordâncias (MESSLER 1999).

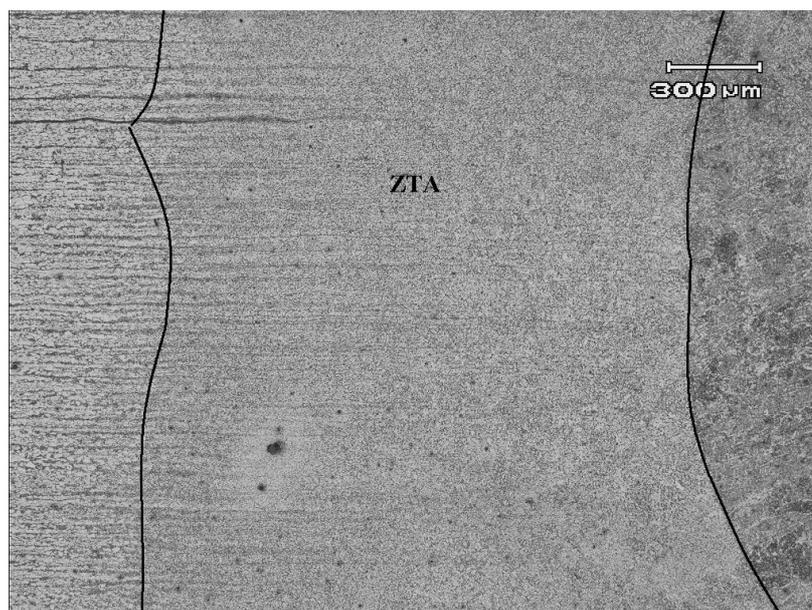


Figura 4.6- Microestrutura de uma região da ZTA. Nital 2%.

O carbono equivalente calculado pela composição química do metal de base, utilizando a Equação 4.1, retorna um carbono equivalente (CE) de aproximadamente 0,43 sendo este valor considerado relativamente alto.

$$CE = \%C + \% \frac{Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Si + \%Ni + \%Cu}{15} \quad \text{Equação 4.1}$$

Durante a soldagem deste aço cuidados devem ser tomados para a prevenção da formação de martensita na ZTA. A avaliação criteriosa da microestrutura do material principalmente na ZTA não apresentou indícios da formação de martensita como pode ser observado na Figura 4.7. Esta observação é realizada principalmente na região do último passe de soldagem para evitar um possível revenimento que pudesse ter ocorrido, além desta observação metalográfica a medida da dureza também não indica a formação de martensita.

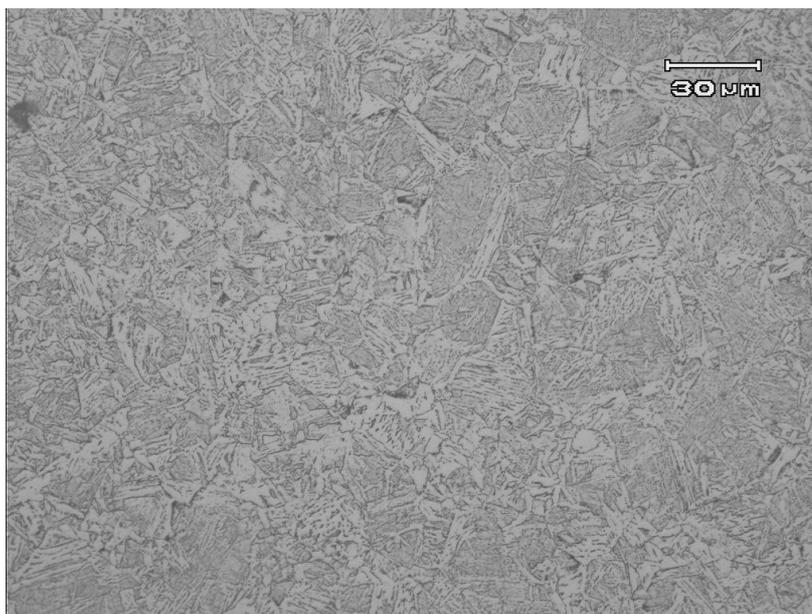


Figura 4.7- Microestrutura da região da ZTA do último passe de soldagem

A análise microestrutural apresentada é utilizada neste caso para a caracterização do material, aparentemente não influenciou de modo significativo no comportamento de nucleação da trinca e no estágio I do crescimento desta já que na região da raiz da solda a microestrutura se apresenta numa condição ótima como pode ser observado na Figura 4.8. Esta estrutura se apresentou refinada e com uma precipitação de carbonetos homogênea,

neste caso o concentrador de tensão (raiz da solda), pelo efeito da geometria, parece ter um efeito muito mais significativo do que a própria microestrutura.

Para este trabalho a região da raiz da solda apresenta uma importância fundamental no comportamento da junta soldada como um todo, já que a trinca de fadiga será nucleada nesta região. Espera-se que a maior parte da vida em fadiga para este material seja gasta no período de nucleação da trinca, justificando assim uma atenção especial no procedimento de soldagem desta região. Este fato já bem estabelecido na indústria leva, em muitos casos, a se optar por outros processos de soldagem para o passe de raiz, como provavelmente é o caso desta junta soldada.

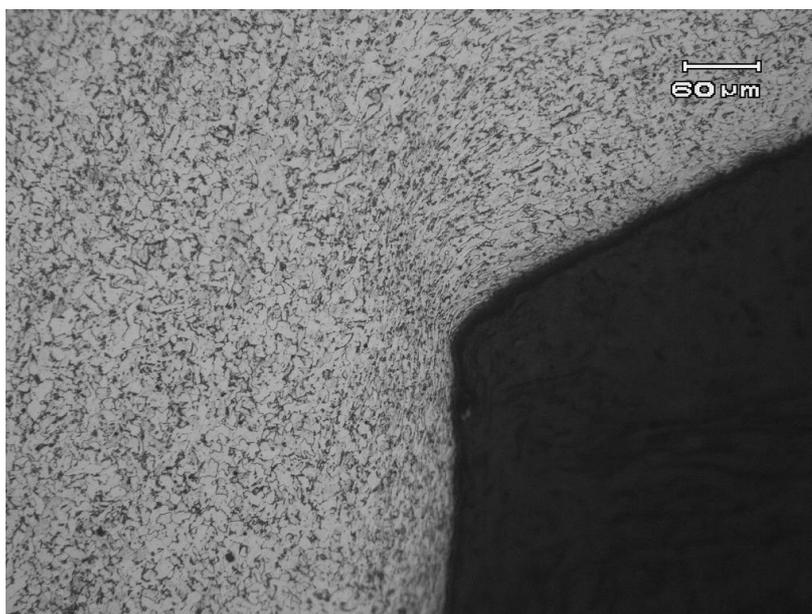


Figura 4.8- Microestrutura da região da raiz da solda.

4.4. Curva de Wöhler

A Tabela 4.2 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga ao ar. Os corpos-de-prova AR09 e AR010 foram descartados devido a erros no ensaio. Já os corpos-de-prova AR18, AR19 e AR 20 atingiram o *run out* do ensaio estipulado em 10^6 ciclos. Nesta tabela, estão apresentados os respectivos corpos-de-prova, a amplitude de tensão (delta sigma), o número de ciclos até a fratura e o posto de trabalho onde foi realizado o ensaio.

A Tabela 4.3 apresenta os resultados dos ensaios de corrosão-fadiga na solução agressiva com alta concentração de cloretos e pressão de 5 Bara de CO_2 . O pH foi controlado em alguns dos ensaios realizados, sendo inclusive definidos os valores de pH inicial, isto é, aquele encontrado logo após a saturação com CO_2 , e o pH no final do ensaio. O controle do pH mostrou que este variou entre 3,5 e 5, sendo que, de acordo com o

diagrama de Poubaix da Figura 2.6, para qualquer potencial neste pH, não está prevista a formação de filmes de carbonato.

Tabela 4.2- Resultados dos ensaios de fadiga ao ar.

Corpo-de-prova	Delta Sigma (MPa)	Número de ciclos	Posto de trabalho
AR 01	402	267.557	2
AR 02	402	372.048	3
AR 03	402	98.903	4
AR 04	331	262.849	4
AR 05	331	221.547	1
AR 06	331	215.359	4
AR 07	369	162.031	1
AR 08	369	161.909	3
AR 09	Descartado	Descartado	Descartado
AR 10	Descartado	Descartado	Descartado
AR 11	284	671.608	4
AR 12	284	523.810	1
AR 13	378	278.999	3
AR 14	378	296.889	3
AR 15	284	218.092	1
AR 16	236	503.700	4
AR 17	236	597.018	1
AR 18	189	1.000.000	4
AR 19	236	1.000.000	3
AR 20	189	1.000.000	1

Tabela 4.3- Resultados dos testes de corrosão-fadiga em solução agressiva para uma pressão de CO₂ de 5 bara.

Corpo-de-prova	Delta Sigma (MPa)	Número de ciclos	Posto de trabalho	pH inicial	pH final
cf 001	378	137.508	2	*****	*****
cf 002	370	140.608	2	*****	*****
cf 003	378	156.792	3	*****	*****
cf 005	236	226.316	4	*****	*****
cf 007	341	58.968	3	*****	*****
cf 008	331	74.310	1	*****	*****
cf 010	284	288.105	1	*****	3,9
cf 011	331	82.173	4	*****	4,4
cf 014	354	210.838	1	*****	3,95
cf 015	390	235.929	4	4,02	4,28
cf 017	262	212.530	4	3,8	3,97
cf 019	433	266.617	4	3,85	4,62
cf 023	367	59.100	4	4,22	4,6
cf004	237	1.000.000	3	*****	*****
cf006	237	1.000.000	2	*****	*****
cf013	272	1.000.000	3	*****	4,88
cf016	284	1.000.000	1	4,33	4,9
cf018	284	1.000.000	2	*****	4,7
cf020	367	1.000.000	2	4,3	5
Corpos-de-prova inválidos	Delta Sigma (MPa)	Número de ciclos	Posto de trabalho	pH inicial	pH final
cf009	284	plastificou	1	*****	*****
cf012	331	plastificou	4	*****	*****

Logo após os primeiros ensaios de corrosão-fadiga, ficou evidente que o meio quimicamente agressivo não necessariamente teria um impacto negativo sobre o desempenho em corrosão-fadiga. Na verdade, para alguns corpos-de-prova, o que se observou foi um efeito inverso.

A Tabela 4.4 compara os resultados produzidos pelos ensaios de fadiga ao ar com aqueles gerados no meio agressivo. Os comparativos apresentados nas linhas 1, 2, e 6 indicaram efetivamente um efeito negativo do meio corrosivo na vida em fadiga do material. Por outro lado, nas linhas 3, 4, 5, 7 e 8, o que se observa é o contrário, isto é, de alguma forma o meio corrosivo melhorou o desempenho em fadiga do material.

Tabela 4.4- Comparativo entre os resultados dos ensaios de fadiga ao ar e no meio agressivo.

	Comparação entre corpos-de-prova	Número de ciclos no meio agressivo/número de ciclos ao ar
1	AR 05 x cf 008	0,34
2	AR 06 x cf 011	0,38
3	AR 07 x cf 020	6,17
4	AR 11 x cf 016	1,49
5	AR 12 x cf 018	1,91
6	AR 13 x cf 001	0,49
7	AR 16 x cf 004	1,99
8	AR 17 x cf 006	1,67

A Figura 4.7 mostra, na forma de um gráfico $\Delta\sigma$ versus número de ciclos até a fratura, os resultados dos ensaios de fadiga ao ar e no meio corrosivo. Esta figura torna evidente que, para qualquer uma das condições estudadas, há uma grande dispersão nos dados produzidos. De certa forma, este resultado já era esperado, visto que se trata de uma junta soldada, que inevitavelmente contém defeitos, além de apresentar algumas características geométricas e acabamento superficial que podem variar sutilmente entre os diversos corpos-de-prova.

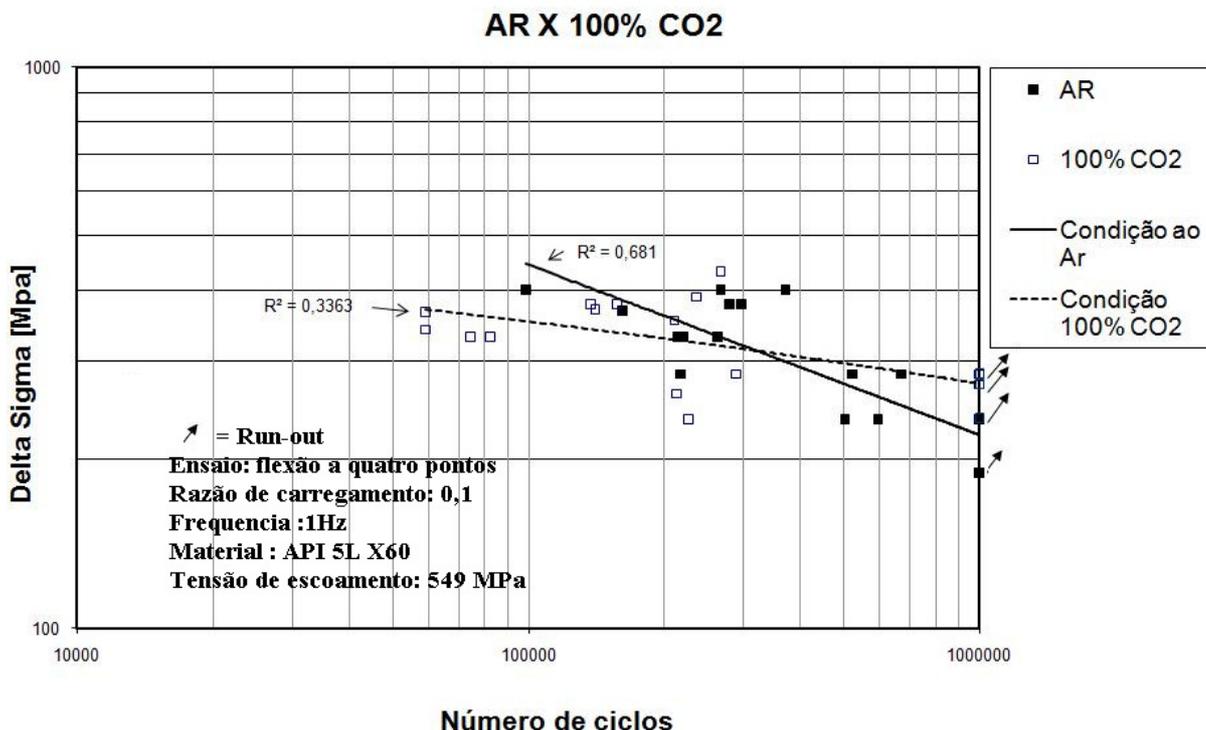


Figura 4.9- Curva de Wöhler obtida nos ensaios.

Observa-se também na Figura 4.9 que, a partir de uma certa amplitude de tensão, há uma “inversão” do efeito do meio corrosivo no desempenho em fadiga do material. As hipóteses para explicar tal observação são diversas e complexas, principalmente para o caso aqui examinado, onde é empregada uma pressão de CO₂ relativamente alta. Esta particularidade torna certas avaliações, que poderiam comprovar algumas hipóteses, tecnicamente difíceis.

A perda de massa do material pode ter um efeito importante na corrosão-fadiga, principalmente em meios denominados *sweet environments* (meios com CO₂). Inclusive, este pode ser diverso e dependente do estágio específico do processo de fadiga. Por exemplo, a perda de massa por corrosão poderia causar o “cegamento” de uma trinca incipiente ou, pelo menos, diminuir a sua taxa de crescimento.

Em um estágio mais avançado do processo de fadiga (crescimento de trinca longa), a corrosão poderia estender a trinca e acelerar o seu crescimento ou, ao contrário, poderia diminuir a taxa de crescimento como resultado dos efeitos de fechamento de trinca (PARGETER 2008).

Aparentemente, o fenômeno originalmente sugerido por Chen (CHEN et al 1996) explicaria o fato para algumas amplitudes de tensão. No seu trabalho, Chen verificou uma competição entre as taxas de crescimento de trincas e as taxas de crescimento de pites na

liga 2024-T3. Neste caso, Chen demonstrou que se a Equação 4.2 for satisfeita, ou seja, se a velocidade de crescimento da trinca de corrosão-fadiga for maior ou igual à velocidade de crescimento do pite, o fenômeno de corrosão-fadiga será dominante e uma trinca crescerá. Por outro lado, se a velocidade de crescimento do pite for maior, somente o pite crescerá e nenhuma trinca de corrosão-fadiga será formada.

$$\frac{(dC)}{(dt)}_{TRINCA} \geq \frac{(dC)}{(dt)}_{PITE} \quad \text{Equação 4.2}$$

O trabalho de Pargeter (PARGETER 2008) corrobora com os resultados encontrados por esta investigação. Trabalhando com o mesmo material e condições de ensaio semelhantes, este autor observou que, para algumas situações, o comportamento em fadiga no meio foi superior ao observado ao ar, sendo a competição entre crescimento de trinca e corrosão a justificativa apresentada.

Partindo para uma análise mais detalhada desta competição, a partir do diagrama apresentado na Figura 4.10, pode ser estimada a taxa de corrosão média para um aço carbono em meio contendo uma determinada temperatura e pressão de CO₂. Neste caso, este ábaco é a solução gráfica para a equação de Waard-Milliams para a corrosão por CO₂. Cabe ser ressaltado que este valor é uma estimativa da taxa de corrosão, pois este diagrama considera as piores condições de corrosão para o material.

Obviamente, uma medição da taxa de corrosão para o meio aqui estudado seria o ideal. Contudo, um fator de ordem técnica dificulta a realização da medição por técnicas eletroquímicas, sendo esta dificuldade a pressão de trabalho uma vez que comercialmente se encontram eletrodos que referênciam que suportam no máximo 2 bara. A realização de um teste por perda de massa não se tornaria adequado neste caso pelo longo tempo necessário ao ensaio e pela característica da corrosão, que neste caso tem sua maior importância junto a raiz da solda, o que levaria a variações.

Ao se traçar uma reta ligando a temperatura de 50° C com a pressão de CO₂ de 5 bara, obtém-se uma taxa de corrosão de aproximadamente 10 mm/ano, o que é considerado um caso extremo. Ainda assim, o trabalho de Pargeter (PARGETER 2008) demonstrou que, para uma solução saturada de CO₂ a uma temperatura de 60°C, 35.000 ppm de cloretos e 1 bara de CO₂, as taxas de corrosão para o aço API 5L X60 ficaram entre 6 e 7 mm/ano. Desta forma, considerando que as condições de ensaio desta investigação estão entre aquelas empregadas por Pargeter e aquelas utilizadas para a construção da Figura 4.8,

parece razoável supor que as taxas de corrosão obedeam respectivamente estes valores. Em outras palavras, estima-se uma taxa de corrosão de aproximadamente 6 a 10 mm/ano para o material/condição de ensaio estudados neste trabalho.

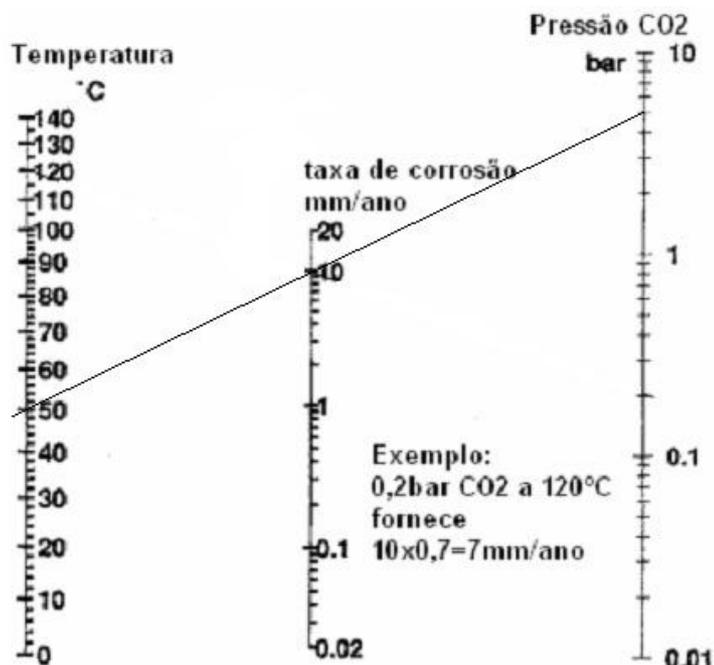


Figura 4.10- Diagrama para corrosão por CO₂ (WAARD 1993).

Teoricamente, este valor de 6 a 10 mm/ano tem uma importância expressiva para este trabalho. Pelo o que já foi discutido até o momento, se a taxa de crescimento de uma trinca para uma determinada condição for menor do que 6 a 10 mm/ano, esta possível trinca seria suprimida pela corrosão do material. Já no caso de uma taxa de crescimento de trinca maior que 6 a 10 mm/ano, a trinca de corrosão- fadiga seria o fator determinante na falha do material. Para a comparação entre as taxas de corrosão e de crescimento de trinca, é necessário se ter uma idéia da taxa de propagação de trincas no material no meio utilizado neste estudo. A obtenção de curvas de da/dN versus ΔK é complexa e necessita de um longo tempo de ensaio, sendo que, atualmente, emprega-se a técnica de queda de potencial elétrico para o acompanhamento do avanço da trinca de fadiga. Outra dificuldade destes ensaios é o tempo necessário. Por exemplo, para a obtenção de uma curva da/dN versus ΔK a uma frequência de 1 Hz, não raramente são excedidos os 10^7 de ciclos, o que resulta em quase 4 meses de ensaio contínuo.

Sendo assim, este trabalho não aborda a obtenção da curva de da/dN versus ΔK . Logo, serão criadas hipóteses com base nos resultados obtidos pela curva de Wöhler e pela estimativa da taxa de corrosão.

Pela análise da curva de Wöhler obtida, observa-se que na faixa aproximada de amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) de 300 MPa, houve a inversão do comportamento do material, visualmente as linhas se cruzam neste ponto. Exemplificando a hipótese para este comportamento. Se a taxa de crescimento da trinca for de até 6 mm/ano para $\Delta\sigma$ menores do que 300 MPa e a taxa de corrosão for de 6 mm/ano ou maior, a corrosão estaria predominando e a trinca de fadiga seria suprimida, o que justifica o melhor comportamento em fadiga no meio do que no ar.

Há ainda uma outra situação, semelhante a esta primeira hipótese, mas conceitualmente diferente. É o caso da dissolução do dano acumulado de fadiga na superfície do material. Se o processo de fadiga cria intrusões e extrusões na superfície e a dissolução anódica as dissolve, o sistema encontraria dificuldade para a nucleação de trincas e teria que formar novas intrusões/extrusões. Esta abordagem é sugerida por Gironès (GIRONÈS et al 2003), que no estudo de um aço superdúplex SAF 2507 também observou, para determinados casos, uma vida em corrosão-fadiga superior àquela encontrada ao ar.

4.5. Análise fractográfica

A análise da superfície de fratura dos corpos-de-prova indicou que as trincas de fadiga produzidas no meio corrosivo iniciaram a partir de várias frentes ao longo do passe de raiz da solda. A Figura 4.11 e 4.10 apresentam as prováveis regiões de nucleação das trincas (setas), sendo este comportamento observado para a quase totalidade dos corpos-de-prova.

O tamanho da seção remanescente, sendo maior na Figura 4.11 do que na Figura 4.12, indica que a tensão aplicada neste corpo-de-prova era maior, sendo neste caso de 284 MPa. Este comportamento da seção remanescente se manteve para os demais corpos-de-prova, indicando que quanto maior a tensão aplicada menor será a seção remanescente, embora devido aos fenômenos de competição nem sempre as maiores tensões gerem os menores números de ciclos até a fratura.

A Figura 4.13 apresenta uma macrografia da junta soldada fraturada do corpo-de-prova CF 023. Nesta figura, pode-se observar que a trinca nucleia e propaga a partir raiz da solda. Este comportamento envolveu a totalidade dos corpos-de-prova e era esperado, pois nesta região há um grande concentrador de tensões.



Figura 4.11- Superfície de fratura do corpo-de-prova CF 010, ensaiado a um $\Delta\sigma$ de 284 MPa no meio corrosivo, rompendo com um número de ciclos $N = 288.105$.



Figura 4.12- Superfície de fratura do corpo-de-prova CF 005, ensaiado a um $\Delta\sigma$ de 236 MPa no meio corrosivo, rompendo com um número de ciclos $N = 226.316$.



Figura 4.13- Macrografia da junta soldada fraturada do corpo-de-prova CF 023, ensaiado a uma $\Delta\sigma$ de 367 MPa no meio corrosivo, rompendo com um número de ciclos $N = 59.100$ (Fratura na região do concentrador de tensões).

4.6. Análise do concentrador de tensões

Para a simulação numérica do suposto concentrador de tensões na raiz da solda, foi necessário a obtenção de um raio desta raiz. Este raio foi obtido através de um ajuste da região da raiz da solda para um círculo (ver Figura 4.14). Após 4 análises (ajustes) realizadas, obteve-se como raio do círculo ajustado o valor de 0,1 mm. Este raio é inserido no modelo para a simulação numérica, como mostram as Figura 4.15 e 4.14.

A simulação numérica indicou uma elevação apreciável das tensões na região da raiz da solda, cabe ressaltar que para a simulação numérica foi escolhida arbitrariamente uma tensão qualquer. De fato, os cálculos produziram um valor de aproximadamente 358 MPa contra aproximadamente 130 MPa para a tensão nominal, como pode ser observado na Figura 4.17. Sendo assim o valor do fator de concentração de tensões (K_t) é aproximadamente igual a 2,75. Nesta figura se observa um pico de tensão devido a aproximação das linhas de fluxo de carga na região do concentrador, também se observa uma queda na tensão na região do reforço da solda, provavelmente por esta região apresentar uma maior secção transversal.

Este elevado fator de concentração de tensões de 2,75 justifica o fato de todas as fraturas por fadiga terem iniciado na região da raiz da solda. Este efeito também exclui a

importância da rugosidade superficial do tubo, pois o concentrador da raiz da solda sempre será maior que o concentrador de tensão devido à rugosidade.

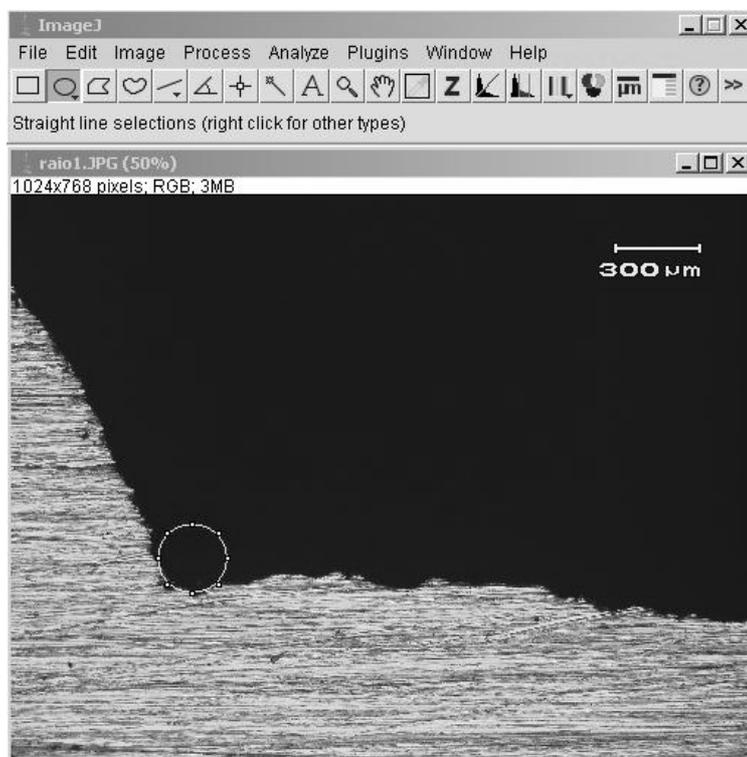


Figura 4.14- Ajuste da região do pé da raiz da solda para um círculo.

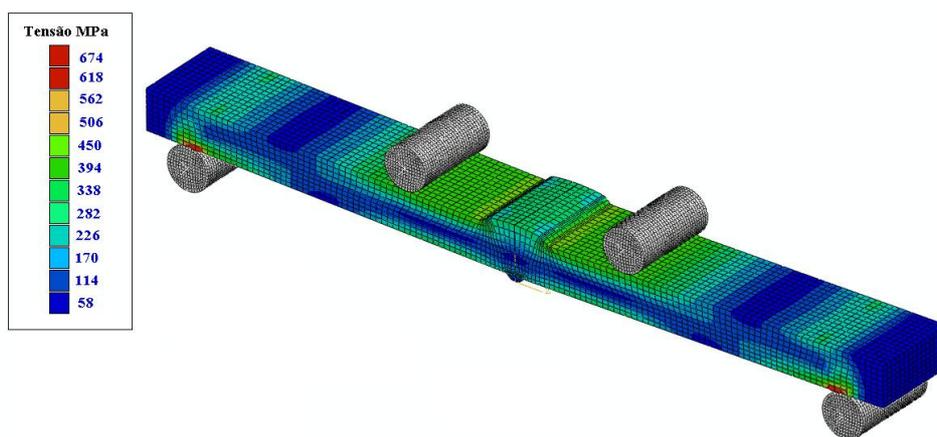


Figura 4.15- Resultado da simulação numérica empregada para o cálculo das tensões no corpo-de-prova.

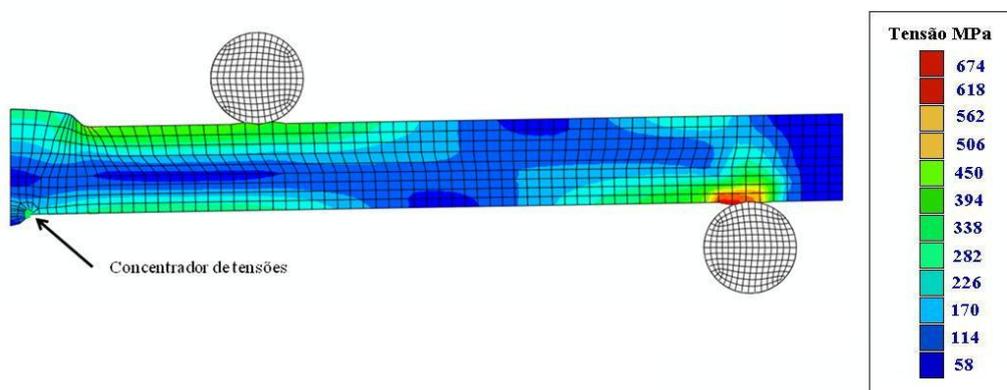


Figura 4.16- Resultado da simulação numérica, identificando o concentrador de tensão

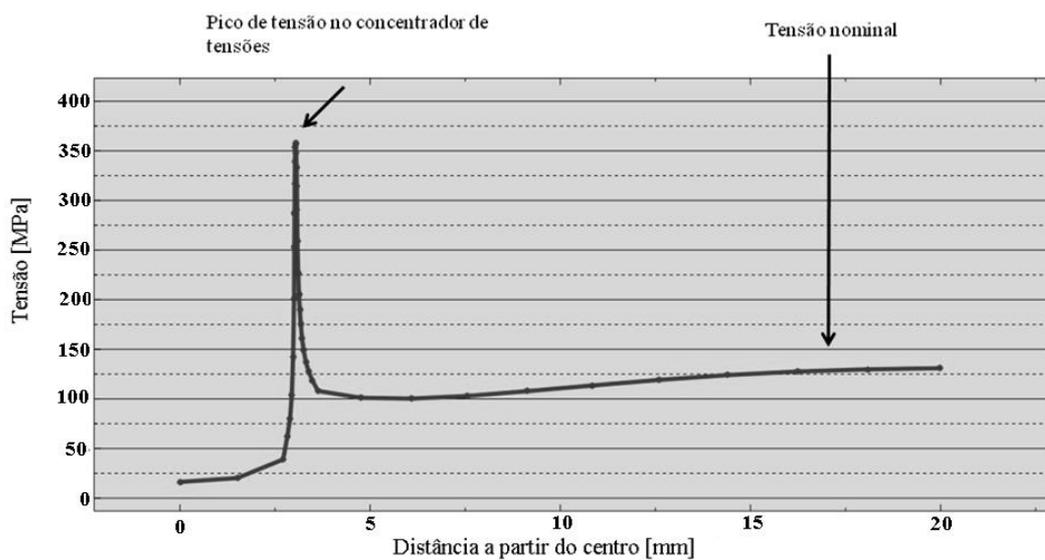


Figura 4.17- Resultado da análise do concentrador de tensões na raiz da solda.

5. CONCLUSÕES

Ensaio de fadiga por flexão a quatro pontos ao ar e em uma solução aquosa com 115.000 ppm de cloretos a uma pressão de 5 bara de CO₂ foram realizados em juntas soldadas do aço API X60. As seguintes conclusões são apresentadas:

- O equipamento desenvolvido para a realização dos ensaios de fadiga se comportou de maneira satisfatória, sendo robusto e de baixo custo quando comparado aos tradicionais equipamentos servomecânicos;
- O aumento da vida em fadiga produzido pelo meio corrosivo, em relação ao desempenho ao ar, pode ser atribuído à competição entre os fenômenos de remoção de material pela corrosão e de propagação das trincas por fadiga;
- O desempenho em fadiga no meio corrosivo, para algumas condições de ensaio, foi até seis vezes superior do que o observado ao ar.
- Principalmente para a indústria de extração e transporte de óleo e gás, onde são encontrados meios salinos, com diversas pressões parciais de CO₂, devem ser realizados testes complementares para que se possa identificar que condições específicas favorecem a corrosão ou a nucleação e propagação de trincas.
- O concentrador de tensões na região da raiz da solda é a singularidade geométrica dominante na nucleação e propagação das trincas de fadiga tanto ao ar como no meio corrosivo.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o comportamento em corrosão-fadiga do aço API 5L X60 para pressões de CO₂ mais elevadas, verificando se há competição entre crescimento de trinca e corrosão.
- Avaliar o comportamento em corrosão-fadiga do aço API 5L X60 com a utilização de técnicas para o aumento de vida em fadiga, tais como o *shot peening* ou martelamento, que notoriamente introduzem tensões residuais compressivas nas regiões de interesse.
- Avaliar o comportamento em corrosão-fadiga do aço API 5L X60, com a utilização de técnicas para o aumento da resistência à corrosão, tais como o uso de inibidores de corrosão ou de proteção catódica.
- Realizar ensaios de corrosão-fadiga em tubos fabricados com o aço API 5L X60, sendo realizado *clad* com ligas mais resistentes à corrosão, tais como Inconel UNS N06625 ou Inconel UNS N07718.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- API SPECIFICATION 5L, American Petroleum Institute: **Specification for Line Pipe**. Washington, 2004.
- ASM HANDBOOK. **Fatigue and Fracture**, Volume 19, ASM International, 1996.
- ATKINSON, J.D.; LINDLEY, T.C. **The effect of frequency and temperature on environmentally assisted fatigue crack growth below KISCC in steels**. Int Mech E Conf. Publ. 1977; 4:65–74.
- ÁVILA G. G., **Cálculo de fadiga de risers rígidos através da mecânica da fratura**. Tese de mestrado Rio de Janeiro-UFRJ, Julho de 2005.
- BAI, Y. **Pipelines and Risers**, Elsevier ocean engineering book series volume 3.2002
- BAPTISTA R.; INFANTE, V.; BRANCO, C.M. **Study of the fatigue behavior in welded joints of stainless steels treated by weld toe grinding and subjected to salt water corrosion**. International Journal of Fatigue, 2006.
- BERG, Owe. **Kinetics of absorption by metals of hydrogen from water and aqueous solutions**. Corrosion 16 , 1960.
- BHUIYAN, Md. S.; MUTOH, Y.; MURAI, T. **Corrosion fatigue behavior of extruded magnesium alloy AZ61 under three different corrosive environments**. International Journal of Fatigue 30, (2008) 1756–1765.
- BRANCO, C. A. et al. **Fadiga de estruturas soldadas**. Fundação Calouste, Lisboa, 1986.
- BS 7608: **Fatigue design and assessment of steel structures**. British Standards Institution. London, 1993.
- BUSSU, G.; IRVING, P.E. **The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints**. International Journal of Fatigue 25, (2003) 77–88.
- CHEN, G.S.; WAN, K.; GAO, M. **Transition from pitting to fatigue crack growth – Modeling of corrosion fatigue crack nucleation in a 2024 T3 aluminum alloy**. Materials Science and Engineering, 1996.

- COTTIS, R. A.; MARKFIELD, A.; BOUKERROU, A. **Environment Induced Cracking of Metals**, NACE, Houston, TX, 1990, pp. 223–227.
- CROOKER, T.W. **Environmental Cracking in structural alloys**. ASTM Stand, News 13(1985) 54-58.
- DIETER, George E. **Metalurgia Mecânica**. McGraw-Hill 1976.
- DNV-OS-C401, **Fabrication and Testing of Offshore Structures**, 2001.
- DUQUETTE, D.J. **The critical reaction rate for corrosion fatigue of 0,18% C Steel and effect of pH**. ASM Trans, December 1969, 839-845.
- FRICKE, Wolfgang. **Fatigue analysis of welded joints: state of development**. Marine Structures 16 (2003) 185–200.
- GAMBOA, E.; LINTON, V.; LAW, M. **Fatigue of stress corrosion cracks in X60 pipeline steels**. International Journal of Fatigue 30 (2008) 850–860.
- GANGLOFF, R. P. **Environmental Cracking-Corrosion Fatigue**. Department of Materials Science and Engineering, University of Virginia, 2001 Cap.26.
- GIRONÈS, A.; MATEO, A.; LLANES, L. **Evaluation of fatigue damage for duplex stainless in aggressive environments by means of an electrochemical fatigue sensor (EFS)**. International Journal of Fatigue, 2003.
- HARTT, W. H. **Corrosion Fatigue Testing of Steels as Applicable to Offshore Structures**. Corrosion in Natural Waters, ASTM STP 1086 ASTM, Philadelphia, 1990.
- HORSTMANN, M.; GREGORY, J. K.; SCHWALBE K.H. **Geometry effects on corrosion-fatigue in offshore structural steels**. Int. J. Fatigue Vol. 17, No. 4, pp. 293-299, 1995.
- HUDGINS, C.M. et al. **The effect of cathodic protection on the behavior of carbon steel in synthetic sea water**. Journal of Petroleum Technology, March 1971, (283,293).
- IIW COMMISSION XIII, Working Group, **Fatigue testing of Welded Components**, Welding in the world, Vol 29, N°9-10, (1991).
- IMAGE J versão 1.42q, disponível em <http://rsb.info.nih.gov/ij/download.html>, acesso em 05/04/2009.
- JASKE, C.E.; PAYER, J.H.; BALINT, V.S. **Corrosion Fatigue of metals in marine environments**. Metals and Ceramics information center 1981.
- JEPSON, W. P.; STITZEL, S.; KANG, C. **Model for sweet corrosion in horizontal multiphase slug flow**. Corrosion 97, paper 602.

JIANG, Xiu.; NEŠIĆ, Srdjan. **The Effect of Electrode Size on Electrochemical Noise Measurements and the Role of Chloride on Localized CO₂ Corrosion of Mild Steel.** Nace International paper 09575 Corrosion, 2009.

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

JONES, D.; BLACKIE, A. P. **Environmentally Assisted Cracking: Science and Engineering.** ASTM STP 1049, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990, pp. 447–462.

KAUFMANN, H.; SONSINO, C.M.; DEMOFONTI, G. **High-strength steels in welded state for light-weight constructions under high and variable stress peaks.** Steel Research International, 2008.

KHATAK, H.S.; KHANNA, A.S.; TOTLANI, M.K. **Corrosion and its control, Proceedings.** December 3–6, vol. 1, Elsevier, 1997, p. 249.

KITAGAWA, H.; TSUJI, K.T.; HASHIMOTO, Y. **An Analysis of Random Pits in Corrosion Fatigue: A Statistical Three-Dimensional Evaluation of an Irregularly Corroded Surface.** ASTM STP 801, ASTM, 1983.

KYRRE, S.; SKALLERUD, B.; TVEITEN, W. **Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis.** International Journal of Fatigue 30, (2008) 2200–2209.

LEKLONG, J.; CHUCHEEPSAKUL, S.; KAEWUNRUEN S. **Dynamic responses of marine risers/pipes transporting fluid subject to top end excitations.** Proceedings of the Eighty (2008) ISOPE Pacific/Asia Offshore Mechanics Symposium.

LEMOS, M. et al. **Efeito do esmerilhamento da raiz na vida em fadiga ao ar e em água salina saturada em CO₂ de soldas do aço de alta resistência e baixa liga para aplicação em dutos.** COTEQ – 195, 2009.

MADDOX, S. J. **Fatigue strength of welded structures.** Cambridge University Press 2nd ed. Abington Publishing, 1991.

MADDOX, S. J. **Key developments in the fatigue design of welded constructions.** IIW Conference Welded Construction for Urban Infrastructure, Timisoara, ISBN 973-8359-17-1, 2003.

MENAN, F.; HENAFF, G. **Influence of frequency and exposure to a saline solution on the corrosion fatigue crack growth behavior of the aluminum alloy 2024.** International Journal of Fatigue, 2009.

- MESSLER, R. **Principles of welding**. Materials Science and Engineering Department, Polytechnic Institute Troy, New York, 1999.
- METALS HANDBOOK. **Failure Analysis and prevention**. Vol 10, 8^a ed, ASM, Ohio 1975.
- MISHRA, S. et al. **Development of a Predictive Model for Activation-Controlled Corrosion of steel in Solutions Containing Carbon Dioxide**. Corrosion, v. 53, n. 11, p. 852-859, 1997.
- MOISEEVA, L. S.; RASHEVSKAYA N. S. **Providing protection against carbonic-acid Corrosion for equipment in the oil-and-gas and chemical industries**. Chemical and Petroleum Engineering, Vol. 37, Nos. 1–2, 2001.
- MOISEEVA, L. S.; KUZNETSOV, Yu. **Corrosion Inhibitors**. *ibid* 32, No. 6, 565, 2002.
- MORAES, F. D. et al. **Characterization of CO₂ Corrosion Products Scales Related to Environmental Conditions**. Corrosion 2000 - NACE, paper n° 30, 2000.
- MORRISON, M.L.; BUCHANAN, R.A. **Corrosion–fatigue studies of the Zr-based Vitreloy 105 bulk metallic glass**. Materials Science and Engineering A, (2007).
- NEWNAM, R. C.; PROCTER, R. P. M. **Stress corrosion cracking**. Corrosion 259-269, (1990).
- NGUYEN, N.T.; WAHAB, M.A. **The effect of residual stresses and weld geometry on de improvement of fatigue life**, J. Mater. Proc. Technol. 48 pag. 581-588, (1995).
- NGUYEN, N.T.; WAHAB, M.A. **The effect of undercut and residual stresses on fatigue of butt-joints**. J. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. Pág 769-778, 1996.
- NYBORG, R. **Overview of CO₂ Corrosion Models for Wells and Pipelines**. Corrosion, 2002, paper 02233.
- PANASSION, Z. **Corrosão e Proteção contra Corrosão em Equipamentos e Estruturas Metálicas**. IPT 1993.
- PAO, P. S.; GILL, S. J.; FENG, C. R. **On fatigue crack initiation from corrosion pits in 7075-T7351 aluminum alloy**. Acta Metallurgica Inc. Published by Elsevier Science 2000.
- PARGETER, R.; HOLMES, B.; BAXTER, D. **Corrosion fatigue of steel catenary risers in sweet production**. International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAE2008).
- POKHMURS'KYI, V. I.; KHOMA M. S. **Preconditions for the existence of a physical limit of corrosion fatigue of corrosion-resistant steels and alloys**. Materials Science, Vol. 38, No. 6, 2002.

- SCOTT, P. M. **Chemistry Effects in Corrosion Fatigue**. Corrosion Fatigue: Mechanics, Metallurgy, Electrochemistry, and Engineering, ASTM STP 801, ASTM, 1983.
- SHIPILOV, S. A. **Mechanisms for corrosion fatigue crack propagation**. Department of mechanical and manufacturing Engineering, University of Calgary, Canada. Fatigue Fract. Mater Struct, 2002.
- SILVA, O.P.; PAES, E.T.A.S.; DIAS, J.L.; NUNES, A.V.; **Características protetoras do petróleo produzido em poços com altos teores de CO₂**. 10^o COTEQ Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos, Bahia, Agosto 2009.
- SIVAPRASAD, S.; TARAFDER, S.; RANGANATH, V.R. **Corrosion fatigue crack growth behaviour of naval steels**. Corrosion Science 48, (2006) 1996–2013.
- SIVAPRASAD, S.; TARAFDER, S.; RANGANATH, V.R. **Corrosion fatigue crack growth behaviour of naval steels**. Corrosion Science, 2006;48(8):1996–2013.
- SMITH, I. J.; HURWORTH S.J. **The Effect of Geometry Changes upon the predicted fatigue Strength of Welded Joints**. Welding Institute Members. Report 244/1984.
- SMITH, L. **Control of corrosion in oil and gas production tubing**. British Corrosion Journal Vol. 34/1999.
- SOLLI, O. **Corrosion fatigue of welded joints in structural steels and the effect of cathodic protection**. Foundation of Scientific and Industrial Research at the Norwegian Institute of technology and Det Norske veritas 1977.
- SONSINO, C.M. **Effect of residual stresses on the fatigue behaviour of welded joints depending on loading conditions and weld geometry**. International Journal of Fatigue 31, (2009) 88–101.
- SRINIVASAN, S. V.; KANE, R. D. **Internal Corrosion Assessment for Dry Gas and Multiphase Pipelines using Corrosion Prediction Models**. Intercorr 2008, Congresso Brasileiro de corrosão, trabalho 268, 2008.
- STANSBURY, E.E.; BUCHANAN, R.A. **Fundamentals of Electrochemical Corrosion**. ASM International, Materials Park, OH, 2000.
- SUN, Y.F.; GORGE, K.; NESIC, S. **The effect of Cl⁻ and acetic acid on localized CO₂ corrosion in wet gas flow**. Corrosion/2003, Paper 03327.
- TADA, E. **Detection of corrosion fatigue cracking through current responses induced by cyclic stressing**. Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Resource Science, Akita University, 1-1 Tegata Gakuen-cho, Akita, 010-8502, Japan 2000.

- TANDON, S.; GAO, M.; MCNEALY, R. **Erosion-corrosion failure of a carbon steel pipe Elbow – a case study.** Nace International Corrosion, 2009 paper 09479.
- TING, Wang.; DONGPO, Wang.; LIXING, Huo.; Zhang YUFENG, **Discussion on fatigue design of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment (UPT),** International Journal of Fatigue 31 (2009) 644–650.
- TORRES, M. A.; VOORWALD, H. J. **An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel.** International Journal of Fatigue 24, (2002).
- TSYBANEV, G. V.; TORGOV, V. N. **Effect of removal of crack lips on the characteristics of the crack resistance of structural alloys.** Strength of Materials, Vol. 31, No. 5, 1999.
- TU, L. K.; SETH, B. B.; Journal of Testing and Evaluation. Vol. 6, No. 5, 1978, pp. 301-303.
- VELDEN, R. V.; EWALDS, H. L.; SCHULTZE, W. A. **Anomalous Fatigue Crack Growth Retardation in Steels for Offshore Applications.** Corrosion Fatigue: Mechanics, Metallurgy, Electrochemistry, and Engineering, ASTM STP 801, 1983, pp. 64-80.
- VOSIKOVSKI, O. **Fatigue crack growth in an X60 line pipe steel at low cyclic frequencies in aqueous environments.** Journal of Eng's Materials and Technology, October 1975, 298-304.
- WAARD, C.; LOTZ, U. **Prediction of CO₂ corrosion of carbon steel.** Corrosion 93, Paper 69, NACE (1993), Houston, Texas.
- WAHAB, M.A.; SAKANO, M. **Experimental Study of Corrosion fatigue behaviour of welded steel structures.** Materials Processing Technology, 118 (2001).
- WANG, Z.F.; LI, J.; WANG, J.Q.; KE, W. **The influence of loading corrosion fatigue crack waveform on propagation.** Corrosion Science, Vol. 37, No. 10, pp. 1551-1565, 1995.
- YAREMA, S. Ya. **Formation of the science of fatigue of metals. Part 2. 1870 – 1940.** Materials Science, Vol. 43, No. 2, 2007.
- YIN, F.; FATEMI, A. **Fatigue behaviour and life predictions of case-hardened steels.** Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2009.
- YUANTAI, M.; YING, L.; WANG, F. **Corrosion of low carbon steel in atmospheric environments of different chloride content.** Corrosion Science 51, (2009) 997–1006.
- ZHANG, Yan-Hui.; MADDOX, S. J. **Fatigue life prediction for toe ground welded joints,** International Journal of Fatigue, 2009.