

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

PPGE3M

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO-FADIGA DO AÇO API 5CT P110
EM MEIO AQUOSO SALINO CONTENDO H₂S.

THIAGO LUZ KRAUSPENHAR

Dissertação para obtenção do Título de Mestre
em Engenharia.

Porto Alegre
2012

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

PPGE3M

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO-FADIGA DO AÇO API 5CT P110
EM MEIO AQUOSO SALINO CONTENDO H₂S.

THIAGO LUZ KRAUSPENHAR
Engenheiro de Materiais

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 – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2012

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

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke, PPGEM/UFRGS.
Prof. Dr. Paulo Henrique Sanchez Cardoso, PPMEC/FURG.
Prof. Dr. Vitor José Frainer.

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGE3M

Dedico esta dissertação aos meus pais Jorge e Rosária e à minha esposa Andréia.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Jorge Fernando Krauspenhar e Rosária Lenira Luz Krauspenhar, pelo grande apoio, carinho e dedicação, importantes para que este trabalho pudesse ser desenvolvido.

À minha esposa, Berenice Andréia de Christo, pelo amor, compreensão e apoio.

À minha querida irmã e demais familiares pelos bons momentos em família.

Ao Professor Telmo Roberto Strohaecker pela oportunidade de realizar o mestrado no LAMEF e pela orientação e confiança na realização deste trabalho.

Ao Professor Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski pela oportunidade de realizar o estágio-docência na sua disciplina.

Aos professores do PPGEM pelo conhecimento e experiências compartilhadas e por terem contribuído na minha formação como engenheiro.

Aos colegas e amigos do LAMEF que colaboraram de alguma forma na realização deste trabalho, principalmente os colegas do GECOR: Charles Kuhn, Márcio Ribeiro Antunes, Marlon Brandi Corrêa, Aldo Altenhofen, Russel Lysyc, Douglas Demori, Joseane Ortiz, Juciele Zilio, José Fonseca, José Roberto Kwietniewski, Mateus Moro, Heitor Hatwig, Jonas Monteiro, Eliakin Abreu e Ricardo Ribeiro. Obrigado a todos pelo apoio e amizade. Agradeço em especial aos colegas Charles Kuhn e Márcio Ribeiro Antunes, pelo grande auxílio no planejamento, montagem e execução dos ensaios de fadiga.

À CAPES pela bolsa de mestrado necessária para meus estudos.

À Petrobras S/A pelo fornecimento da amostra do tubo de aço avaliado nesta dissertação.

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

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XII
LISTA DE EQUAÇÕES.....	XIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	XIV
RESUMO	XV
ABSTRACT	XVII
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 REVISÃO DA LITERATURA.....	4
2.1 Tubos de revestimento para poços de petróleo e gás	4
2.1.1 Colunas de revestimento	4
2.1.2 Especificação das colunas de revestimento	8
2.2 Fadiga	12
2.2.1 Efeito da concentração de tensão na fadiga	13
2.2.2 Causas e mecanismos de falhas por fadiga	15
2.2.3 Ciclo de tensões	17
2.2.4 Estimativa da vida em fadiga.....	18
2.2.5 Efeitos da superfície no comportamento em fadiga	21
2.2.6 Fadiga em aços temperados e revenidos	22
2.3 Fadiga associada a ambientes agressivos (corrosão-fadiga)	23
2.3.1 Mecanismos de corrosão-fadiga.....	26
2.3.2 Variáveis que afetam a corrosão-fadiga.....	32
2.3.3 Corrosão-fadiga de tubos de aço para aplicação <i>offshore</i>	38
2.3.4 Proteção contra corrosão-fadiga	52
2.3.5 Testes de corrosão-fadiga	53
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	55
3.1 Materiais.....	55

3.2	Análise química	57
3.3	Ensaio de tração	57
3.4	Ensaio de microdureza	57
3.5	Ensaio de impacto.....	58
3.6	Rugosidade	59
3.7	Caracterização microestrutural.....	60
3.8	Ensaio de fadiga.....	60
3.8.1	Fadiga ao ar	61
3.8.2	Corrosão-fadiga	65
3.9	Análise fractográfica.....	68
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO	69
4.1	Análise química	69
4.2	Ensaio de tração	70
4.3	Ensaio de microdureza	71
4.4	Ensaio de impacto.....	72
4.5	Rugosidade	72
4.6	Caracterização microestrutural.....	73
4.7	Ensaio de fadiga.....	75
4.7.1	Fadiga ao ar	75
4.7.2	Corrosão-fadiga	76
4.8	Análise fractográfica.....	81
5.0	CONCLUSÕES.....	85
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	87
7.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	88

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Esquema do revestimento de poços (THOMAS, 2001)..	5
Figura 2.2	Diagrama esquemático das colunas de revestimento e de produção de um poço de petróleo (Tenaris Confab, 2005).	6
Figura 2.3	Configuração dos tubos conforme o tipo de poço (MANSANO, 2004).	7
Figura 2.4	Superfície de fratura de uma falha por fadiga que teve início num canto vivo de um rasgo de chaveta de um eixo (DIETER, 1976).	14
Figura 2.5	Demonstração esquemática do surgimento de bandas de deslizamento na superfície, quando da aplicação de cargas estáticas e cíclicas (SCHIJVE, 2003).	16
Figura 2.6	Modelo de Cottrell-Hull para a formação de intrusões e extrusões (ASM, 1996).	17
Figura 2.7	Ciclos de tensão típicos em fadiga. (a) Tensão alternada. (b) Tensão flutuante. (c) Ciclo de tensão irregular ou aleatória (DIETER, 1976).	18
Figura 2.8	Curva S-N clássica (DIETER, 1986).	19
Figura 2.9	Curvas de fadiga típicas para metais ferrosos e não-ferrosos (DIETER, 1976).	20
Figura 2.10	Influência do acabamento superficial na resistência a fadiga em diferentes níveis de tensões (CORRÊA, 2010).	22
Figura 2.11	Curvas de tensão-deformação verdadeiras para o aço 4140 temperado e revenido a 400°C (ASM, 1996).	23
Figura 2.12	Comparativo entre a curva de fadiga ao ar e em meio corrosivo (PANASSION, 1993).	26
Figura 2.13	Efeito do ambiente no limite de fadiga de um aço 1018, demonstrando a eliminação do limite de fadiga na solução salina (ASM, 1996).	27
Figura 2.14	Fotomicrografia de um aço API P110 mostrando a iniciação de trincas de fadiga a partir de pites de corrosão na superfície de uma luva para tubos (BURNS; BUEHLER, 2010).	28
Figura 2.15	Ilustração esquemática de (a) dissolução anódica e (b) fragilização por hidrogênio em meio aquoso. (1) Difusão da espécie ativa. (2) Redução. (3) Recombinação do átomo adsorvido de hidrogênio. (4) Difusão superficial do	

	átomo adsorvido. (5) Absorção de hidrogênio pelo metal. (6) Difusão do hidrogênio absorvido (SURESH, 1998).....	31
Figura 2.16	Ilustração esquemática do efeito de variáveis ambientais, frequência e razão de carregamento no crescimento de trincas de fadiga em aços de alta resistência (SURESH, 1998).....	32
Figura 2.17	Curvas de corrosão-fadiga de um aço SM50A (0,17% C - 1,35% Mn - 0,35% Si) em diferentes condições e frequências de carregamento (JASKE et al, 1981).....	34
Figura 2.18	Efeito da frequência cíclica na resistência à corrosão-fadiga de um aço normalizado com 0,44% C em solução NaCl 1% (JASKE et al, 1981).....	36
Figura 2.19	Efeito da frequência de carregamento na taxa de propagação de trincas (PARGETER et al, 2008).	36
Figura 2.20	Efeito da temperatura na resistência à corrosão-fadiga de um aço estrutural (BRANCO et al, 1986).	37
Figura 2.21	Taxas de corrosão em função da temperatura e pressão parcial de CO ₂ (SRINIVASAN et al, 2008).....	38
Figura 2.22	Representação gráfica das variáveis que influenciam a corrosão-fadiga em água do mar (HARTT, 1990).....	39
Figura 2.23	Perfil de temperatura e pressão de uma instalação típica offshore de produção de petróleo (Cortesia Petrobras).....	40
Figura 2.24	Fatiga causada por SSC em uma conexão de aço API exposto a ambiente contendo baixo e médio teor de H ₂ S submetido a altas pressões internas (CHAFFIN et al, 2008).....	45
Figura 2.25	Regiões de severidade ambiental com relação à ocorrência de SSC em aços carbono e de baixa liga (ANSI/NACE/ISSO, 2009).	47
Figura 2.26	Fotomicrografia de uma martensita não revenida de uma conexão de aço fraturada. As setas indicam trincas secundárias (STORK MATERIALS TECHNOLOGY, 2010).....	52
Figura 2.27	Esquema do equipamento desenvolvido para ensaio de corrosão-fadiga (DOS SANTOS, 2006).	54
Figura 3.1	Segmentos do tubo avaliados como recebidos.	55
Figura 3.2	Representação esquemática da retirada dos corpos de prova de fadiga do segmento de tubo.....	55
Figura 3.3	Geometria e dimensões (em mm) do corpo de prova utilizado nos ensaios...56	
Figura 3.4	Corpos de prova como recebidos após usinagem.....	56
Figura 3.5	Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova dos ensaios de tração.57	

Figura 3.6	Região do corpo de prova no qual foram feitas as medições de dureza.....	58
Figura 3.7	Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova com entalhe em “V” para ensaio de impacto Charpy.	59
Figura 3.8	Orientação do corpo de prova do ensaio de impacto em relação ao tubo de origem (API, 2005).....	59
Figura 3.9	Indicação das medidas de rugosidade feitas no corpo de prova pronto para o ensaio de fadiga.....	60
Figura 3.10	Representação do dispositivo montado para o ensaio de fadiga ao ar sob flexão a três pontos.....	61
Figura 3.11	Dispositivos para realização dos ensaios de fadiga ao ar.....	62
Figura 3.12	Máquina MTS modelo 858, já com o dispositivo e o corpo de prova posicionados.....	62
Figura 3.13	Dispositivo montado para o ensaio de fadiga ao ar.....	63
Figura 3.14	Diagrama de momento máximo (ANTUNES, 2008).....	64
Figura 3.15	Comparação entre carga aplicada pelo equipamento e a tensão no ensaio de flexão a três pontos comparando o método de extensometria com o método de aplicação da fórmula de flexão a três pontos.....	65
Figura 3.16	Curva de ajuste entre a tensão real e a tensão dada pela fórmula de flexão a três pontos.....	65
Figura 3.17	Equipamento desenvolvido no grupo GECOR utilizado para ensaios de corrosão-fadiga.....	67
Figura 3.18	Equipamento para ensaio de corrosão-fadiga aberto mostrando a configuração do corpo de prova sobre o suporte inferior dentro da cuba de ensaio.....	67
Figura 4.1	Diagrama tensão x deformação de engenharia dos três corpos de prova retirados do mesmo tubo.....	70
Figura 4.2	Amostra parcial do perfil de rugosidade de umas das medições.....	72
Figura 4.3	Faixas de rugosidades médias (R_a) típicas para alguns processos (MSPS, 2011).....	73
Figura 4.4	Micrografia do metal estudado. Aumento 100x. Reagente NITAL 2%.....	74
Figura 4.5	Micrografia do metal estudado. Aumento 1000x. Reagente NITAL 2%.....	74
Figura 4.6	Perfil das fraturas encontradas nos corpos de prova ensaiados em fadiga ao ar do aço API 5CT P110.....	76

Figura 4.7	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).....	77
Figura 4.8	Condições do ensaio de corrosão-fadiga indicada no gráfico das regiões de severidade ambiental em relação à ocorrência de SSC.	78
Figura 4.9	Curvas de Wöhler obtidas nos ensaios de fadiga ao ar e de corrosão-fadiga.	79
Figura 4.10	Perfil das fraturas encontradas nos corpos de prova ensaiados em corrosão-fadiga do aço API 5CT P110 dos corpos de prova CF 01 e CF 06.....	82
Figura 4.11	Superfície de fratura dos corpos de prova AR 06 e AR 03 do ensaio de fadiga ao ar, submetidos à maior e menor tensão aplicada respectivamente dos corpos de prova que fraturaram. As setas indicam possível local de iniciação da fratura.	82
Figura 4.12	Superfície de fratura dos corpos de prova CF 01 e CF 06 do ensaio de corrosão-fadiga, submetidos à maior e menor tensão aplicada respectivamente. As setas indicam possível local de iniciação da fratura.....	83
Figura 4.13	Corpo de prova (AR 03) fraturado no ensaio de fadiga ao ar, submetido a 96% da σ_e , mostrando a superfície de fratura analisada no MEV. As setas indicam o local de iniciação da fratura.....	83
Figura 4.14	Corpo de prova (CF 04) fraturado no ensaio de corrosão-fadiga, submetido a 60% da σ_e , mostrando a superfície de fratura analisada no MEV. As setas indicam o local de iniciação da fratura.....	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Graus conforme a norma API 5CT e seus respectivos processos de fabricação e tratamentos térmicos para tubos de revestimento e produção (API, 2005).	11
Tabela 2.2	Graus conforme norma API 5CT e seus principais requisitos de composição química para tubos de revestimento e produção (API, 2005).	11
Tabela 2.3	Graus conforme norma API 5CT e seus principais requisitos de propriedades mecânicas para tubos de revestimento e produção (API, 2005).	12
Tabela 2.4	Temperaturas aceitáveis para classes de aços para tubos de produção e de revestimento em relação à SSC (ANSI/NACE/ISO, 2009).	49
Tabela 2.5	Atributos da classe de aço customizada comparados com os atributos do aço API P110 (CHAFFIN et al, 2008).	51
Tabela 4.1	Composição química média do aço estudado e requisitos da norma API 5CT para o aço P110.	69
Tabela 4.2	Propriedades mecânicas do aço estudado e requisitos da norma API 5CT para o aço P110.	71
Tabela 4.3	Matriz de ensaios de fadiga ao ar.	75
Tabela 4.4	Matriz de ensaios de corrosão-fadiga.	76

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 2.1 Reação de dissociação da molécula de gás H_2S na presença de água.	44
Equação 3.1 Tensão nominal na superfície do corpo de prova para o modelo clássico de vigas para flexão pura a três pontos.	63

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

<i>ARBL</i>	alta resistência, baixa liga;
<i>BRS</i>	bactéria redutora de sulfato;
<i>HRC</i>	dureza Rockwell C;
e^-	elétron;
K_{ISCC}	fator de intensidade de tensões no trincamento por corrosão sob tensão, quando submetido à tração;
<i>HIC</i>	trincamento induzido pelo hidrogênio (<i>Hydrogen-induced cracking</i>);
<i>SOHIC</i>	trincamento pelo hidrogênio orientado por tensão (<i>Stress-oriented hydrogen-induced cracking</i>);
<i>SSC</i>	trincamento sob tensão em presença de sulfeto (<i>Sulfide Stress Cracking</i> ou <i>Sulfide Stress-Corrosion Cracking</i>);
f	frequência;
H_{ADS}	hidrogênio adsorvido;
<i>MEV</i>	microscópio eletrônico de varredura;
N	número de ciclos;
pH	potencial de hidrogênio;
ρ_{H_2S}	pressão parcial de H_2S ;
R	razão de carregamento ($R = \text{tensão mínima} / \text{tensão máxima}$);
da/dN	taxa de crescimento da trinca;
σ_e	tensão de escoamento;
S	tensão;
$\Delta\sigma$	amplitude de tensão.

RESUMO

Este trabalho tem por objetivo avaliar a resistência à corrosão-fadiga do aço API 5CT P110 em meio aquoso salino contendo CO_2 e H_2S e comparar com os resultados de fadiga ao ar, bem como avaliar a sua adequação ao uso nessas condições conforme normas vigentes e revisão da literatura. Esse aço é classificado como sendo do tipo ARBL (alta resistência, baixa liga) e é especificado principalmente para uso em colunas de revestimento (*casing*) e colunas de produção (*tubing*) para poços de petróleo e gás.

As colunas de revestimento e de produção para poços de petróleo *offshore* necessitam operar sob altas pressões em profundidades cada vez mais elevadas, necessitando apresentar alta resistência e boa tenacidade para suportar as solicitações de tração, pressão interna, colapso e fadiga ao longo da sua vida útil. Adicionalmente, essas tubulações precisam resistir também à corrosão causada pela fase aquosa produzida juntamente com o petróleo e gás extraídos, os quais podem conter gases agressivos dissolvidos, tais como o CO_2 e o H_2S , além de espécies agressivas como os íons cloretos. As condições do meio agressivo do ensaio de corrosão-fadiga foram escolhidas para simular condições possíveis de serem encontradas em poços de petróleo e gás *offshore*.

Para atingir estes objetivos foram realizados ensaios de fadiga ao ar e ensaios de corrosão-fadiga utilizando um controle de carga sob flexão a três pontos. Para os ensaios de fadiga ao ar, foi utilizada uma máquina servo-hidráulica, razão de carregamento de 0,1, frequência de 20 Hz e *run out* de 10 milhões de ciclos. Já os ensaios de corrosão-fadiga foram realizados em um equipamento especial para ensaios de corrosão-fadiga, contendo todo um sistema específico para automação e controle dos ensaios. Para corrosão-fadiga foi utilizada a razão de carregamento de 0,1, frequência de 0,5 Hz e *run out* de 1 milhão de ciclos.

Para os ensaios de corrosão-fadiga foi utilizada uma solução aquosa salina contendo 115.000 ppm de cloretos, previamente desaerada. Dentro da cuba, durante o ensaio, a solução foi saturada com uma mistura gasosa composta de CO_2 contendo 10.000

ppm de H₂S. A cuba de ensaio foi pressurizada com a mistura gasosa até atingir a pressão atmosférica e a temperatura de ensaio de 50°C.

Foram ensaiados oito corpos de prova em fadiga ao ar e seis em corrosão-fadiga. As amostras foram usinadas a partir de um segmento de tubo e foram previamente lixadas para retirar os riscos de usinagem e evitar concentradores de tensão na superfície. Os resultados foram plotados em um mesmo gráfico de amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) no eixo das ordenadas e logaritmo do número de ciclos até a fratura no eixo das abscissas para a construção das curvas de Wöhler.

O comportamento em corrosão-fadiga apresentou uma redução significativa na vida em fadiga em relação à fadiga ao ar, demonstrando a forte agressividade do meio causada principalmente pela presença do H₂S. Desse modo, este trabalho apresenta resultados indicando uma grande queda no desempenho em fadiga do aço API 5CT P110 frente a meios contendo H₂S na produção de óleo e gás, principalmente associado ao mecanismo de trincamento sob tensão em presença de sulfeto (*sulfide stress cracking*).

ABSTRACT

Casing and tubing for offshore wells in the petroleum and natural gas industries are subjected to high pressures under increasing well depths, so they increasingly require high strength and good toughness in order to support the tensile stresses, internal pressure, collapse and fatigue during the predicted lifetime. Additionally, these casing and tubing need to support the corrosion caused by the aqueous phase produced together with the petroleum and gas extracted that may also contain aggressive dissolved gases such as CO₂ and H₂S and even aggressive species such as chloride ions.

Thus, this work aims to determine and compare the fatigue and corrosion fatigue behavior of the API 5CT P110 steel in the presence of water with high chloride content containing CO₂ and 10.000 ppm of H₂S and evaluate the fitness for purpose in this environment based on current standards and literature review. This steel is classified as a high strength low alloy steel (HSLA) and is specified for use as casing and tubing for wells in the petroleum and natural gas industries.

Fatigue and corrosion fatigue tests were performed in air and in aggressive environment. The experiments were conducted using three point bend test and a frequency of 20 Hz in air and 0,5 Hz in aggressive environment. All final data are presented on a Wöhler curve.

The corrosion fatigue behavior showed a significant reduction in fatigue life compared to fatigue in air, demonstrating the strong aggressiveness of the environment mainly caused by the H₂S presence. Thereby, this work presents results indicating a large decrease in fatigue performance of API 5CT P110 steel facing H₂S containing environments in oil and gas production, mainly associated with the mechanism of sulfide stress cracking.

1.0 INTRODUÇÃO

Com a demanda energética mundial crescente, a exploração de petróleo e gás natural tem levado a alcançar profundidades cada vez maiores de perfuração de poços *offshore*, já que as reservas de mais fácil exploração vêm se esgotando gradativamente.

As descobertas de campos petrolíferos em águas profundas e ultraprofundas, e mais recentemente da área do pré-sal no litoral brasileiro, criaram a necessidade de se encontrar novas soluções tecnológicas que aliassem segurança e produtividade desses campos.

Tubulações e diversos outros tipos de componentes metálicos são utilizados em estruturas de plataformas marítimas (*offshore*) para revestir os poços de produção e conduzir os fluidos produzidos dos poços até as plataformas de produção. Devido às grandes pressões operacionais em altas profundidades, o uso de materiais de alta resistência mecânica é imprescindível, possibilitando o emprego de tubulações com menor espessura, menor peso e, conseqüentemente, menores custos de instalação.

Além disso, essas estruturas estão sujeitas a diversos fenômenos de degradação, tais como fadiga e corrosão-fadiga. Essas tubulações são submetidas inevitavelmente a carregamentos dinâmicos (fadiga) em operação devido à expansão e contração durante operação, ou devido aos movimentos produzidos pela ação de ondas, correntes e ventos no caso dos *risers* que conectam a plataforma de produção com os poços no leito marinho. Em conjunto com o carregamento mecânico, há a preocupação com a exposição do material a meios quimicamente agressivos para aplicações em águas profundas. Este conjunto de fatores demanda uma avaliação do comportamento em fadiga combinada com um meio agressivo (corrosão-fadiga) dos materiais utilizados para a fabricação dos tubos para este tipo de aplicação.

Os tubos utilizados nos poços de petróleo e gás constituem uma grande parte do custo de perfuração e completação do poço, além de serem os componentes críticos para

uma completação com sucesso do mesmo. As consequências da falha de uma coluna de revestimento vão desde custos adicionais de recuperação do poço até total perda do poço e possível dano ambiental.

Uma variável que deve ser cuidadosamente considerada é a presença potencial de uma concentração de gás sulfídrico (H_2S) presente no petróleo e gás extraídos dos poços. A exposição ao H_2S , particularmente em baixas temperaturas e baixos pHs, pode levar ao trincamento sob tensão em presença de sulfeto (SSC) com consequente falha catastrófica da coluna de revestimento ou da coluna de produção.

Os fenômenos de corrosão-fadiga de materiais metálicos têm causado diversas falhas mecânicas inesperadas em serviço em plataformas em nível mundial, fato que tem motivado a pesquisa e o desenvolvimento de materiais relacionados à prospecção *offshore* de petróleo. Tais falhas têm sido relacionadas, entre outras causas, aos fenômenos de corrosão-fadiga e corrosão sob tensão devido à ação do meio externo sobre o material. Os materiais utilizados nas colunas de revestimento e de produção de poços estão em contato com condições operacionais cada vez mais severas, condições estas que incluem altas pressões de gases agressivos como o dióxido de carbono (CO_2) e o ácido sulfídrico (H_2S), a presença constante de água do mar rica em cloretos, baixas temperaturas, além de outros fatores prejudiciais. O H_2S pode estar facilmente presente no interior dos poços junto com o petróleo e gás produzidos ou ser gerado por bactérias redutoras de sulfato.

Neste contexto, há um grande interesse na obtenção de dados de corrosão-fadiga em meios de alta severidade, reproduzindo condições operacionais obtidas em tubulações em águas profundas na exploração de petróleo e gás.

Os aços da classe API 5CT P110 tem sido apresentado na literatura como um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) utilizado principalmente em colunas de revestimento (*casing*) que revestem os poços de petróleo *offshore*. Nessas circunstâncias, o material é exposto a grandes esforços mecânicos e a ambientes corrosivos bastante severos conforme as características de cada poço. Estudar o comportamento e a adequação desse tipo de material nessas condições é, portanto, de grande interesse para as empresas envolvidas com a prospecção de petróleo e gás. Com essa finalidade, o objetivo principal deste trabalho é a verificação do comportamento em corrosão-fadiga do material API 5CT

P110 em ambiente contendo elevada concentração de cloretos e em meio contendo CO₂ e H₂S, comparando com o mesmo material submetido à fadiga ao ar.

2.0 REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Tubos de revestimento para poços de petróleo e gás

Com a demanda mundial crescente de energia, novas fontes de petróleo e gás passaram a ser exploradas em regiões cada vez mais remotas e desafiadoras, portanto as especificações para **colunas de revestimento** (*casing*) e **colunas de produção** (*tubing*) de poços de petróleo e gás tornaram-se cada vez mais exigentes. O aumento da perfuração e produção nessas áreas críticas (*offshore*, águas profundas e ultraprofundas, ambientes ácidos, ambientes com altas pressões e altas temperaturas) terá impacto direto no consumo e desenvolvimento desses produtos de alto desempenho para a exploração e produção de petróleo e gás (DA SILVA, 2009).

2.1.1. Colunas de revestimento

Na perfuração de poços na crosta terrestre, feita pelo homem desde a antiguidade, percebeu-se a necessidade da instalação de um revestimento total ou parcial para proteger as paredes do poço de desabamento durante a perfuração. Esse revestimento evoluiu das rudimentares alvenarias, passando pelas proteções de madeira, pelos tubos de ferro fundido, até chegar aos revestimentos atuais constituídos de tubos de aços especiais (THOMAS, 2001).

A perfuração de um poço de petróleo é feita em fases, conforme as características das zonas a serem perfuradas e da profundidade final prevista. Normalmente, o número de fases de um poço é de três ou quatro, mas pode chegar a oito em alguns casos (THOMAS, 2001). Cada fase é finalizada com a descida de uma coluna de revestimento e sua cimentação, conforme demonstrado nas Figuras 2.1 e 2.2 que mostram esquematicamente as colunas de revestimento e de produção de um poço de petróleo e as funções de cada fase de revestimento.

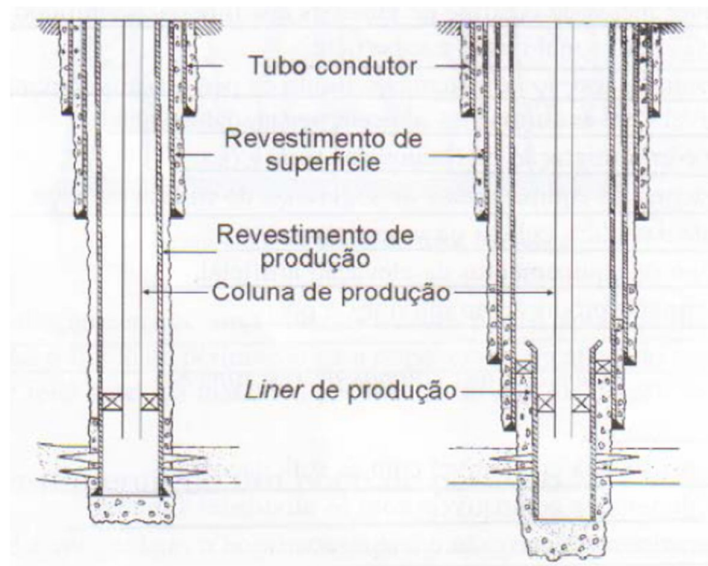


Figura 2. Esquema do revestimento de poços (THOMAS, 2001).

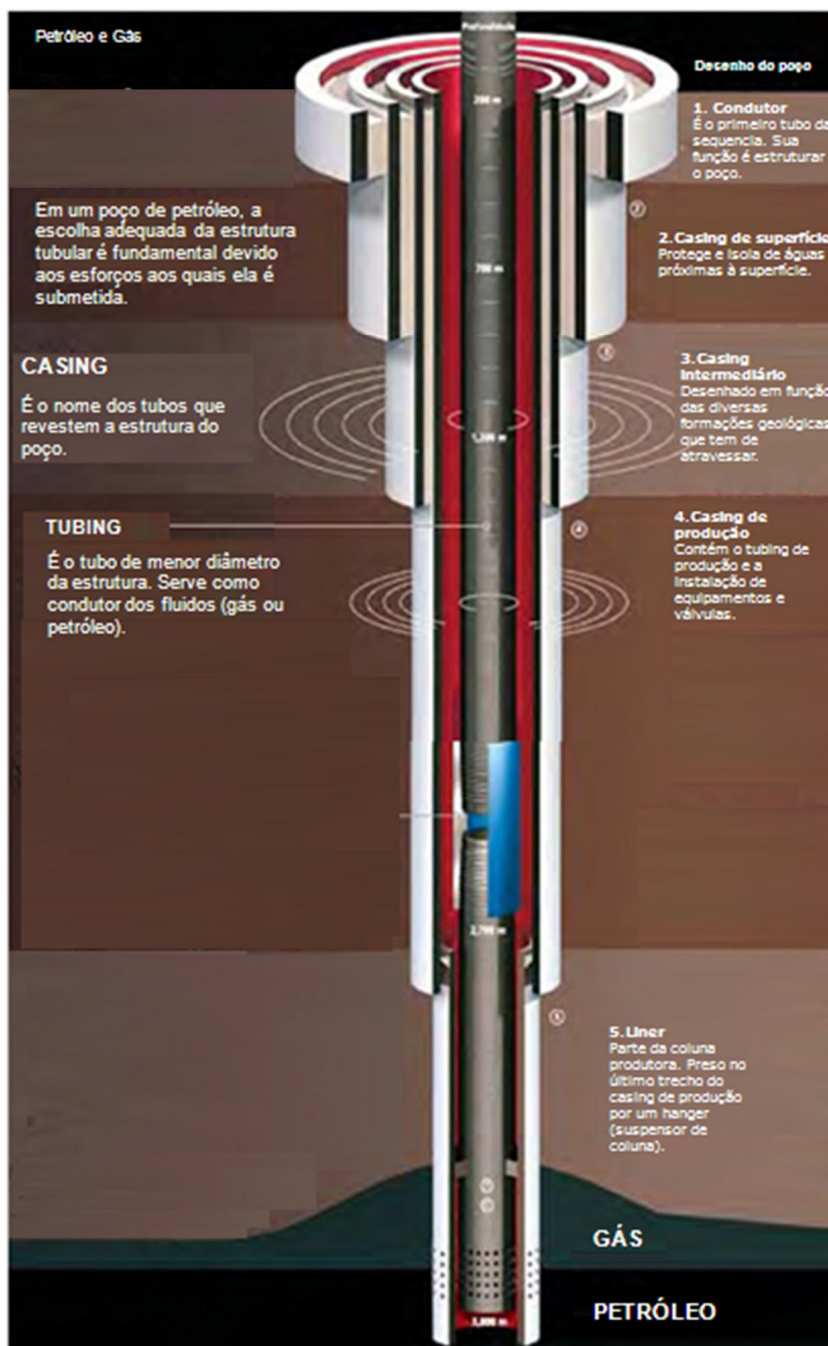


Figura .2 Diagrama esquemático das colunas de revestimento e de produção de um poço de petróleo (Tenaris Confab, 2005).

A composição de cada coluna está relacionada com as solicitações previstas durante sua descida no poço e ao longo da sua vida útil (THOMAS, 2001). Os poços são perfurados e revestidos, utilizando-se tubos de aço de diâmetros gradativamente menores. O principal objetivo do revestimento é isolar camadas que possam erodir ou colapsar e

impedir a continuidade do poço, ou também isolar formações rochosas que produzam fluidos de alta pressão capazes de colocar em risco equipamentos, pessoas e o meio ambiente. Dessa forma, revestido com as colunas de revestimento, o poço poderá produzir sem riscos na profundidade desejada (AMORIM JÚNIOR, 2008).

A configuração dos tubos para a perfuração e exploração dos poços vai depender do tipo de poço, que pode ser vertical, horizontal ou direcional, conforme mostrado na Figura 2.3 (MANSANO, 2004).

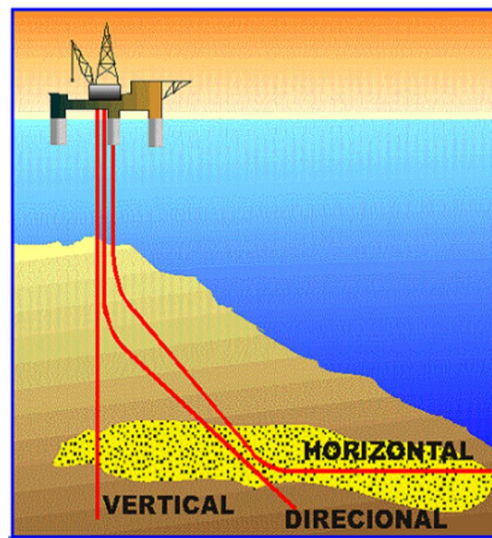


Figura 2.3 Configuração dos tubos conforme o tipo de poço (MANSANO, 2004).

A coluna de revestimento representa uma das frações mais significativas do custo de perfuração de um poço de petróleo, sendo de 15% a 20% no mar, podendo chegar a 50% em terra (THOMAS, 2001).

Por dentro da coluna de revestimento é instalada a coluna de produção (*tubing*) que é constituída por tubos de aço ligados uns aos outros por conexões rosqueadas. A coluna de produção serve como condutor dos fluidos produzidos (óleo e gás) e suas conexões devem ser fáceis de serem realizadas, porém devem apresentar resistência semelhante ao corpo do tubo para não se constituírem pontos fracos na coluna (HALIBURTON, 1997).

Existem procedimentos industriais e operacionais para fabricação e manuseio de tubos de revestimento padronizados pelo API (*American Petroleum Institute*) e adotados na maioria dos países ocidentais, inclusive no Brasil. Cada coluna de revestimento possui

uma configuração própria de acordo com os esforços aos quais estará submetida durante as etapas de completação do poço e ao longo de sua vida útil. O dimensionamento das colunas de revestimento considera a resistência mínima que os tubos devem apresentar de forma a suportar as solicitações de tração, pressão interna e colapso. Essas solicitações são estimadas levando-se em conta as condições mais adversas possíveis de ocorrer durante a instalação e a vida útil das colunas.

De forma geral, as características fundamentais que as colunas de revestimento devem apresentar são (THOMAS, 2001):

- Estanqueidade;
- Resistência compatível com as solicitações;
- Dimensões compatíveis com as atividades futuras;
- Resistência à corrosão e à abrasão;
- Facilidade de conexão;
- Menor espessura possível.

2.1.2. Especificação das colunas de revestimento

A necessidade crescente de buscar soluções econômicas para a perfuração e produção de poços de petróleo e gás e para o escoamento dessa produção tornou comum a utilização de aços para tubos que atendam certos requisitos de propriedades mecânicas, como resistência, tenacidade à fratura, ductilidade e soldabilidade. Além disso, existem também as necessidades de projeto, que envolvem, por exemplo, a fabricação de tubos de grandes diâmetros e que operem sob altas pressões em profundidades elevadas, aumentando a produtividade. Isso gerou uma demanda por aços estruturais de alta resistência e boa tenacidade (LEMOS, 2009). Adicionalmente, essas tubulações precisam resistir também à corrosão causada pela fase aquosa produzida juntamente com o petróleo e gás extraídos, os quais podem conter gases agressivos dissolvidos, tais como dióxido de carbono (CO₂) e o gás sulfídrico (H₂S), além de espécies agressivas, como os íons cloretos.

Por essa razão, os aços para essas tubulações devem atender também aos requisitos de resistência à corrosão-fadiga e à corrosão sob tensão (CORRÊA, 2010).

Os aços ARBL (alta resistência, baixa liga) se apresentam como uma alternativa econômica para aços de engenharia com uma ótima relação entre resistência e peso. Com um controle de composição e de processamento adequados, esses aços podem desenvolver limites de escoamento bastante elevados (COHEN; HANSEN, 1979). Além disso, a tenacidade e a soldabilidade associadas a esse tipo de aço favorecem a sua aplicação de forma satisfatória em embarcações, chapas, barras, seções estruturais; em tubulações nas indústrias de petróleo e gás; nas indústrias automotiva e agrícola; em vasos de pressão; em estruturas e plataformas *offshore*; na fabricação de guindastes, pontes, edifícios, estradas de ferro, torres de transmissão de energia, etc. (TOTTEN, 2006).

As principais características dos aços ARBL são:

- baixo teor de carbono (0,03 – 0,25%): de forma a obter boa tenacidade, plasticidade e soldabilidade;
- um ou mais elementos microligantes formadores de carbeto (Ex.: vanádio, nióbio, titânio);
- grupo de elementos capazes de promover endurecimento por solução sólida (Ex.: manganês até 2% e silício);
- um ou mais dos elementos microligantes adicionais formadores de carbeto (Ex: cálcio, zircônio) e elementos terras raras, particularmente cério e lantânio para controle morfológico das inclusões de sulfetos e aumento da tenacidade (TOTTEN, 2006).

Em outros tipos de aços ARBL, pequenas quantidades de níquel, cromo, cobre e particularmente molibdênio também podem estar presentes, o que aumenta a resistência à corrosão atmosférica e temperabilidade. Outro fator importante é a presença de uma estrutura de grão bastante refinada no produto final, produzido por uma combinação de laminação e resfriamento controlados com uma adição eficiente de elementos microligantes, condições estas que geram um aumento simultâneo da resistência e da tenacidade do aço, além de diminuir a temperatura de transição dúctil-frágil. Os carbeto, nitreto e carbonitretos são as partículas dispersas de segunda fase que atuam como

refinadores de grão ou como fases dispersas que aumentam a resistência dos aços ARBL (TOTTEN, 2006). As adições de certos elementos, como o vanádio, titânio, alumínio, zircônio, nióbio e boro, resultam em um somatório de no máximo 0,1% em peso na liga. A presença desses elementos possibilita a redução da quantidade de carbono nos aços, aumentando a soldabilidade e a tenacidade (LEMOS, 2009).

Os graus de classificação de aços ARBL são definidos pelos níveis de resistência ao escoamento e não pela composição química. A norma americana *API Specification 5CT - Specification for Casing and Tubing* (API, 2005) especifica as condições técnicas de recebimento de tubos de aço destinados a revestimento (*casing*) e produção (*tubing*) de poços de petróleo.

Os principais requisitos especificados pela *API Specification 5CT* são: processos de fabricação, requisitos de propriedades mecânicas e de composição química, requisitos dimensionais, peso, tolerâncias, defeitos admissíveis, inspeção, frequência e tipos de testes, marcação e documentação, informações a serem fornecidas pelo comprador, etc. (API, 2005).

Durante as etapas de perfuração e de produção de poços de petróleo, um tubo de aço pode ser exposto a uma variedade de condições (esforços, temperaturas e ambientes), sendo assim importante especificar diversos tipos de produtos para cada aplicação. A norma *API Specification 5CT* apresenta os principais tipos de produtos e aços utilizados atualmente para as aplicações de perfuração e produção. No entanto existem outros produtos, não mencionados nessa norma, sendo atualmente desenvolvidos por outros fabricantes de tubos, alguns para aplicações mais específicas ou para maiores níveis de resistência como para aplicações em poços submetidos a condições mais extremas (abaixo de camadas de sal, ultraprofundidades, ambientes agressivos, altas pressões e altas temperaturas). Os principais requisitos da norma *API Specification 5CT* com relação aos processos de fabricação, propriedades mecânicas e composição química, com destaque para a classe de aço API 5CT P110 avaliada nesta dissertação, estão apresentados nas Tabelas 2.1, 2.2 e 2.3 (DA SILVA, 2009). Segundo a nomenclatura dessa norma, tem-se, para o aço P110, que a sua tensão limite de escoamento mínima é de 110 ksi (758 MPa). Nota-se que o processo de fabricação de tubos do aço P110 pode ser por processo sem costura ou por processo de soldagem por resistência elétrica e que esse aço deve ser tratado

termicamente por têmpera e revenido. Quanto à composição química, os únicos requisitos são os percentuais máximos de fósforo e enxofre.

Tabela 2. Graus conforme a norma API 5CT e seus respectivos processos de fabricação e tratamentos térmicos para tubos de revestimento e produção (API, 2005).

Grupo	Grau	Tipo	Processo de Fabricação	Tratamento Térmico	Temperatura de Revenimento °C min.
1	H40	—	S or EW	None	—
	J55	—	S or EW	None b	—
	K55	—	S or EW	None b	—
	N80	1	S or EW	c	—
2	N80	Q	S or EW	Q&T	—
	M65	—	S or EW	d	—
	L80	1	S or EW	Q&T	566
	L80	9Cr	S	Q&T e	593
	L80	13Cr	S	Q&T e	593
	C90	1	S	Q&T	621
	C90	2	S	Q&T	621
	C95	—	S or EW	Q&T	538
	T95	1	S	Q&T	649
	T95	2	S	Q&T	649
3	P110	—	S or EW f, g	Q&T	—
4	Q125	1	S or EWg	Q&T	—
	Q125	2	S or EWg	Q&T	—
	Q125	3	S or EWg	Q&T	—
	Q125	4	S or EWg	Q&T	—

a S = processo sem costura; EW = processo de soldagem por resistência elétrica.
b normalizado (N), normalizado e revenido (N&T), ou temperado e revenido (Q&T), a critério do fabricante ou conforme especificado no pedido
c normalizado ou normalizado e revenido a critério do fabricante.
d todo o tubo deve ser tratado termicamente. Normalizado (N), normalizado e revenido (N&T), ou temperado e revenido (Q&T), a critério do fabricante ou conforme especificado no pedido
e Tipo 9Cr e 13Cr podem ser temperados ao ar.
f Composição química especial para o P110 (EW) casing está especificada na Tabela 2.
g Requisitos especiais para P110 (EW) e Q125 (EW) estão especificados no item A.5 (SR11) da API 5CT.

Tabela 2. Graus conforme norma API 5CT e seus principais requisitos de composição química para tubos de revestimento e produção (API, 2005).

Grupo	Grau	Tipo	C		Mn		Mo		Cr		Ni	Cu	P	S	Si	
			min	max	min	max	min	max	min	max	max	max	max	max	max	
1	H40	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—	
	J55	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—	
	K55	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—	
	N80	1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—	
	N80	Q	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—	
	M65	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—	
2	L80	1	—	0,43 a	—	1,90	—	—	—	—	0,25	0,35	0,030	0,030	0,45	
	L80	9Cr	—	0,15	0,30	0,60	0,90	1,10	8,00	10,0	0,50	0,25	0,020	0,010	1,00	
	L80	13Cr	0,15	0,22	0,25	1,00	—	—	12,0	14,0	0,50	0,25	0,020	0,010	1,00	
	C90	1	—	0,35	—	1,20	0,25 b	0,85	—	1,50	0,99	—	0,020	0,010	—	
	C90	2	—	0,50	—	1,90	—	NL	—	NL	0,99	—	0,030	0,010	—	
	C95	—	—	0,45 c	—	1,90	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	0,45	
	T95	1	—	0,35	—	1,20	0,25 d	0,85	0,40	1,50	0,99	—	0,020	0,010	—	
	T95	2	—	0,50	—	1,90	—	—	—	—	0,99	—	0,030	0,010	—	
	3	P110	e	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030 e	0,030 e	—
	4	Q125	1	—	0,35	—	1,35	—	0,85	—	1,50	0,99	—	0,020	0,010	—
Q125		2	—	0,35	—	1,00	—	NL	—	NL	0,99	—	0,020	0,020	—	
Q125		3	—	0,50	—	1,90	—	NL	—	NL	0,99	—	0,030	0,010	—	
Q125		4	—	0,50	—	1,90	—	NL	—	NL	0,99	—	0,030	0,020	—	

a O conteúdo de carbono para o L80 pode subir até 0,50 % max se o produto for temperado no óleo.
b O conteúdo de molibdênio para o C90 Tipo 1 não possui tolerância min se a espessura for menor que 17,78 mm.
c O conteúdo de carbono para o C95 pode subir até 0,55 % max se o produto for temperado a óleo.
d O conteúdo de molibdênio para o T95 Tipo 1 pode ser reduzido até 0,15 % min se a espessura for menor que 17,78 mm.
e Para o P110 (EW), o fósforo deve ser 0,020 % max e o enxofre 0,010 % max.
NL = sem limite. Este elemento deve ser reportado na análise de produto.

Tabela 2. Graus conforme norma API 5CT e seus principais requisitos de propriedades mecânicas para tubos de revestimento e produção (API, 2005).

Grupo	Grau	Tipo	Alongamento %	Limite de Escoamento MPa		Limite de Tensão min Mpa	Dureza ^a max		Espessura especificada mm	Variação de Dureza permissível ^b
				min	max		HRC	HBW/HBS		
1	H40	—	0,5	276	552	414	—	—	—	—
	J55	—	0,5	379	552	517	—	—	—	—
	K55	—	0,5	379	552	655	—	—	—	—
	N80	1	0,5	552	758	689	—	—	—	—
	N80	Q	0,5	552	758	689	—	—	—	—
	M65	—	0,5	448	586	586	22	235	—	—
	L80	1	0,5	552	655	655	23	241	—	—
	L80	9Cr	0,5	552	655	655	23	241	—	—
	L80	13Cr	0,5	552	655	655	23	241	—	—
	C90	1 & 2	0,5	621	724	689	25,4	255	≤ 12,70	3,0
2	C90	1 & 2	0,5	621	724	689	25,4	255	12,71 to 19,04	4,0
	C90	1 & 2	0,5	621	724	689	25,4	255	19,05 to 25,39	5,0
	C90	1 & 2	0,5	621	724	689	25,4	255	≥ 25,40	6,0
	C95	—	0,5	655	758	724	—	—	—	—
	T95	1 & 2	0,5	655	758	724	25,4	255	≤ 12,70	3,0
	T95	1 & 2	0,5	655	758	724	25,4	255	12,71 to 19,04	4,0
	T95	1 & 2	0,5	655	758	724	25,4	255	19,05 to 25,39	5,0
	T95	1 & 2	0,5	655	758	724	25,4	255	≥ 25,40	6,0
3	P110	—	0,6	758	965	862	—	—	—	—
4	Q125	All	0,65	862	1034	931	2)	—	≤ 12,70	3,0
	Q125	All	0,65	862	1034	931	2)	—	12,71 to 19,04	4,0
	Q125	All	0,65	862	1034	931	2)	—	≥ 19,05	5,0

a Em caso de conflito, a dureza Rockwell C deve ser usada como método de referência.
b nenhum limite de dureza é prescrito, mas a máxima variação é restrita como controle de processo conforme item 7.8 e 7.9 da API 5CT.

2.2. Fadiga

Define-se fadiga como um fenômeno de ruptura progressiva, permanente e localizada que ocorre em um material submetido a variações cíclicas de tensão ou deformação. Este processo pode levar à formação de trincas ou até mesmo à fratura total do componente solicitado, após um número suficiente de ciclos de carregamento (ASTM, 1995). Nessas circunstâncias, é possível que a fratura ocorra em um nível de tensão consideravelmente mais baixo do que a tensão de escoamento para uma carga estática (CALLISTER, 2007).

Com o avanço da tecnologia, os fenômenos de fadiga em metais tornaram-se cada vez mais importantes à medida que foram sendo desenvolvidos maiores quantidades de equipamentos submetidos a carregamentos cíclicos, tais como automóveis, aviões, compressores, bombas, turbinas, componentes de equipamentos, etc. Acredita-se que o fenômeno de fadiga seja responsável por pelo menos 90% das falhas de serviço de componentes metálicos relativas a causas mecânicas (DIETER, 1976).

A falha por fadiga é de natureza frágil, mesmo em metais normalmente dúcteis, dando origem a uma fratura de aparência frágil com nenhuma, ou quase nenhuma, deformação plástica na fratura. O processo ocorre pela iniciação e propagação de trincas e, comumente, a superfície de fratura é perpendicular a direção de aplicação da tensão. A

falha por fadiga é catastrófica, ocorrendo de forma súbita e sem qualquer aviso prévio (CALLISTER, 2007).

Uma falha por fadiga pode ser reconhecida, geralmente, a partir do aspecto da superfície de fratura, a qual apresenta uma região lisa decorrente do atrito que se verifica entre as superfícies durante cada ciclo de propagação da trinca, e uma região de aspecto áspero ou rugoso na qual a peça rompe de maneira dúctil e repentina quando a seção transversal já não é mais capaz de suportar a carga aplicada. (GENTIL, 2011).

A região de uma superfície de fratura que se forma durante a etapa de propagação de uma trinca pode ser caracterizada por dois tipos de marcas: marcas de praia e estrias. Essas marcas características indicam a posição da extremidade da trinca em um dado instante no tempo e aparecem como nervuras concêntricas que se expandem para longe de cada sítio de iniciação da trinca, geralmente apresentando um padrão circular ou semicircular. As marcas de praia apresentam dimensões macroscópicas e são visíveis a olho nu. Já as estrias de fadiga apresentam dimensões microscópicas e são visíveis apenas através de um microscópio eletrônico. Entretanto, a ausência de qualquer uma das duas ou de ambas não exclui a fadiga como a causa de uma falha (CALLISTER, 2007).

2.2.1. Efeito da concentração de tensão na fadiga

Outra característica da fadiga é que, sob carregamentos cíclicos, as trincas de fadiga geralmente iniciam em pontos de concentração de tensão, tais como cantos vivos, entalhes, redução de seção, furos, pites de corrosão, contornos de grão fragilizados ou ainda num concentrador de tensão metalúrgico como, por exemplo, uma inclusão. A Figura 2.4 mostra a superfície de fratura iniciada num canto vivo de um rasgo de chaveta de um eixo, demonstrando que a fratura inicia num concentrador de tensão. Nas raras vezes em que a trinca de fadiga inicia no interior do material, sempre existe uma interface envolvida, como, por exemplo, a interface entre uma camada cementada e o metal-base (DIETER, 1976).

Quando a tensão na descontinuidade excede o limite elástico do material, ocorrerá a deformação plástica, podendo ocasionar a formação de uma trinca. Uma vez iniciada a trinca, o campo de tensões se torna severo nessa região e a propagação dessa trinca fica

cada vez mais rápida. A área resistente do componente fica menor, ocasionando a falha do mesmo (ANTUNES, 2008).

Uma vez que os componentes de máquinas contêm uma série de concentradores de tensões como adoçamentos, rasgos de chaveta, filetes de rosca e furos, é muito provável que as trincas de fadiga iniciem nessas irregularidades geométricas. Uma das melhores maneiras de minimizar a falha por fadiga é reduzindo esses tipos de concentradores de tensão, através de um projeto cuidadoso, além de uma fabricação e usinagem adequadas (DIETER, 1976).

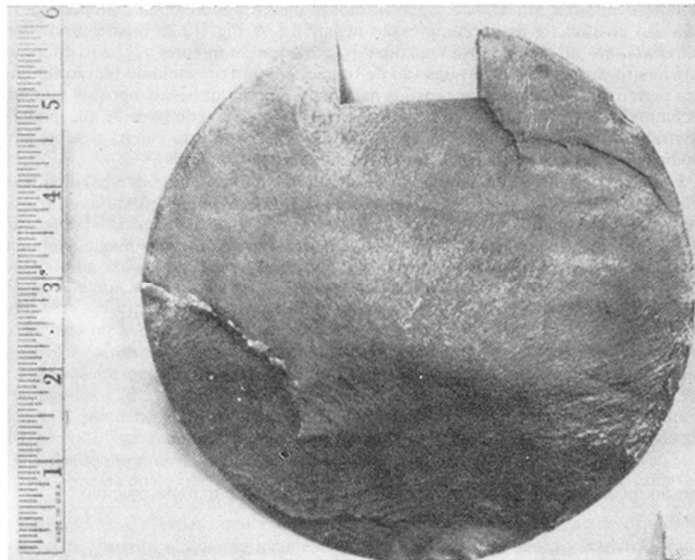


Figura 2.4 Superfície de fratura de uma falha por fadiga que teve início num canto vivo de um rasgo de chaveta de um eixo (DIETER, 1976).

Além disso, microtrincas previamente presentes no material, provenientes dos processos de fabricação, como tratamentos térmicos, conformação mecânica, soldagem, podem atuar também como concentradores de tensão (CORRÊA, 2010).

2.2.2. Causas e mecanismos de falhas por fadiga

Segundo Dieter (DIETER, 1976), os fatores básicos causadores de falha por fadiga são:

- uma tensão de tração máxima suficientemente alta;
- uma variação ou flutuação na tensão aplicada suficientemente grande;
- um número de ciclos de aplicação da tensão suficientemente grande.

Outros fatores também influenciam na ocorrência da fadiga, tais como concentração de tensão, corrosão, temperatura, sobrecarga, estrutura metalúrgica, tensões residuais e tensões combinadas.

Segundo o mesmo autor (DIETER, 1976), 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 ainda podem ser removidos através de tratamento térmico adequado;
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 da trinca*;
3. Crescimento da 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 *estágio II de crescimento de trinca*;
4. Ruptura final estática: ocorre quando a trinca atinge um tamanho tal que a seção transversal resistente não pode mais suportar a carga.

A fração relativa do número total de ciclos para a ruptura, 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. Esses estágios do processo de falha por fadiga são complexos e influenciados por vários fatores (DIETER, 1976).

Existem vários modelos para explicar a nucleação de trincas de fadiga, sendo que a maioria deles envolve o acúmulo de discordâncias na superfície devido à deformação plástica localizada. A aplicação de carga cíclica causa na superfície um deslizamento cíclico irreversível, associado a um acúmulo de discordâncias localizado. Este processo forma intrusões e extrusões superficiais, que são locais preferenciais para a iniciação de trincas de fadiga devido à concentração de tensões associada (SCHIJVE, 2003). A Figura 2.5 demonstra, de forma esquemática, o surgimento de bandas de deslizamento na superfície em relação a cargas estáticas e cíclicas.

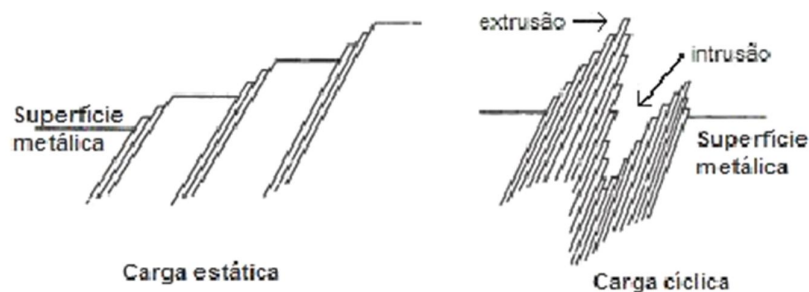


Figura 2.5 Demonstração esquemática do surgimento de bandas de deslizamento na superfície, quando da aplicação de cargas estáticas e cíclicas (SCHIJVE, 2003).

Um dos modelos mais simples para explicar a nucleação de trincas de fadiga em materiais metálicos é o modelo de Cottrell-Hull, que pressupõe que microtrincas podem ter seu início devido a uma amplitude alternada de deformação plástica localizada, mesmo na ausência de concentradores de tensão, entalhes ou inclusões. Conforme esse modelo, quando uma discordância emerge na superfície, uma banda de escorregamento com o módulo de um vetor de Burgers é criada. Durante uma reversão perfeita do ciclo no mesmo plano de escorregamento, esta banda é cancelada; no entanto, o escorregamento ocorre em muitos planos, e o ciclo reverso nunca é perfeito. O acúmulo localizado de várias bandas de escorregamento criadas, de acordo com o modelo de Cottrell-Hull, produz uma rugosidade excessiva na superfície, podendo causar a nucleação de uma microtrinca. A Figura 2.6 ilustra o mecanismo proposto de formação de um par intrusão/extrusão na

superfície: de (a) até (c) ocorrem os escorregamentos dos planos atômicos em direções preferenciais. E em (d) e (e) ocorre a formação das intrusões/extrusões (ASM, 1996).

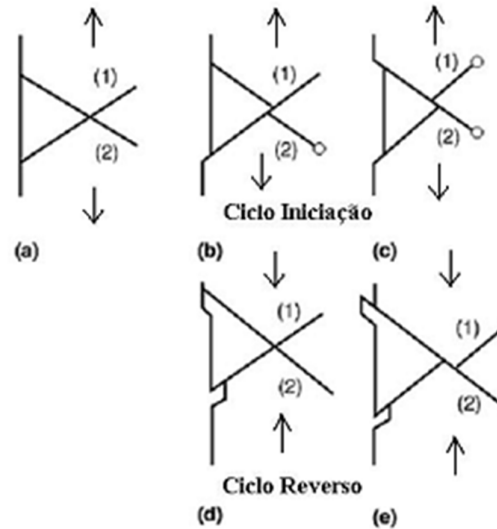


Figura 2.6 Modelo de Cottrell-Hull para a formação de intrusões e extrusões (ASM, 1996).

2.2.3. Ciclo de tensões

Os tipos gerais de tensões flutuantes que podem ocasionar a fadiga estão ilustrados na Figura 2.7. Por convenção, tensões de tração são positivas e tensões de compressão são negativas. A Figura 2.7a ilustra um *ciclo de tensões alternadas* de forma senoidal, que é uma situação idealizada típica de uma máquina de fadiga que, em serviço, pode ser comparada a um eixo rotativo operando com a velocidade constante e sem sobrecargas. Para este ciclo de tensões, as tensões máxima e mínima são iguais. A Figura 2.7b ilustra um *ciclo de tensão flutuante* no qual as tensões máxima e mínima são diferentes. Nesta ilustração, ambas as tensões são de tração, embora um ciclo de tensão flutuante possa apresentar tensões máxima e mínima de sinais opostos ou ambas em compressão. Por último, a Figura 2.7c ilustra um ciclo de tensões mais complicado que pode ser encontrado num componente como uma asa de avião, que está sujeita a sobrecargas periódicas imprevisíveis devido a correntes de vento (DIETER, 1976).

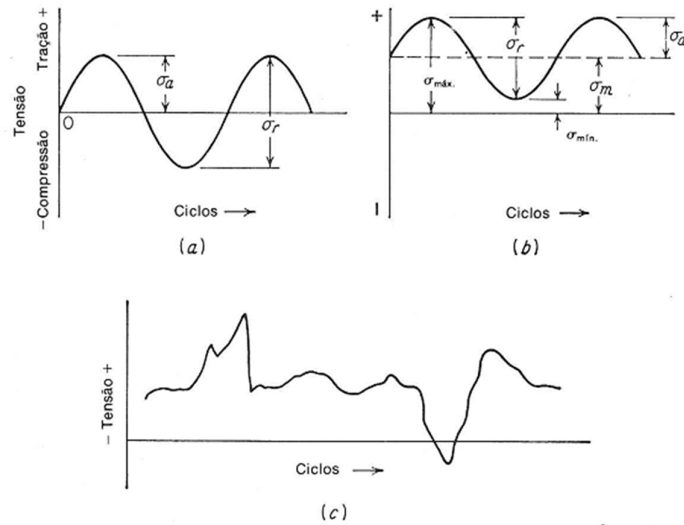


Figura 2.7 Ciclos de tensão típicos em fadiga. (a) Tensão alternada. (b) Tensão flutuante. (c) Ciclo de tensão irregular ou aleatória (DIETER, 1976).

2.2.4. Estimativa da vida e fadiga

O método comumente utilizado para a apresentação de dados experimentais de fadiga é através da curva S-N, onde é mostrada no gráfico a tensão S contra o número de ciclos N necessários para a fratura completa do corpo de prova. Essas curvas são frequentemente chamadas de curvas de Wöhler. Uma curva S-N clássica é mostrada na Figura 2.8. A sua construção consiste na aplicação de carga cíclica com amplitudes constantes de tensão onde se controla o número de ciclos até a falha. Normalmente emprega-se uma escala logarítmica para N. Na maioria das vezes, os valores de tensão são nominais e não levam em consideração os concentradores de tensão (DIETER, 1976). Com um número razoável de corpos de prova é possível estabelecer a resistência à fadiga do material. Os corpos de prova que ultrapassarem o limite de ciclos previamente estabelecido (*run out*) sem fraturar podem ser representados na curva S-N, mas devem ser indicados com uma seta no gráfico, conforme mostrado na Figura 2.8.

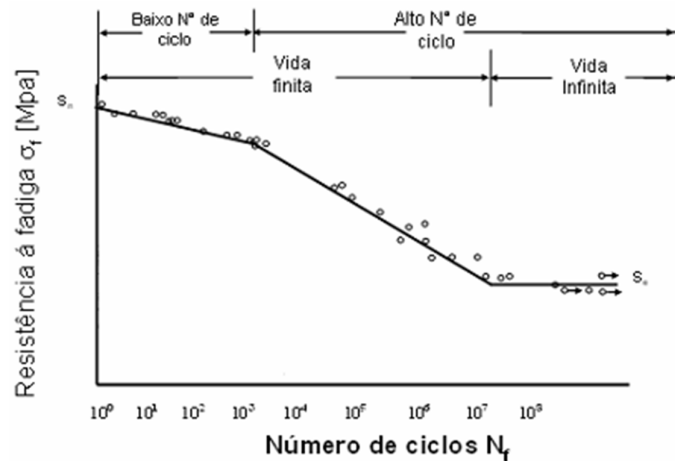


Figura 2.8 Curva S-N clássica (DIETER, 1986).

Como pode ser observado na Figura 2.8, o número de ciclos de tensão que um metal pode suportar antes de se romper aumenta com o decréscimo da tensão. Na região de falhas de fadiga para alto número de ciclos ($N > 10^3$ ciclos) a tensão é elástica, apesar de que o metal se deforma plasticamente de forma altamente localizada. Para tensões maiores, a vida em fadiga decresce progressivamente, mas a deformação plástica generalizada dificulta a interpretação em termos de tensão (DIETER, 1976). O interesse para curtas vidas de fadiga é maior para estruturas expostas a curtos, porém severos ciclos de carga, como vasos de pressão, mísseis, etc. Entretanto, a vida em fadiga para alto ciclo apresenta maior interesse para projetos de estruturas, tubulações, componentes e máquinas, pois na maioria dos casos é desejável que estes componentes tenham a maior vida útil possível.

A Figura 2.9 mostra curvas S-N típicas para metais ferrosos e não-ferrosos. Os ensaios de fadiga a baixas tensões são geralmente levados até 10^7 ciclos, e algumas vezes, no caso de não-ferrosos, até 5×10^8 ciclos. Para alguns materiais, muito importantes na engenharia, como o aço e o titânio, a curva S-N se torna horizontal em uma determinada tensão limite, chamada de *limite de resistência à fadiga*. A resistência à fadiga de um metal é determinada pelo seu limite de resistência à fadiga. Abaixo dessa tensão limite, o material pode presumivelmente suportar um número infinito de ciclos sem se romper. Mas a maioria dos metais não-ferrosos, como alumínio, magnésio e ligas de cobre, apresentam uma curva S-N que decresce continuamente com o aumento do número de ciclos, não apresentando, portanto, um limite de resistência à fadiga, fato que é demonstrado na Figura 2.9. Neste caso, costuma-se caracterizar o material fornecendo-se a resistência à fadiga

para um número arbitrário de ciclos, como, por exemplo, 10^8 ciclos (DIETER, 1976). Para frequências de oscilação de carregamento e temperaturas normais, em ambiente não agressivo, o limite de resistência à fadiga é considerado independente da frequência (GENTIL, 2011).

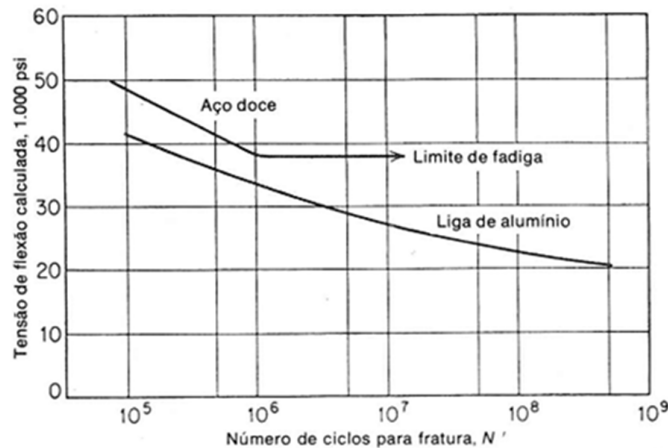


Figura 2.9 Curvas de fadiga típicas para metais ferrosos e não-ferrosos (DIETER, 1976).

A curva S-N é determinada geralmente com cerca de 8 a 12 corpos de prova. Normalmente se observa uma dispersão razoável nos resultados experimentais, embora seja possível o traçado de uma curva ajustada aos pontos obtidos. Se vários corpos de prova forem ensaiados numa mesma tensão, poderá ocorrer uma dispersão muito grande nos valores observados do número de ciclos até a fratura, dispersão esta que chega a atingir uma ordem de grandeza na escala logarítmica entre os valores máximo e mínimo (DIETER, 1976).

Uma vez que a vida em fadiga e o limite de fadiga são quantidades estatísticas, espera-se que ocorra um desvio considerável de uma curva média levantada com apenas alguns poucos corpos de prova. É necessário avaliar a vida e fadiga em termos de probabilidade do corpo de prova atingir uma certa vida a uma dada tensão, ou da probabilidade de ocorrer fratura a uma dada tensão nas vizinhanças do limite de fadiga. Mas para fazer isso, é necessário um número maior de corpos de prova, pois desta forma torna-se possível determinar os parâmetros estatísticos necessários para a estimativa destas probabilidades (DIETER, 1976).

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

2.2.5. Efeitos da superfície no comportamento em fadiga

Em projetos de engenharia, os dados de fadiga são obtidos geralmente a partir de corpos de prova polidos e em escala reduzida. Contudo, os dados utilizados no projeto deveriam ser obtidos em condições similares àquelas que o componente estará submetido em operação, o que geralmente não ocorre. Tipicamente, em uma aplicação real, a geometria do componente será diferente daquela do corpo de prova, e a superfície, quase que invariavelmente, apresentará um acabamento inferior à do corpo de prova, além de eventualmente conter tensões residuais (KYRRE et al, 2008).

Segundo Dieter (DIETER, 1976), tipicamente todas as falhas por fadiga iniciam na superfície do componente. Para tipos comuns de carregamento, como flexão e torção, a tensão máxima ocorre na superfície, portanto é mais provável que a trinca ali se principie. Existem vários estudos comprovando que as propriedades de fadiga são muito sensíveis às condições superficiais. Além disso, a superfície está sujeita à oxidação e corrosão. De uma maneira geral, os fatores que afetam a resistência de um corpo de prova de fadiga são:

- Rugosidade da superfície ou concentradores de tensão na superfície;
- Variações na resistência à fadiga do metal na superfície;
- Variações nas condições de tensão residual na superfície.

Os diferentes acabamentos superficiais, produzidos pelos vários processos de usinagem empregados, podem afetar consideravelmente a vida em fadiga. A Figura 2.10 demonstra como a condição superficial e a presença de tensão residual pode alterar a resistência à fadiga de um aço genérico, comparando a resistência à fadiga para diferentes condições superficiais.

Conforme os estudos de Kitagawa (KITAGAWA et al, 1983), observou-se, em alguns testes de corrosão-fadiga, que as trincas teriam maior facilidade de se iniciar onde aleatoriamente foram nucleados pites de corrosão, atuando estes como concentradores de tensão na superfície.

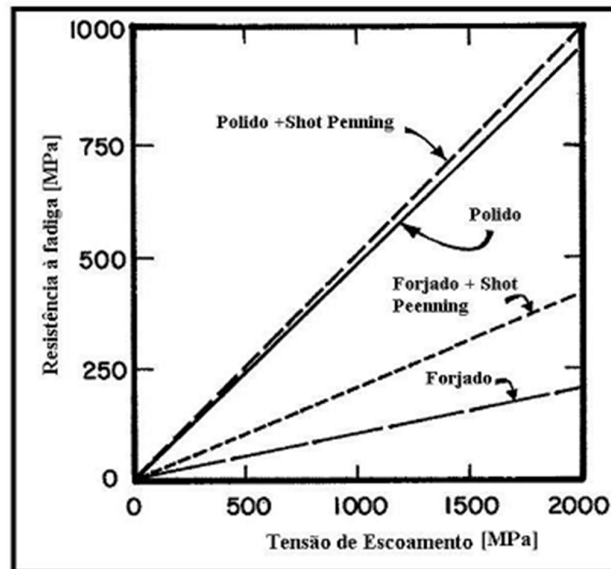


Figura 2.10 Influência do acabamento superficial na resistência a fadiga em diferentes níveis de tensões (CORRÊA, 2010).

2.2.6. Fadiga em aços temperados e revenidos

O comportamento de fadiga em aços temperados e revenidos, como é o caso do aço API 5CT P110 avaliado nesta dissertação, é particularmente interessante. Enquanto que aços apenas temperados apresentam o fenômeno de endurecimento cíclico (*strain hardening*) quando submetidos a tensões cíclicas, os aços temperados e revenidos podem perder até 40% de sua resistência em relação à mesma resistência em tensões estáticas. A Figura 2.11 apresenta as curvas de tensão-deformação de um aço 4140 temperado e depois revenido a 400°C, no qual se observa, de forma evidente, o fenômeno de amolecimento cíclico (*strain softening*). Este amolecimento ocorre devido a uma mudança na estrutura de discordâncias na presença de tensões cíclicas. Apesar de o aço ter sido revenido a 400°C, muitas discordâncias da transformação martensítica permanecem, e as deformações cíclicas reduzem essa densidade de discordâncias (ASM, 1996).

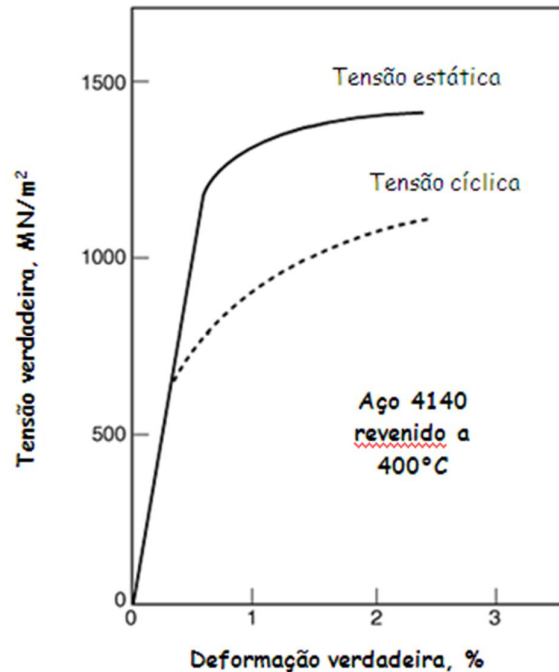


Figura 2.11 Curvas de tensão-deformação verdadeiras para o aço SAE 4140 temperado e revenido a 400°C (ASM, 1996).

2.3. Fadiga associada a ambientes agressivos (corrosão-fadiga)

Quando um componente está sujeito a esforços cíclicos em um meio capaz de atacar quimicamente ou eletroquimicamente o material exposto, verificam-se condições para a ocorrência da corrosão-fadiga (GENTIL, 2011). A corrosão-fadiga é a ação simultânea de tensões cíclicas e ataque químico (DIETER, 1986). Outra definição diz que a corrosão-fadiga é um fenômeno de degradação causado pela sinergia entre solicitações mecânicas cíclicas e a natureza corrosiva do ambiente (TADA, 2006), podendo causar uma diminuição da vida operacional de componentes e equipamentos expostos a estas condições (JIVKOV, 2003). Muitas das falhas em serviço, senão a maioria delas, de uma grande variedade de indústrias, ocorrem devido à corrosão-fadiga e à corrosão sob tensão (SHIPILOV, 2002).

O ataque corrosivo sem tensões aplicadas pode formar pites na superfície dos metais. Esses pites atuam como entalhes, causando a redução da resistência à fadiga (ASM, 1996). Verifica-se que o dano causado é geralmente maior do que a soma dos danos causados pela corrosão e pela fadiga agindo separadamente (GENTIL, 2011).

As trincas são, em geral, trangranulares, mas podem ocorrer em alguns casos de formar intergranular. Frequentemente, a caracterização fractográfica é dificultada pelo próprio processo de corrosão, que altera a superfície de propagação em contato com o meio corrosivo (GENTIL, 2011).

Ao contrário do comportamento em fadiga, a corrosão-fadiga é influenciada pela frequência das vibrações mecânicas. Isso ocorre porque o componente de corrosão do fenômeno depende do tempo, e um mesmo número de ciclos a diferentes frequências representa tempos diferentes de exposição ao meio corrosivo (GENTIL, 2011).

De acordo com os dados experimentais de corrosão-fadiga acumulados, segundo o trabalho de Yarema (YAREMA, 2007), chegou-se nas seguintes generalizações:

- A superfície de fratura por corrosão-fadiga é caracterizada pela presença de uma quantidade muito maior de pontos de nucleação de trincas do que no caso da fadiga pura. Adicionalmente, parte da superfície de fratura permanece coberta com produtos de corrosão.
- O fenômeno de fratura por corrosão-fadiga tem um caráter misto porque depende da intensidade da corrosão e do nível de carregamento cíclico. No entanto, apenas os casos nos quais a corrosão afeta definitivamente a resistência à fadiga do material e nos quais a curva de fadiga é decrescente são atribuídos à corrosão-fadiga.
- Quanto maior a resistência à corrosão no meio de trabalho, menor será a influência negativa do meio na queda de resistência à fadiga do material. Como consequência disso, a durabilidade em fadiga de um material submetido à corrosão depende muito pouco da sua resistência à fadiga ao ar. Portanto, aços de médio e alto carbono, bem como aços de baixa liga, não apresentam vantagens no comportamento em corrosão-fadiga sobre os aços comuns de baixo carbono e de baixa resistência, independente do tratamento térmico, pois o acréscimo em resistência é compensado com um decréscimo na resistência à corrosão.
- A corrosão preliminar de um metal afeta os resultados de testes de fadiga ao ar subsequentes somente pelo fato de que os pites de corrosão formados na superfície do metal propiciam condições suficientes para iniciar trincas, reduzindo, portanto, o tempo de iniciação destas;
- O ar atmosférico é um meio pouco agressivo que pode, em alguns casos, diminuir a resistência à fadiga do metal dependendo das suas propriedades, mas sem alterar a forma da curva de fadiga. Os componentes ativos do ar (oxigênio e vapor d'água) são os

responsáveis pelos efeitos negativos. Atmosferas industriais podem também alterar a agressividade do meio.

- A corrosão requer oxigênio, portanto a susceptibilidade de um metal em um meio onde o acesso do oxigênio é insuficiente é menor do que em um meio oxigenado ou com acesso livre de oxigênio. Como consequência, é possível observar um comportamento melhor em fadiga para meios aquosos desoxigenados em relação ao comportamento ao ar.
- A ação combinada do meio corrosivo e de concentradores de tensão próximos de descontinuidades atua de maneira sinérgica na diminuição da resistência do material, com uma contribuição consideravelmente maior do que se esses dois fatores fossem considerados separadamente.

Na corrosão-fadiga os meios aquosos que causam a corrosão são numerosos e não-específicos, sendo que o fator mais importante é o caráter corrosivo do meio. Pode-se dizer que a maior resistência à corrosão-fadiga está mais relacionada com a resistência à corrosão em si, do que com a alta resistência mecânica do material. Tal comportamento pode ser comprovado pelo estudo do comportamento do aço em água de poço e água salgada, do qual se concluiu que (GENTIL, 2011):

- O tratamento térmico não melhora, praticamente, a resistência à corrosão-fadiga, embora modifique bastante a resistência à tração;
- A não ser que os elementos de liga incrementem a resistência geral à corrosão, suas adições não influenciam na resistência à corrosão-fadiga;
- Aços inoxidáveis são mais resistentes do que aços de baixa liga ou aço carbono;
- A resistência à corrosão-fadiga em todos os poços é menor em água salgada do que em água potável.

A corrosão-fadiga ocorre mais frequentemente em (GENTIL, 2011):

- Tubulações de equipamentos de perfuração de poços, usadas para bombear petróleo, apresentando vida limitada devido à corrosão-fadiga resultante do meio corrosivo (água salgada);

- Tubulações transportando vapores ou líquidos, de temperaturas variáveis, que podem fraturar devido ao ciclo térmico (expansão e contração periódicas);
- Trocadores ou permutadores se corroem devido a vibrações imprimidas pelas bombas nos líquidos, e que são transmitidas ao equipamento;
- Diversos tipos de vasos de pressão.

2.3.1. Mecanismos de corrosão-fadiga

O mecanismo de corrosão-fadiga é uma fadiga acentuada pela corrosão que depende do valor da frequência, das condições corrosivas e do tempo de exposição. O processo se caracteriza pelo desaparecimento do limite de fadiga, havendo mesmo para baixas tensões, um número de ciclos que conduz à fratura (GENTIL, 2011). As Figuras 2.12 e 2.13 demonstram a ausência do limite de fadiga em ambientes corrosivos. Intrusões e extrusões formadas em meios mais agressivos favorecem a adsorção de espécies fragilizantes (como oxigênio ou hidrogênio) ou a formação de camadas de óxidos que dificultam a reversibilidade das intrusões/extrusões (SURESH, 1998). Materiais expostos a estes ambientes agressivos normalmente apresentam redução da sua vida em fadiga, conforme inúmeros trabalhos apresentados.

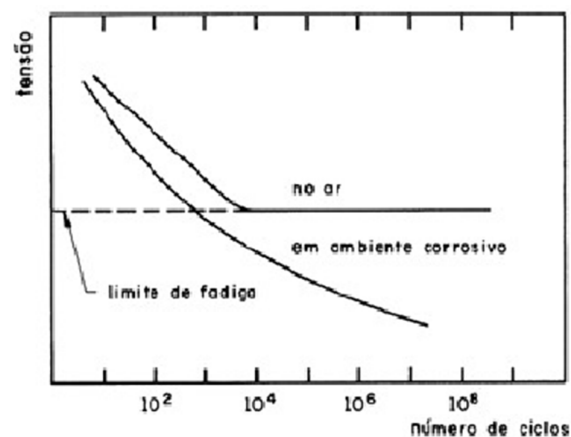


Figura 2.12 Comparativo entre a curva de fadiga ao ar e em meio corrosivo (PANASSION, 1993).

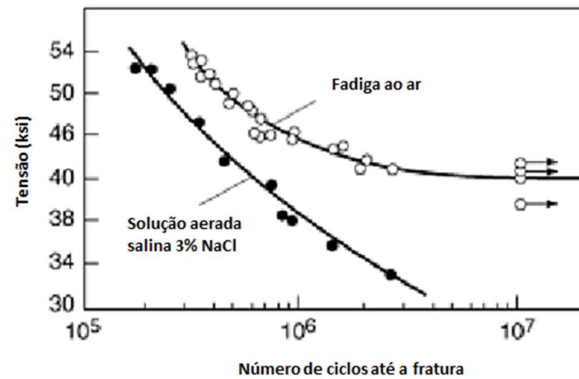


Figura 2.13 Efeito do ambiente no limite de fadiga de um aço 1018, demonstrando a eliminação do limite de fadiga na solução salina (ASM HANDBOOK, 1996).

Embora os mecanismos de corrosão-fadiga não sejam ainda bem compreendidos, sabe-se que a corrosão-fadiga é um processo eletroquímico dependente da interação entre material, meio corrosivo e tensões atuantes. O aspecto da superfície de fratura na origem da trinca de corrosão-fadiga varia de acordo com o tipo de liga e com as condições do meio. Em aços carbono, a trinca geralmente inicia em pites de corrosão e frequentemente apresenta uma quantidade significativa de produtos de corrosão. As trincas são quase sempre transgranulares e podem apresentar algumas ramificações. Contudo, o aparecimento de pites superficiais, assim como o aspecto transgranular da fratura, não são pré-requisitos para a corrosão-fadiga de aços carbono, pois a fratura ocorre às vezes na ausência de pites e pode seguir através de contornos de grão (ASM, 1996). A Figura 2.14 apresenta uma fotomicrografia de um aço API P110 de uma luva para tubos mostrando que os pites de corrosão na superfície atuam como locais preferenciais para a iniciação de trincas de fadiga.

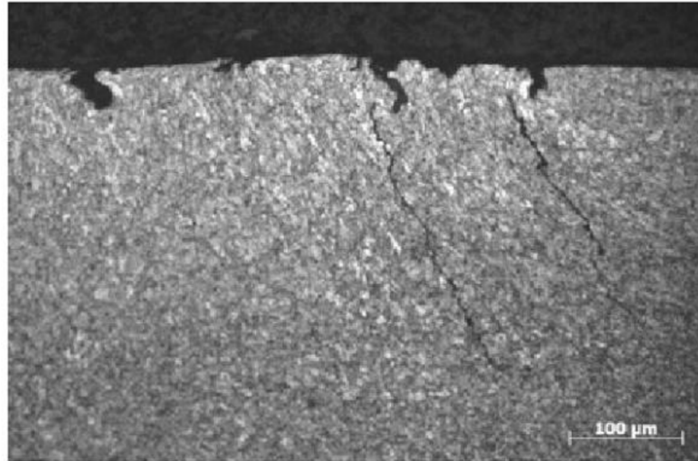


Figura 2.14 Fotomicrografia de um aço API P110 mostrando a iniciação de trincas de fadiga a partir de pites de corrosão na superfície de uma luva para tubos (BURNS; BUEHLER, 2010).

A influência do meio no processo de iniciação de trincas de fadiga é muito mais expressiva em meios aquosos do que gasosos. Muitos mecanismos de corrosão-fadiga foram propostos para explicar a iniciação de trincas de fadiga em ambientes aquosos. Alguns desses mecanismos de nucleação de trincas estão associados à ação de pites de corrosão como concentradores de tensão; à dissolução anódica preferencial na ponta da trinca; à ruptura de camadas protetoras de óxidos na superfície devido aos ciclos de deformação; à redução da energia de superfície provocada pela adsorção de espécies presentes no meio, promovendo o crescimento de trincas; ou ainda à fragilização por hidrogênio. Todos estes efeitos podem agir separadamente ou em conjunto (ASM HANDBOOK, 1996 e SURESH, 1998).

Para ligas metálicas em ambientes aquosos, submetidas tanto a cargas estáticas quanto a cargas cíclicas, a fragilização envolve um processo de reação eletroquímica em intrusões/extrusões (*slip steps*) recém-formadas ou na ponta da trinca. Esse processo apresenta dois candidatos principais, mais aceitos no meio científico, como mecanismos de corrosão-fadiga: **dissolução anódica preferencial** e/ou **fragilização por hidrogênio**. Esses mecanismos são basicamente os mesmos envolvidos na corrosão sob tensão (SURESH, 1998 e NEWNAM, 1990).

Acredita-se que o mecanismo de dissolução anódica preferencial e o mecanismo de fragilização por hidrogênio são processos competitivos, mas que somente um deles tem importância fundamental na contribuição para a falha por corrosão-fadiga, apesar de

ocorrerem simultaneamente (BERG, 1960). Em meios aquosos, em soluções ácidas e desaeradas, a dissolução anódica preferencial na ponta da trinca e a entrada de hidrogênio do meio para a zona plástica adjacente à ponta da trinca ocorrem simultaneamente, logo se pode afirmar que os dois mecanismos citados estão presentes no processo de corrosão-fadiga nessas condições.

Em aços de baixo carbono, sabe-se que a proteção catódica pode aumentar a resistência à iniciação de trincas de corrosão-fadiga até níveis próximos ou iguais ao comportamento ao ar. Isso ocorre devido à redução da taxa de corrosão localizada nas bandas de escorregamento irreversíveis. No entanto, para aços de alta resistência tratados termicamente (exemplo: aço AISI 4140), a proteção catódica usada para inibir a corrosão generalizada promove um decréscimo na resistência à iniciação de trincas de corrosão-fadiga, supostamente causado pelo mecanismo de fragilização por hidrogênio (JASKE et al, 1981).

No mecanismo de dissolução anódica preferencial, a taxa de crescimento da trinca aumenta com a dissolução de regiões preferenciais que se tornam anódicas em relação ao resto do material, como a ponta de uma trinca. Após a ruptura da camada passiva, o metal exposto passa a funcionar como ânodo e a camada passivada restante age como cátodo fechando o circuito eletroquímico que propicia a reação de dissolução localizada (JIVKOV, 2003). Esse mecanismo é improvável de ocorrer em ambientes gasosos porque o desenvolvimento de células eletroquímicas requer a presença de um eletrólito (ASM HANDBOOK, 1996). O avanço da fratura pelo mecanismo de dissolução anódica preferencial envolve as seguintes etapas (SURESH, 1998):

1. Difusão de espécies ativas no meio (como moléculas de água ou ânions halogenetos);
2. Ruptura do filme de óxido protetor devido aos deslizamentos superficiais (intrusões/extrusões) associados à fadiga, devido ao surgimento de uma trinca ou ainda devido ao desgaste devido à fricção entre as faces da trinca;
3. Dissolução da superfície exposta em regiões preferenciais anódicas;
4. Nucleação e crescimento de mais uma camada de filme óxido na superfície desprotegida.

Observa-se que esse ciclo de quebra de camada passiva e repassivação localizada é repetido diversas vezes até atingir um tamanho crítico de trinca onde haverá falha catastrófica do componente.

Em situações envolvendo a formação de um filme de óxido passivante na superfície desprotegida, a reação na ponta da trinca que influencia a dissolução e o crescimento da trinca é controlada por três fatores: taxa de ruptura do óxido, taxa de renovação da solução e taxa de passivação. Dessa forma, deve-se levar em conta as condições específicas de cada meio no desenvolvimento de teorias que expliquem os mecanismos de avanço de trincas de corrosão-fadiga por dissolução anódica (SURESH, 1998). Conforme comentado anteriormente, o material submetido à corrosão-fadiga pode, em alguns casos, ter um aumento na vida em fadiga, fato que pode ser explicado, no caso do mecanismo de dissolução anódica, pela formação de filmes protetores ou por dissolução superficial das intrusões/extrusões que dão origem às trincas de fadiga.

A reação de corrosão na ponta da trinca pode produzir espécies químicas deletérias (exemplo: íons hidrogênio produzidos por reação catódica em soluções aquosas) que são absorvidas pela superfície do metal. Essas espécies se difundem para a região junto à ponta da trinca, causando dano localizado (exemplo: fragilização por hidrogênio). O processo de fragilização por hidrogênio é considerado responsável por acelerar a taxa de propagação de trincas de corrosão-fadiga em aços de média e alta resistência em ambientes marinhos submetidos à proteção catódica (JASKE et al, 1981). Para o mecanismo alternativo de fragilização por hidrogênio em meios aquosos, as etapas críticas envolvem (SURESH, 1998):

1. A difusão de moléculas de água ou íons hidrogênio entre as faces da trinca em direção à zona plástica junto à ponta da trinca;
2. A redução dessas espécies com conseqüente formação de átomos de hidrogênio adsorvido na superfície da ponta da trinca;
3. Difusão superficial dos átomos adsorvidos até locais mais favoráveis;
4. Absorção dos átomos adsorvidos até um local crítico (exemplo: contorno de grão, vazios ou na região de alta triaxialidade de tensões presente na ponta da trinca).

As etapas dos dois mecanismos principais de corrosão-fadiga citados, dissolução anódica preferencial e fragilização por hidrogênio, estão apresentadas esquematicamente

na Figura 2.15. Além dos mecanismos de corrosão-fadiga, deve-se conhecer as variáveis envolvidas no processo, tais como: variáveis mecânicas, variáveis metalúrgicas e variáveis do ambiente.

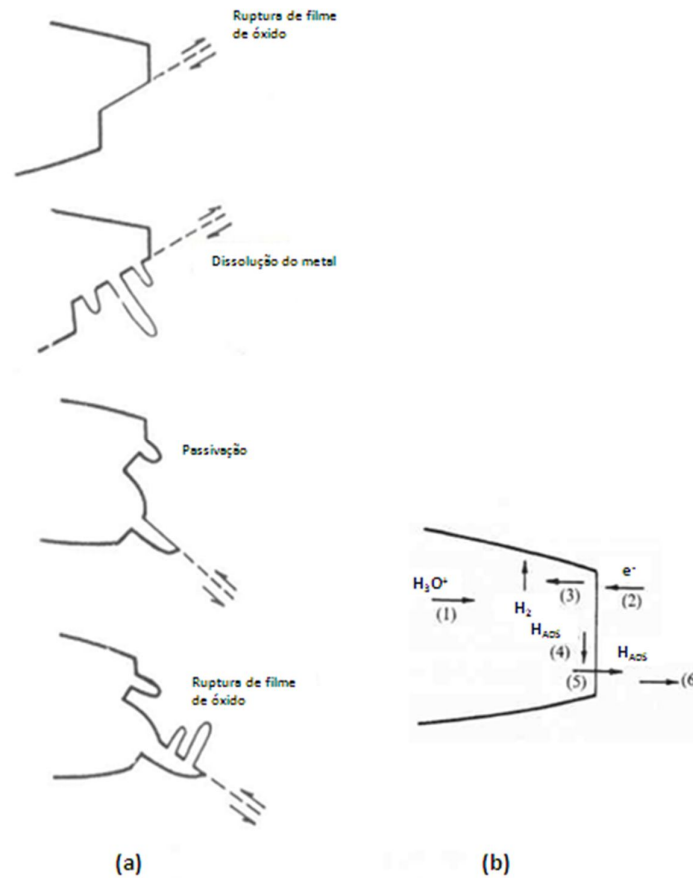


Figura 2.15 Ilustração esquemática de (a) dissolução anódica e (b) fragilização por hidrogênio em meio aquoso. (1) Difusão da espécie ativa. (2) Redução. (3) Recombinação do átomo adsorvido de hidrogênio. (4) Difusão superficial do átomo adsorvido. (5) Absorção de hidrogênio pelo metal. (6) Difusão do hidrogênio absorvido (Adaptado de SURESH, 1998).

Em aços de alta resistência, o comportamento típico de crescimento de trinca de fadiga e os efeitos de ambientes gasosos e aquosos estão mostrados na Figura 2.16. Nesses materiais, a presença de um meio agressivo acelera consideravelmente a taxa de crescimento da trinca quando $K_{max} > K_{ISCC}$. Esta tendência é mais pronunciada em baixas frequências cíclicas (quando há maior tempo de exposição por ciclo para o ambiente interagir com a ponta da trinca). Por isso, é importante que os ensaios de corrosão-fadiga

sejam realizados em frequências representativas das condições de serviço. Além disso, o valor limiar de ΔK ($K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}}$), no qual as tensões de corrosão-fadiga começam a influenciar as taxas de crescimento da trinca, decrescem com o aumento da taxa de carregamento (R) porque o $K_{\text{máx}}$ começa a ficar próximo do K_{ISCC} em baixos valores de ΔK (SURESH, 1998).

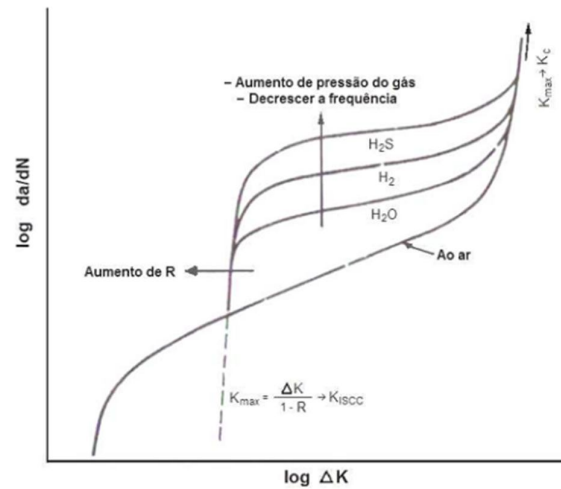


Figura 2.16 Ilustração esquemática do efeito de variáveis ambientais, frequência e razão de carregamento no crescimento de trincas de fadiga em aços de alta resistência (SURESH, 1998).

2.3.2. Variáveis que afetam a corrosão-fadiga

Conforme revisão da literatura, há um grande número de variáveis capazes de influenciar o comportamento em corrosão-fadiga de um material. Essas variáveis podem ser listadas em três categorias: mecânicas, metalúrgicas e ambientais. As variáveis mais importantes de cada categoria estão listadas a seguir (JASKE et al, 1981).

Variáveis mecânicas:

- Tensão máxima ou fator de intensidade de tensões;
- Amplitude do ciclo de tensões;
- Frequência de carregamento;
- Forma da onda do ciclo de carregamento;
- Estado de tensões;
- Tensões residuais;

- Tamanho e geometria da trinca;
- Geometria do corpo de prova.

Variáveis metalúrgicas:

- Composição da liga;
- Distribuição de elementos de liga e impurezas;
- Microestrutura e estrutura cristalina;
- Tratamento térmico;
- Trabalho mecânico;
- Orientação preferencial de grãos e contornos de grão (textura);
- Propriedades mecânicas (resistência, tenacidade à fratura, etc.).

Variáveis ambientais:

- Temperatura;
- Concentração de espécies agressivas;
- Potencial eletroquímico;
- pH;
- Revestimentos de proteção;
- Presença de inibidores.

Esse grande número de variáveis demonstra a complexidade do comportamento em corrosão-fadiga. Sendo assim, uma avaliação completa de todas essas variáveis na corrosão-fadiga é economicamente inviável. Conseqüentemente, na maioria dos estudos de corrosão-fadiga, a maioria dessas variáveis é mantida constante, enquanto que as variáveis importantes para cada ensaio, determinadas pelo pesquisador, são variadas. Por isso, na avaliação e comparação de dados de corrosão-fadiga de outras fontes, é importante conhecer todas essas variáveis de forma a fazer uma avaliação ou comparação correta entre os dados.

A seguir serão discutidas as variáveis mais importantes da parte experimental deste trabalho, considerando a fadiga ao ar a e a corrosão-fadiga, dando preferência para

exemplos de ensaios realizados em ambientes salinos. Uma discussão sobre as outras variáveis não será abordada, pois foge ao escopo deste trabalho.

Efeito da amplitude do ciclo de tensões:

Para aços expostos ao ar e submetidos a uma amplitude constante do ciclo de tensões, a vida em fadiga aumenta à medida que a amplitude do ciclo de tensões diminui até atingir um limite de fadiga, abaixo do qual a falha por fadiga não deve ocorrer. Para fadiga em ambientes corrosivos em soluções salinas, a curva S-N continua a decrescer, não apresentando, portanto, um limite de fadiga, conforme exemplificado na Figura 2.17 que apresenta a influência da amplitude do ciclo de tensões no comportamento de fadiga ao ar e em ambiente salino de um aço especificado. O ambiente tem influência muito maior na redução da resistência em corrosão-fadiga para amplitudes de tensão mais baixas, no regime de alto ciclo. Para amplitudes de tensão mais altas, as curvas ao ar e em água salina geralmente convergem, conforme mostrado na Figura 2.17 (JASKE et al, 1981).



Figura 2.17 Curvas de corrosão-fadiga de um aço SM50A (0,17% C - 1,35% Mn - 0,35% Si) em diferentes condições e frequências de carregamento (JASKE et al, 1981).

Efeito da razão de carregamento:

O aumento da razão de carregamento (R) causa uma redução na amplitude de tensões associada para uma dada vida em fadiga. A maioria dos trabalhos de fadiga não considera a razão de carregamento como uma variável (JASKE et al 1981). Na prática, os ensaios de materiais para a utilização na indústria *offshore* geralmente utilizam $R = 0,1$, já que esta condição é frequentemente encontrada em campo (CORRÊA, 2010).

Efeito da resistência:

Para aços estruturais submetidos à fadiga ao ar ou a ambientes pouco agressivos como a água destilada, o aumento da resistência tipicamente produz um aumento na resistência à fadiga de alto ciclo, e o aumento da ductilidade tipicamente aumenta a resistência à fadiga de baixo ciclo. Contudo, o aumento da resistência não promove um aumento significativo na resistência à corrosão-fadiga em alto ciclo para os aços em ambientes aquosos salinos. Portanto, a menos que os aços de alta resistência sejam empregados com alguma forma de proteção efetiva contra corrosão, há pouco benefício associado ao seu uso em ambientes marinhos sujeitos a carregamentos cíclicos. No entanto, conforme comentado anteriormente, os métodos de proteção catódica empregados comumente podem tornar os aços de alta resistência mais susceptíveis ao processo localizado de fragilização por hidrogênio durante a corrosão-fadiga, aumentando a severidade da corrosão (JASKE et al, 1981).

Efeito da frequência de carregamento:

Para a fadiga de alto ciclo, a redução da frequência influencia de forma significativa a resistência à fadiga em condições corrosivas conforme demonstra a Figura 2.18, que compara a curva S-N de um aço normalizado para diferentes frequências em água da torneira e em água salina. Em outro exemplo citado na literatura, para um aço para aplicação em tubos de perfuração, com vida em corrosão-fadiga entre 10^4 e 10^5 ciclos, a redução da frequência cíclica de 20 para 1 Hz em água do mar causou a redução da vida em fadiga para aproximadamente a metade. Uma redução posterior da frequência de 1 para 0,2 Hz causou apenas uma redução de 20% da vida em fadiga (JASKE et al, 1981). Já no trabalho de HORSTMANN (HORTSMANN et al, 1995) verificou-se que, para dois aços estruturais empregados em aplicação *offshore*, para frequências a partir de 10 Hz, as taxas de crescimento de trinca permaneceram as mesmas tanto em água do mar sintética quanto ao ar.

Entende-se que baixas frequências favorecem o sinergismo entre a corrosão e o carregamento mecânico, pois há um maior tempo de exposição, por ciclo de fadiga, para que o ataque químico ocorra dentro da trinca. Essa maior exposição ao meio corrosivo em baixas frequências favorece o aumento da taxa de propagação de trincas de fadiga,

conforme demonstrado na Figura 2.19 na qual se observa que, para menores frequências, a taxa de crescimento da trinca é maior.

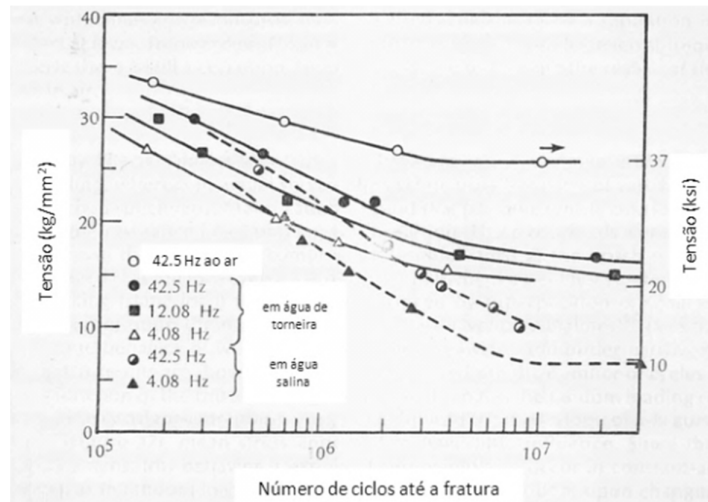


Figura 2.18 Efeito da frequência cíclica na resistência à corrosão-fadiga de um aço normalizado com 0,44% C em solução NaCl 1% (JASKE et al, 1981).

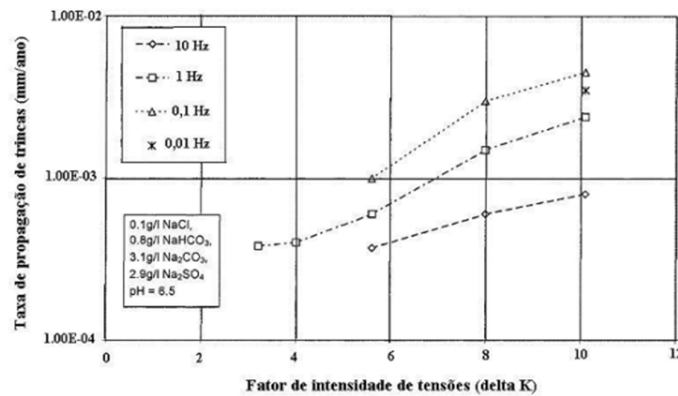


Figura 2.19 Efeito da frequência de carregamento na taxa de propagação de trincas (PARGETER et al, 2008).

Há evidências também que, de acordo com a frequência empregada, o tipo de fratura pode passar de intergranular, em baixas frequências, para transgranular em frequências mais baixas (ASM HANDBOOK, 1987).

A frequência típica das tensões de fadiga para estruturas *offshore*, tanto em águas rasas quanto em águas profundas, varia de 0,05 a 0,5Hz, o que faz com que seja longo o

processo de aquisição de dados reais para a construção de curvas de fadiga (HARTT, 1990).

Efeito da temperatura:

A temperatura pode ter uma influência significativa na corrosão-fadiga. Essa influência é complexa e depende da faixa de temperatura e da combinação metal/meio, além de outros fatores. Mas a tendência geral é que, na maioria dos meios agressivos/ligas metálicas, o aumento da temperatura diminui a resistência à corrosão-fadiga, conforme demonstrado na Figura 2.20 (GARVERICK, 1994).

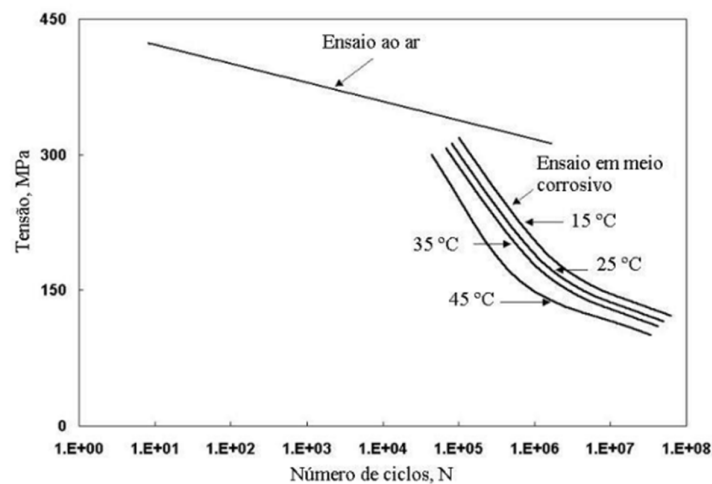


Figura 2.20 Efeito da temperatura na resistência à corrosão-fadiga de um aço estrutural (BRANCO et al, 1986).

A temperatura tem um impacto significativo na corrosividade de sistemas $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$. A taxa de corrosão em função das diferentes pressões parciais de CO_2 e diferentes temperaturas é mostrada na Figura 2.21. Observa-se nessa figura que há um aumento da taxa de corrosão à medida que aumenta a temperatura e a pressão parcial de CO_2 . E observa-se também que, após uma determinada temperatura, ocorre uma queda na taxa de corrosão, provavelmente devido à formação de filmes de carbonato protetores. É aparente que o filme de carbonato formado é mais estável em maiores temperaturas, promovendo maior proteção em altas temperaturas. Mas em sistemas com predominância de H_2S , devido ao fato de que não há formação de filme de carbonato e que o filme de FeS formado

se torna poroso e instável em temperaturas acima de 120°C, pode-se observar uma significativa corrosão localizada (SRINIVASAN et al, 2008).

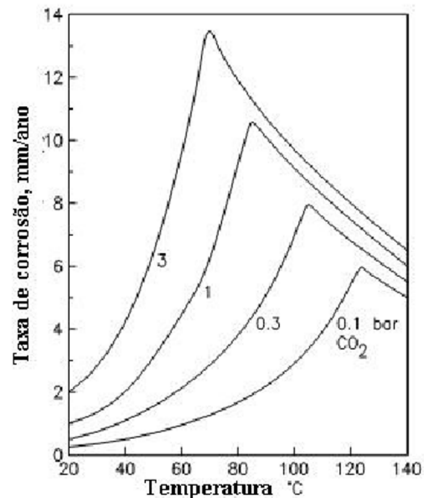


Figura 2.21 Taxas de corrosão em função da temperatura e pressão parcial de CO₂ (SRINIVASAN et al, 2008).

2.3.3. Corrosão-fadiga de tubos de aço para aplicação offshore

A produção *offshore* de petróleo é um conjunto de atividades que tem como objetivo a produção de petróleo proveniente de reservatórios localizados sob o leito marinho. Torna-se necessário, portanto, o uso de unidades de produção em alto-mar e/ou o uso de estruturas e equipamentos submarinos (instalados abaixo do nível do mar).

A fadiga é um tipo de falha potencialmente significativa para estruturas *offshore*. Tubos para aplicação *offshore* utilizados na exploração e produção de óleo e gás são submetidos inevitavelmente a carregamentos dinâmicos em operação, resultado da expansão e contração durante operação e desligamento ou devido ao movimento dos tubos produzidos pela ação de ondas, correntes e ventos. Em conjunto com o carregamento mecânico, há a exposição do material ao meio agressivo, principalmente em águas profundas, tanto no lado interno quanto no lado externo do tubo. No lado externo, tipicamente submetido à proteção catódica, o material fica em contato com a água do mar rica em cloretos e, no lado interno, o material fica em contato com água de produção, petróleo e gases como CO₂ e H₂S. Essa situação combinada de meio corrosivo mais o

carregamento dinâmico demanda uma avaliação criteriosa do comportamento em fadiga associada a um meio agressivo (corrosão-fadiga) dos materiais empregados na fabricação dos tubos em questão (WOOLLIN et al, 2004).

Grande parte das estruturas utilizadas em ambientes *offshore*, como navios, plataformas, equipamentos de perfuração, tubulações submersas, colunas de revestimento, são feitas de aços carbono e aços liga. Apesar de esses aços serem susceptíveis à corrosão, eles são amplamente empregados devido ao seu custo relativamente baixo, facilidade de fabricação, disponibilidade e ampla faixa de níveis de resistência. Já que os aços estão sujeitos à degradação pela corrosão em ambientes marinhos, a perda da resistência em fadiga devido à corrosão deve ser levada em consideração no projeto de engenharia ou deve ser empregada uma proteção contra corrosão.

O processo de corrosão-fadiga em estruturas *offshore* apresenta uma relação complexa entre os diversos fatores que influenciam o fenômeno. A Figura 2.22 apresenta os diversos fatores que influenciam a corrosão-fadiga de estruturas *offshore* em ambiente marinho e como estas variáveis podem estar relacionadas. É importante considerar também que essas variáveis podem ser mutuamente interativas, ou seja, que a modificação de uma delas influencie as outras (HARTT, 1990).

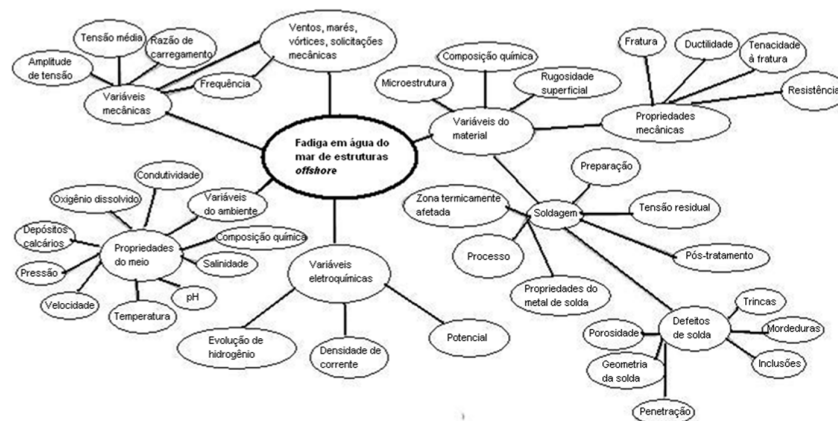


Figura 2.22 Representação gráfica das variáveis que influenciam a corrosão-fadiga em água do mar (HARTT, 1990).

Variáveis que afetam a corrosão de metais em água do mar

A corrosão de metais em água do mar tem papel significativo tanto na iniciação quanto na propagação de trincas de corrosão-fadiga. O comportamento de um metal

exposto a um ambiente marinho depende de condições de exposição específicas, mas observa-se que não há limite de fadiga em condições corrosivas em ambientes marinhos.

A profundidade do oceano é um fator importante, pois suas propriedades variam com a profundidade. Em águas superficiais, o suprimento de oxigênio é grande, tendo-se praticamente a água do mar saturada com oxigênio (GENTIL, 2011). As temperaturas são mais quentes em relação a maiores profundidades na maioria das regiões. A quantidade de oxigênio e a temperatura tendem a decrescer com a profundidade, por isso a ação corrosiva da água do mar tende a ser menos acentuada em águas profundas do que em águas superficiais bem aeradas e com temperaturas mais elevadas. Em águas profundas, a quantidade de oxigênio depende de cada oceano, os valores de pH decrescem em relação aos da superfície, a pressão aumenta e a temperatura fica próxima de 0°C (JASKE et al, 1981).

A Figura 2.23 mostra um exemplo de perfil de temperatura e pressão de uma instalação típica *offshore* de produção de petróleo. Nessa figura pode-se observar que a temperatura do fluido de produção no fundo do poço fica em torno de 80°C (varia conforme as características e profundidade de cada poço), chegando a um valor próximo de 70°C na cabeça de poço, enquanto que no leito marinho a temperatura da água do mar é aproximadamente 4°C. A temperatura do fluido vai diminuindo à medida que ele escoar pela linha marítima apoiada no leito marinho (*flowline*), passa pelo *riser*, até chegar à plataforma com temperatura aproximada de 40°C. A figura mostra também que a pressão pode ser bastante alta no fundo do poço, com valores próximos a 200 kgf/cm² e que o perfil de pressões também varia conforme o fluido escoar pelas tubulações até a plataforma.

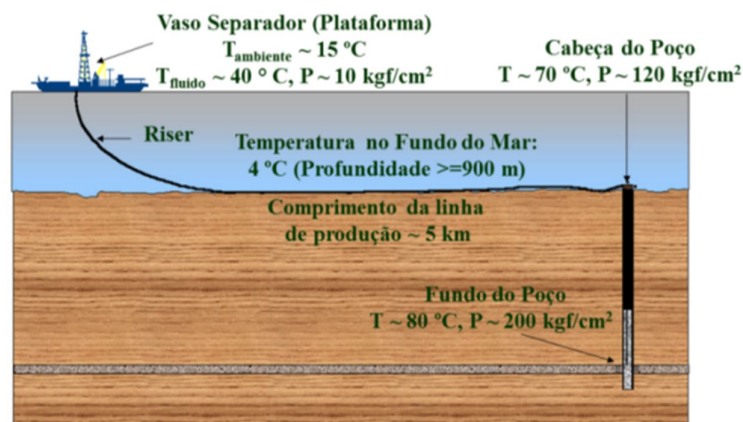


Figura 2.23 Perfil de temperatura e pressão de uma instalação típica *offshore* de produção de petróleo (Cortesia Petrobras).

Os fatores que afetam a corrosão de metais na água do mar podem ser classificados em: químicos, físicos e biológicos. Esses fatores, sozinhos ou combinados, afetam o comportamento de corrosão de um metal e a forma de dano a que o material está susceptível (JASKE et al, 1981).

A quantidade de oxigênio dissolvido é o fator principal que afeta a corrosividade da água do mar. A quantidade de oxigênio varia com a localização geográfica, temperatura e profundidade. Outros gases dissolvidos também aumentam a corrosividade da água do mar, entre eles o dióxido de carbono (CO_2), o gás sulfídrico (H_2S) e o dióxido de enxofre (SO_2) (JASKE et al, 1981 e GENTIL, 2011).

A água do mar é uma solução aquosa com cloreto de sódio (NaCl) dissolvido junto com outros sais, sendo que o NaCl é o constituinte dissolvido mais abundante da água do mar. A ação corrosiva da água do mar pode ser determinada inicialmente por sua salinidade. A água do mar normal, em oceano aberto, apresenta uma salinidade praticamente constante em torno de 3,5% (35.000 ppm) (JASKE et al, 1981). Dessa quantidade de sais totais da água do mar, em torno de 55% é formado por cloretos (GENTIL, 2011). A quantidade de cloretos na água do mar é algumas vezes utilizada como um indicador da corrosividade da água do mar (JASKE et al, 1981). Os íons cloretos exercem um papel fundamental na corrosão de aços estruturais, principalmente em materiais que apresentam camada passiva (YUANTAI et al, 2009). Já na extração de petróleo em águas profundas, a concentração de cloretos pode chegar a 115.000 ppm (WATER-RESOURCES INVESTIGATIONS REPORT, 2003). A maior parte dos trabalhos publicados atualmente utilizam concentrações de cloretos na ordem de 1 a 3% de NaCl , porque nestas condições, de baixas concentrações de cloretos, pode ocorrer corrosão localizada. E uma quantidade bem menor de trabalhos tem sido realizada em altas concentrações de cloretos, sendo a sua influência na corrosão por $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ não muito bem discutida até o momento.

As condições operacionais de poços de petróleo ao redor do mundo variam de forma significativa, sendo que a maioria dos trabalhos que descrevem as condições operacionais encontradas apresenta essas condições citando as concentrações de espécies agressivas aos materiais utilizados nas tubulações. Como exemplo, alguns campos de exploração de petróleo nos Países Baixos possuem poços em operação com 2% H_2S , 3% CO_2 e 9% Cl^- . Já alguns poços da Alemanha contêm 4,4% H_2S , 8,3% CO_2 e 8% Cl^- ,

inclusive alguns desses poços chegam a produzir 30% H_2S , a pressões entre 200 e 300 bar, com 16% de Cl⁻ a temperaturas de até 140°C (SMITH, 1999 apud CORRÊA, 2010).

Os efeitos do pH na corrosão variam conforme o metal, mas, geralmente, águas mais ácidas são mais corrosivas. O pH médio da água do mar é em torno de 8,2, que é moderadamente alcalino. Variações no pH podem afetar a formação e crescimento de depósitos calcários e a estabilidade de filmes protetores. As variações de pH são resultado de reações de corrosão, da influência da vida marinha e da presença de gases dissolvidos (JASKE et al, 1981).

De modo geral, o aumento da temperatura acelera a corrosão, pois se tem a diminuição da polarização e o aumento da condutividade do eletrólito e da velocidade de difusão dos íons. Entretanto, pode haver a diminuição do processo corrosivo, porque diminui a solubilidade de oxigênio ou de outros gases na água. A temperatura também afeta a atividade biológica e o equilíbrio químico envolvido na precipitação de calcários (GENTIL, 2011).

A pressão tem um efeito secundário na corrosão. O aumento da pressão possibilita a maior solubilidade dos gases em água do mar e, com isso, acelera o processo corrosivo (GENTIL, 2011). Além de afetar a solubilidade dos gases, a pressão também afeta o pH e a presença de vida marinha, podendo modificar o comportamento da corrosão. O aumento da pressão hidrostática de 1000 psi para 2000 psi causa uma redução significativa na resistência à corrosão-fadiga em relação a ensaios feitos à pressão ambiente em solução com 3% de NaCl. Supõe-se que, em altas pressões, a cinética das reações químicas aumenta, o que se torna importante para aplicações em águas profundas (JASKE et al, 1981).

Corrosão por H_2S

Os tubos utilizados na perfuração e completação de poços de petróleo e gás constituem uma parte significativa do custo total do poço, além serem os componentes críticos para uma completação com sucesso do poço de forma a deixá-lo pronto para a produção. As consequências da falha de um tubo de revestimento vão desde custos adicionais de recuperação do poço até perda total do poço e possível dano ambiental. Uma variável que deve ser cuidadosamente considerada é a presença potencial de uma

concentração de H_2S . A exposição ao H_2S , particularmente em baixas temperaturas e baixo pH, pode levar ao **trincamento sob tensão em presença de sulfeto** (*Sulfide Stress Cracking*) (CHAFFIN et al, 2008).

O gás sulfídrico (H_2S) é um dos mais temidos agentes de risco encontrados em alguns campos de petróleo. O H_2S pode-se originar de várias fontes e, muitas vezes, é resultante de processos de biodegradação como, por exemplo, a decomposição de matéria orgânica animal e vegetal. É um gás extremamente tóxico. Na indústria do petróleo o H_2S pode estar presente nos reservatórios de petróleo e nos campos onde há injeção de água do mar. Pode ser resultante de mecanismos de dissolução de sulfetos minerais da decomposição de compostos orgânicos sulfurados, etc. Outra fonte de H_2S pode também ser atribuída à atividade da bactéria redutora de sulfato (BRS) no interior do reservatório. A contaminação por BRS das instalações de superfície, planta de processo, tanques e também dos oleodutos aliada a condições favoráveis ao seu desenvolvimento pode resultar em geração de H_2S como resultado de seu metabolismo. As condições favoráveis a este processo microbiológico incluem condições de estagnação, anaerobiase (ausência de oxigênio), presença de nutrientes (fontes de enxofre, como o sulfato presente na água produzida e na água do mar) e temperatura adequada ao grupo de bactérias presentes no meio. Este processo tende a ser mais intenso em regiões em que houver acúmulo de material sedimentável e borras (CONSELHO E SEGURANÇA DO TRABALHO, 2011).

Em ambientes contendo H_2S , o mecanismo dominante no comportamento de corrosão-fadiga de aços C-Mn é geralmente a fragilização por hidrogênio ao invés da dissolução anódica (PARGETER et al, 2008). A acumulação de hidrogênio em sítios da rede cristalina pode enfraquecer as ligações metálicas e nuclear uma trinca que, sob condições apropriadas, se propagará e levará à fratura dos componentes metálicos contaminados. O resultado disso é a falha catastrófica e prematura de componentes no ambiente de serviço com tensões aplicadas inferiores às de projeto, ou seja, a fragilização por hidrogênio.

A teoria mais aceita a respeito do mecanismo de fragilização por hidrogênio em ambientes contendo H_2S em meio aquoso considera que o hidrogênio monoatômico penetra no aço como resultado de reações de corrosão por sulfetos que ocorrem na superfície do material. Por ser um elemento químico muito pequeno, o hidrogênio pode ser encontrado em solução sólida na estrutura cristalina dos metais e suas ligas e mover-se por difusão no estado sólido com relativa facilidade. A fonte primária de hidrogênio atômico

nesses casos é geralmente a dissociação da molécula de gás H₂S na presença de água e acelerada pela presença de oxigênio (ASM HANDBOOK, 1996). A reação básica é:



O ferro é removido da superfície do aço e o FeS é formado, ocasionando assim uma perda de massa que configura o processo corrosivo. O FeS formado na superfície do aço é facilmente permeado pelo hidrogênio atômico, que se difunde através do aço. A difusão do hidrogênio atômico no aço está associada com três formas distintas de fissuração (ASM HANDBOOK, 1996):

- Trincamento induzido pelo hidrogênio (*Hydrogen-induced cracking*) - HIC;
- Trincamento pelo hidrogênio orientado por tensão (*Stress-oriented hydrogen-induced cracking*) - SOHIC;
- Trincamento sob tensão em presença de sulfeto (*Sulfide Stress Cracking* ou *Sulfide Stress-Corrosion Cracking*) - SSC.

O trincamento induzido pelo hidrogênio (HIC) e o trincamento pelo hidrogênio orientado por tensão (SOHIC) são ambas causadas pela formação de bolhas de gás H₂ no aço. A HIC é também chamada de fissuração por empolamento e é principalmente encontrada em aços de baixa resistência, tipicamente com resistência mecânica menor do que 550 MPa (80 ksi), portanto bastante comum em aços para dutos de escoamento. Já a SOHIC é uma forma de trincamento induzido pelo hidrogênio na qual a trinca possui uma orientação específica em relação a uma tensão aplicada ou tensão residual.

Em contraste, o trincamento sob tensão em presença de sulfeto (SSC) não envolve a formação de bolhas, mas envolve a fissuração devido à presença simultânea de altas tensões e fragilização por hidrogênio no aço (ASM HANDBOOK, 1996). Segundo a norma **NACE MR0175** (ANSI/NACE/ISO, 2009), a SSC é uma forma de fragilização por hidrogênio que envolve a fragilização do metal pelo hidrogênio atômico que é produzido pela corrosão ácida na superfície do metal promovida pela presença de sulfetos. O hidrogênio atômico difunde no metal, reduzindo sua ductilidade e aumentando a sua susceptibilidade à fratura. Esse tipo de fissuração ocorre em aços de alta resistência ou em concentradores de tensão associados a soldas ou a tratamentos térmicos. Como regra geral, é esperado que a SSC ocorra em um fluxo de processo contendo concentrações acima de

50 ppm de H_2S (embora há casos em que a fissuração ocorra em concentrações mais baixas) (ASM HANDBOOK, 1996).

A SSC foi identificada inicialmente na produção de óleo bruto em ambiente ácido (H_2S) onde aços de alta resistência utilizados nos equipamentos dos poços de perfuração fraturavam após serem expostos à água de produção contendo H_2S . A fratura por SSC é tipicamente transgranular e contém produtos de corrosão formados por sulfetos. O mecanismo de SSC tem sido objeto de muitas investigações, a maioria delas aplicada no estudo de fraturas ocorridas em aços de alta resistência ao invés dos aços de baixa resistência usados em equipamentos de refinarias e plantas petroquímicas. A fratura ocorre principalmente à temperatura ambiente. A Figura 2.24 mostra um exemplo de falha em uma conexão de tubo API causada por SSC devido à exposição a ambiente contendo de baixo a médio teor de H_2S combinado com altas pressões internas.



Figura 2.24 Fratura causada por SSC em uma conexão de aço API exposto a ambiente contendo baixo e médio teor de H_2S submetido a altas pressões internas (CHAFFIN et al, 2008).

Um grande número de ligas ferrosas, incluindo os aços inoxidáveis, assim como algumas ligas não ferrosas, é susceptível à SSC. Espera-se que a fratura ocorra em aços carbono e em aços de baixa liga quando a resistência à tensão for superior a 620 MPa (90 ksi). Para outras ligas ferrosas e não ferrosas, usadas principalmente em equipamentos de campos de petróleo, a norma NACE MR0175 - *Petroleum and Natural Gas Industries – Materials for use in H_2S Containing Environments in Oil and Gas Production* (ANSI/NACE/ISO, 2009) estabelece limites de pressão parcial de H_2S acima dos quais devem ser tomadas precauções contra a ocorrência de SSC. A norma também traz orientações para a seleção e especificação de materiais resistentes a SSC em caso dos

limites estabelecidos para as concentrações de H_2S sejam excedidos; além de trazer também limites de aplicação para algumas ligas resistentes à corrosão em termos de composição do meio e pH, temperatura e pressões parciais de H_2S . Essa norma foi criada em consequência das falhas súbitas de componentes metálicos na indústria de óleo e gás associadas com a sua exposição a fluidos de produção contendo H_2S .

Segundo a norma NACE MR0175 (ANSI/NACE/ISO, 2009), o comportamento de aços carbono e aços liga, em meios contendo H_2S em sistemas produtivos de óleo e gás, é afetado por uma interação complexa dos seguintes parâmetros, entre outros:

- Composição química, método de fabricação, forma do produto, resistência, dureza e distribuição da dureza, quantidade de trabalho a frio, condição do tratamento térmico, microestrutura, uniformidade da microestrutura, tamanho de grão e estado de limpeza do material;
- Pressão parcial de H_2S ou concentração equivalente na fase aquosa;
- Concentração de íons cloretos na fase aquosa;
- pH da fase aquosa;
- Presença de enxofre ou outros oxidantes;
- Exposição a fluidos diferentes daqueles do sistema de produção;
- Temperatura de exposição;
- Tensão de tração total (aplicada mais residual);
- Tempo de exposição.

Essa norma especifica ainda **regiões de severidade ambiental** quanto à ocorrência de SSC em ambiente contendo H_2S para aços carbono ou de baixa liga que devem ser avaliados conforme as regiões apresentadas na Figura 2.25. Na definição da severidade do ambiente contendo H_2S , deve ser considerado também a possibilidade de exposição do aço a fases aquosas condensadas de baixo pH durante condições de operação adversas ou durante paradas de produção, ou ainda a exposição a ácidos utilizados para estimulação dos poços e/ou o influxo desse ácido de estimulação (ANSI/NACE/ISO, 2009).

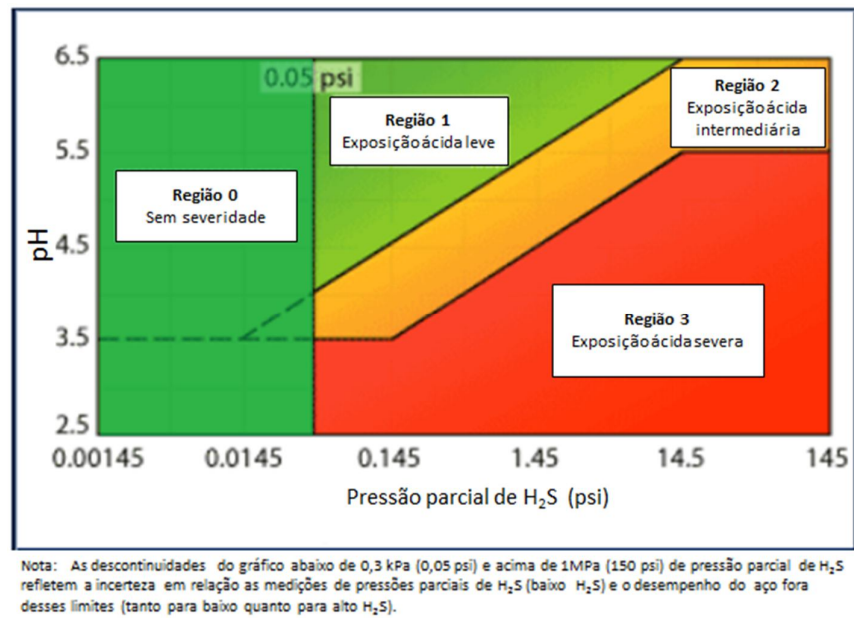


Figura 2.25 Regiões de severidade ambiental com relação à ocorrência de SSC em aços carbonos e de baixa liga (ANSI/NACE/ISO, 2009).

Segundo a classificação das regiões de severidade ambiental de SSC em ambiente contendo H₂S, mostrada na Figura 2.25, segue a descrição dessas regiões (ANSI/NACE/ISO, 2009):

- **Região 0** – para $p_{H_2S} < 0,3$ kPa (0,05 psi)

Normalmente não é necessária nenhuma precaução para a seleção de aços para utilização nessas condições. No entanto, os fatores listados a seguir devem ser considerados, pois estes podem afetar o desempenho do aço nesta região:

- ♦ Evitar aços altamente susceptíveis à SSC e à fragilização por hidrogênio;
- ♦ Propriedades físicas e metalúrgicas do aço afetam a sua resistência inerente à SSC e à fragilização por hidrogênio;
- ♦ Aços de alta resistência podem sofrer fragilização por hidrogênio sem a presença de H₂S. Acima de aproximadamente 965 MPa (140 ksi) de tensão de escoamento, deve-se dar atenção para a composição do aço e sua condição de processamento de forma a garantir que esses aços não exibam SSC ou fragilização por hidrogênio nessa região;

- ◆ Concentradores de tensão aumentam o risco de fratura.

- **Regiões 1, 2 e 3 de SSC**

Considerando-se essas regiões de severidade, os aços expostos à **região 1**, para aplicação em tubos de produção, tubos de revestimento, do tipo Cr-Mo de baixa liga (UNS G41XX0, inicialmente denominado AISI 41XX e suas modificações) têm-se mostrado aceitáveis na condição de temperado e revenido. Tipicamente, a tensão de escoamento desses aços não é maior do que 896 MPa (130 ksi) (tensão mínima de escoamento em torno de 760 MPa (110 ksi)) e sua dureza não é maior do que 30 HRC. Os aços especificados para as regiões 2 e 3 são aceitáveis para a região 1. Para a **região 2**, para aplicação em tubos de produção, tubos de revestimento e componentes tubulares, os aços do tipo Cr-Mo de baixa liga (UNS G41XX0, inicialmente denominado AISI 41XX e suas modificações) também têm-se mostrado aceitáveis na condição de temperado e revenido. Tipicamente, a tensão de escoamento desses aços não é maior do que 760 MPa (110 ksi) (tensão mínima de escoamento em torno de 550 MPa (80 ksi)) e sua dureza não é maior do que 27 HRC. Os aços especificados para a região 3 são aceitáveis para a região 2. Já para a **região 3**, região de maior severidade, os aços carbono e de baixa liga só são aceitáveis se apresentarem dureza máxima de 22 HRC. Para a região 3 são especificadas também diversas outras especificações como o tipo de tratamento superficial adequado, as condições de soldagem quando necessário, especificações para necessidade de alívio de tensões, etc. As classes de aços API 5CT para tubos de produção e de revestimento são aceitáveis para a região 3 de acordo com as faixas de temperaturas mostradas na Tabela 2.4. Essa tabela indica que, por exemplo, para aplicação na região de severidade 3, para temperaturas maiores ou iguais a 80°C e menores que 107°C, os aços indicados são os aços API 5CT N80 ou o API 5CT P110 que é o aço estudado nesta dissertação.

Tabela 2.4 Temperaturas aceitáveis para classes de aços para tubos de produção e de revestimento em relação à SSC (ANSI/NACE/ISO, 2009).

Para todas as temperaturas	Para ≥ 65 °C	Para ≥ 80 °C	Para ≥ 107 °C
Classes API 5CT H40 J55 K55 M65 L80 tipo 1 C90 tipo 1 T95 tipo 1	Classes API 5CT N80 tipo Q C95	Classes API 5CT N80 P110	Classes API 5CT Q125
	Outras classes de aço temperadas e revenidas com tensão máxima de escoamento menor ou igual a 760 MPa (110 ksi).	Outras classes de aço temperadas e revenidas com tensão máxima de escoamento menor ou igual a 965 MPa (140 ksi).	
	Tubos de revestimento e tubulações feitas de aços baixa liga Cr-Mo conforme descritos nesta norma.		
As temperaturas dadas são as temperaturas mínimas de serviço permitidas com relação a SSC.			

Aplicação do aço API 5CT P110

O aço API 5CT, avaliado nesta dissertação, é indicado para uso geral em poços profundos de óleo e gás devido, principalmente, à sua alta resistência mecânica que permite suportar as altas pressões encontradas em grandes profundidades (CHAFFIN et al, 2008). No entanto, devido à sua alta resistência, não é considerado adequado como uma classe de aplicação em ambientes contendo H₂S (STORK MATERIALS TECHNOLOGY, 2010), por isso o controle de fabricação desse aço não inclui os controles normalmente usados para este tipo de aplicação, como o controle de dureza e de variação da dureza por exemplo. Mas essa classe de aço tem sido utilizada historicamente em poços com exposição ácida leve (região 1), além disso a norma NACE MR0175 incluiu recentemente a possibilidade de elaboração de teste de adequação ao uso para a qualificação de um material para uma dada aplicação. Se o teste para o aço API 5CT P110 comprovar que este tubo resiste a pequenas quantidades de H₂S em uma montagem de laboratório, então a NACE MR0175 considera o P110 aceitável para uso até os limites testados (CHAFFIN et al, 2008).

Uma variável que deve ser cuidadosamente considerada é a presença potencial de uma concentração de H₂S. A exposição ao H₂S, particularmente em baixas temperaturas e baixos pHs, pode levar à ocorrência de SSC e falha catastrófica do tubo. Em muitas áreas, as concentrações de H₂S em formações contendo gás são pequenas, tão baixas quanto algumas partes por milhão. No entanto, com fluxos de pressão iniciais altos, esta pequena

concentração de H_2S excede a pressão parcial de 0,05 psi (região 0 do gráfico de severidade ambiental), valor que a norma NACE MR0175 (ANSI/NACE/ISO, 2009) cita como limite para o uso seguro das colunas de revestimento e de produção usando o aço API 5CT P110 (CHAFFIN et al, 2008).

A alternativa para as colunas de revestimento do aço API 5CT P110, quando esse limite de 0,05 psi de H_2S é excedido, é utilizar classes específicas de aço mais resistentes ao ambiente contendo H_2S como o API T95 ou o USS C110. Essas classes podem ser usadas nos mais severos meios contendo H_2S , no entanto são mais caras, requerem prazos maiores de entrega e são disponíveis somente junto a poucos fornecedores (CHAFFIN et al, 2008).

De forma a desenvolver um aço de 110 ksi que fosse adequado para poços com o potencial de desenvolver ambientes levemente ácidos (H_2S), **região 1** do gráfico de severidade ambiental (Figura 2.25), mas sem os custos significativos de aços como o API T95 ou USS C110, Chaffin e colaboradores (CHAFFIN et al, 2008) desenvolveram e testaram uma classe própria de aço que atendesse os requisitos para as classes API 5CT P110 de forma que fosse consistente com os requisitos da especificação NACE MR0175 (ANSI/NACE/ISO, 2009) que estabelece requisitos para a aplicação de materiais em meios contendo H_2S na produção de óleo e gás. O resultado foi um produto que possui todos os requisitos da norma API 5CT (API, 2005) e que também apresenta a resistência à SSC da NACE MR0175. Essa nova classe de produto, denominada VM P110 MS, possui os atributos mostrados na Tabela 2.5, que compara os atributos dessa classe customizada com os atributos do aço API 5CT P110. Percebe-se que foram criadas maiores restrições para esse aço em relação ao P110: tensão de escoamento máxima menor, um valor de dureza máximo (que não existia no P110), restrição na composição química, etc. Foram testadas mais de cinquenta colunas de revestimento, fabricadas com essa classe de aço customizado, em várias soluções abrangendo todas as regiões do gráfico de severidade ambiental e submetidas a tensões na ordem de 90% da tensão de escoamento. Todas as colunas de revestimento passaram no teste sem a ocorrência de falha, mas recomenda-se seu uso somente na região 1 (exposição ácida leve). Para as regiões de severidade ambiental 2 (intermediária) e 3 (severa), os aços API T95 e USS C110 devem continuar a ser utilizados.

Tabela 2.5 Atributos da classe de aço customizada comparados com os atributos do aço API P110 (CHAFFIN et al, 2008).

Atributo	Classe customizada	API P110
Composição química	Composição contendo Cr-Mo conforme recomendado pela NACE MR0175 para aplicação em ambientes contendo H ₂ S.	Não especificado
Tensão de escoamento (ksi)	110 - 125	110 - 140
Dureza máxima (HRC)	29	Não especificado
% martensita	90% através da parede	Não especificado
Teste NACE	Método de teste A da NACE para cada lote a 90% da tensão de escoamento	Nenhum
Endireitamento a quente	Sim (para reduzir tensões residuais)	Não requerido
Método de inspeção	Inspeção ultrassônica e eletromagnética	Inspeção ultrassônica ou eletromagnética

Já é bem conhecido na literatura que as principais características do aço que influenciam na resistência à SSC são as propriedades mecânicas (particularmente a dureza e a tensão de escoamento), a microestrutura e a composição. Além disso, tem sido observado que a martensita revenida é a microestrutura menos sensível à SSC e que, quanto maiores as propriedades mecânicas do aço, menor será a resistência à SSC. Por isso, para otimizar a resistência à SSC, as condições do processo térmico de têmpera devem ser controladas de forma a alcançar uma fração volumétrica de martensita a maior possível e uma fração mínima de 95% conforme as normas recentes (MENDIBIDE; SOURMAIL, 2009).

A susceptibilidade à SSC e à fratura frágil da classe de aço API 5CT P110, por se tratar de uma classe de aço de alta resistência mecânica, pode ser aumentada devido a tratamentos térmicos inadequados de têmpera e revenido. Uma das peculiaridades dessa classe é que frequentemente contém elementos de liga suficientes para ser temperável ao ar. A falha no processo de revenido resulta em uma microestrutura de alta dureza com grande susceptibilidade à fragilização por hidrogênio e à fratura frágil. A Figura 2.26 apresenta a micrografia de uma estrutura de uma luva para coluna de revestimento de estrutura martensítica da classe de aço API P110, indicando as trincas secundárias que causaram a falha do componente devido a um revenimento inadequado. Além disso, outro erro no tratamento térmico consiste em uma austenitização inadequada. Se a peça não permanecer tempo suficiente durante a austenitização, ou se permanecer um tempo excessivo, pode permanecer ferrita remanescente, resultando em uma microestrutura mista após a têmpera e revenido. Já é bem estabelecido que, para um determinado nível de

resistência, uma microestrutura uniforme de martensita revenida apresenta ótima resistência à fragilização assistida pelo ambiente. Além disso, variações locais na microestrutura e na dureza, devido ao aquecimento localizado, pode também afetar a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, especialmente em concentradores de tensão (STORK MATERIALS TECHNOLOGY, 2010).

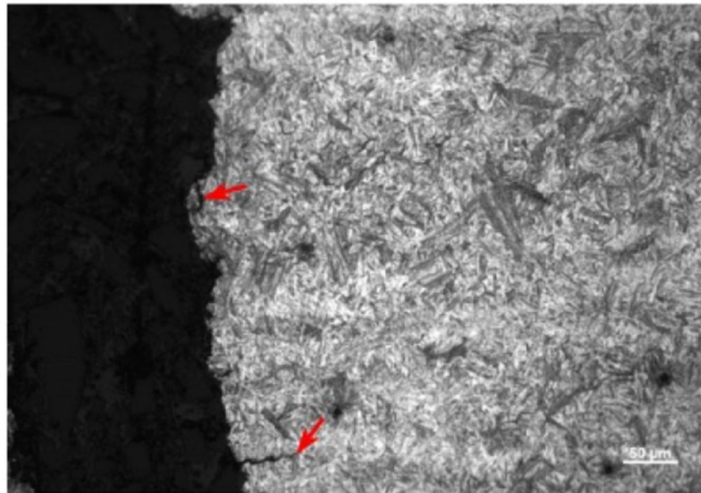


Figura 2.26 Fotomicrografia indicando martensita não revenida de uma conexão de aço fraturada. As setas indicam trincas secundárias (STORK MATERIALS TECHNOLOGY, 2010).

2.3.4. Proteção contra corrosão-fadiga

Há diversos métodos que podem ser empregados para reduzir a corrosão-fadiga, entre os quais podemos citar (GENTIL, 2011):

- Aplicação de **proteção catódica**, quando o meio é uma solução aquosa, sendo uma proteção efetiva, pois pode levar o limite de fadiga até o valor encontrado no vácuo. A proteção catódica é amplamente aplicada à estruturas metálicas em água do mar, pois a alta condutividade da água do mar gera um caminho de baixa resistência para as correntes de proteção catódica, assegurando uma distribuição de corrente bastante uniforme.
- Uso de **inibidores** para diminuir a corrosividade do meio;

- **Revestimentos metálicos anódicos ou de sacrifício**, como o zinco e o cádmio, eletrodepositados no aço, são bons protetores, protegendo catodicamente a base do metal de defeitos no revestimento;
- **Películas não metálicas pigmentadas com pó de zinco** são revestimentos orgânicos contendo pigmentos inibidores, como cromato de zinco, e constituem bons protetores. Na corrosão-fadiga o material recoberto com Zn tem uma resistência bem maior por causa da proteção advinda da ação de sacrifício do Zn;
- **Jateamento na superfície do metal** (*shot peening*) ou outros meios capazes de produzir esforços de compressão na superfície metálica, como nitretação superficial, são bons protetores, pois as camadas superficiais ficam em compressão. As tensões de tração rompem mais facilmente as películas protetoras, ao passo que as tensões de compressão agem no sentido de fechar as descontinuidades dessas películas;
- **Alteração do projeto**, no sentido de eliminar áreas de concentração de tensões que tem efeito acelerador nesse tipo de corrosão. Deve-se evitar grandes diferenças de seções, perfurações e entalhes.

Para colunas de revestimento de poços, a proteção catódica pode ser utilizada quando houver corrosão externa. No caso de corrosão interna, a proteção catódica não é praticável, logo o controle da corrosão deve ser feito pelo uso de inibidores. De certa forma, a proteção catódica de colunas de revestimento de poços é similar para os dutos, exceto que é vertical (PML - Well Casing Cathodic Protection, 2011).

2.3.5. Testes de corrosão-fadiga

Os testes de corrosão-fadiga seguem os princípios dos testes de fadiga realizados em ambientes inertes ou benignos, os quais estão bem desenvolvidos e normalizados. No entanto, não há nenhuma norma específica para ensaios de corrosão-fadiga até o momento (CORRÊA 2010). Para a realização dos ensaios de corrosão-fadiga, deve-se fazer adaptações de acordo com a necessidade de cada ensaio, pois estes apresentam dificuldades adicionais, tais como (ANTUNES, 2008 e GANGLOFF, 2001):

- Dificuldade de isolamento do meio corrosivo (líquido ou gasoso);
- Vedação das células de corrosão;
- Necessidade de recirculação do meio;
- Monitoramento de variáveis de corrosão (pH, potencial elétrico, temperatura, etc);
- Possibilidade de uso de reagentes tóxicos (Ex: inibidores);
- Dificuldade de se manter as soluções aquosas em condições constantes;
- Dificuldade na medida de deslocamentos e cargas.

A Figura 2.27 mostra, de forma esquemática, um equipamento para ensaios de corrosão-fadiga mostrando seus principais componentes.

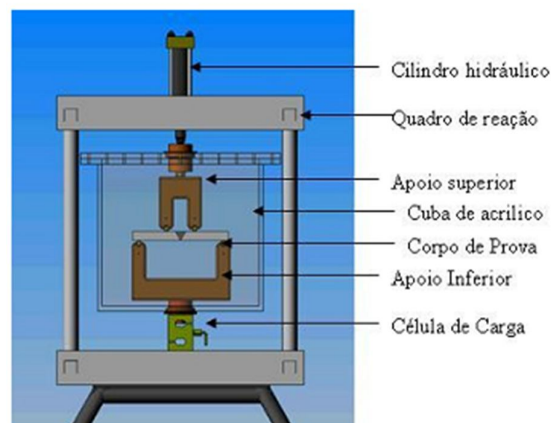


Figura 2.27 Esquema do equipamento desenvolvido para ensaio de corrosão-fadiga (DOS SANTOS, 2006).

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Materiais

Foram avaliados dois segmentos de um tubo de revestimento sem costura, empregados pela empresa Petrobras, conforme apresentados na Figura 3.1, ambos do mesmo material com a especificação API 5CT P110. Os corpos de prova de fadiga foram retirados no sentido longitudinal da parte central de cada segmento de tubo conforme mostrado na Figura 3.2. O diâmetro do tubo é de 339,7 mm (13 3/8'') e a espessura da parede é de 14 mm. O material recebido foi inspecionado pela técnica de ultrassom para descartar eventuais regiões do tubo que apresentassem defeitos.



Figura 3.1 Segmentos do tubo avaliado como recebidos.

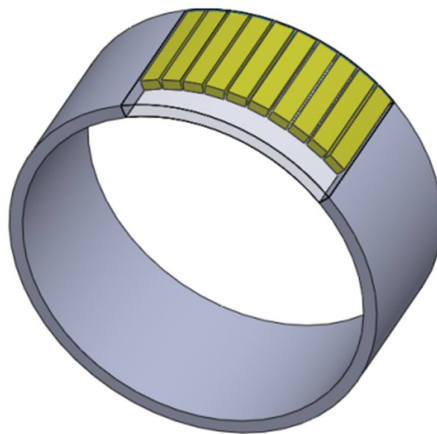


Figura 3.2 Representação esquemática da retirada dos corpos de prova de fadiga do segmento de tubo.

Os corpos de prova foram usinados nas dimensões finais apresentadas na Figura 3.3. Os corpos de prova recebidos após a usinagem estão mostrados na Figura 3.4. As bordas de todos os corpos de prova foram amenizadas com lixa de granulometria #240, de modo a dificultar que a trinca de fadiga seja nucleada nesta região. Uma face do corpo de prova (a face submetida a tensões de tração no ensaio de fadiga) foi lixada previamente com as lixas de granulometria #120 e #240 e, em seguida, lixada com as lixas de granulometria #400 e #600 para eliminar eventuais marcas de usinagem que serviriam como concentradores de tensão e reduziriam a vida em fadiga. O último lixamento foi aplicado no sentido longitudinal ao corpo de prova, de forma a apagar os riscos transversais da lixa anterior que poderiam favorecer a iniciação da fratura. As laterais dos corpos de prova também foram lixadas utilizando-se as lixas de granulometria #120 e #240 para eliminar os riscos de usinagem.

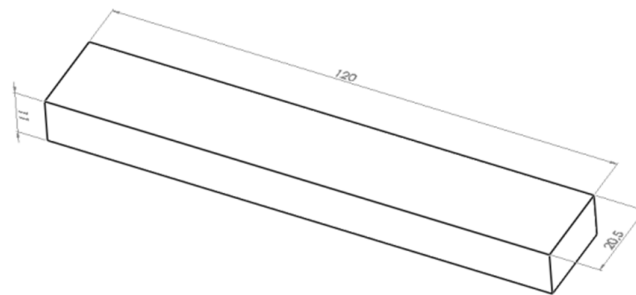


Figura 3.3 Geometria e dimensões (em mm) do corpo de prova utilizado nos ensaios.

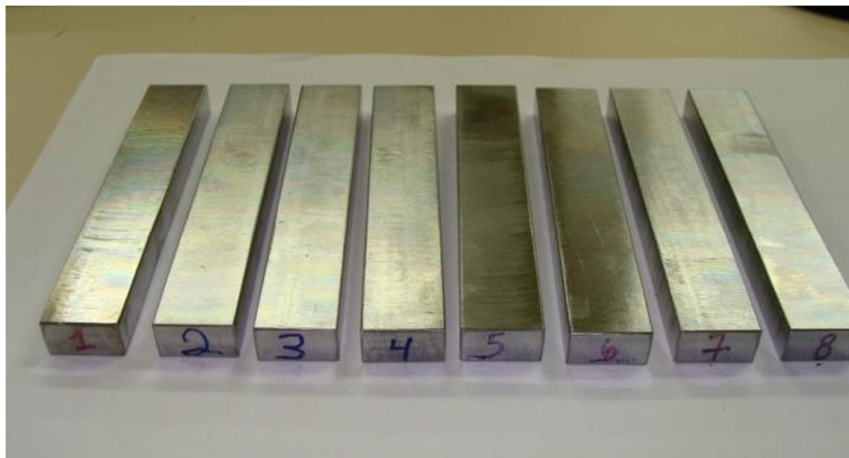


Figura 3.4 Corpos de prova como recebidos após usinagem.

3.2. Análise química

Para a análise da composição química do material, foram retiradas amostras dos dois segmentos de tubo utilizados na confecção dos corpos de prova para os ensaios de fadiga, sendo utilizado um espectrômetro de emissão óptica Spectrolab, modelo LAVFA18B da marca Spectro. Os resultados foram baseados em uma média de seis análises, sendo três de cada segmento de tubo. Os dois segmentos de tubo são do mesmo tipo de aço.

3.3. Ensaio de tração

Foram retirados três corpos de prova do segmento do tubo para a realização dos ensaios de tração, sendo o valor da tensão de escoamento empregada como base da matriz de ensaios para a construção das curvas de Wöhler. A preparação dos corpos de prova seguiu a norma ASTM E8/E8M – 09 (ASTM, 2009) e o ensaio de tração seguiu a norma NBR ISO 6892 (ABNT, 2002). A Figura 3.5 apresenta a geometria dos corpos de prova utilizados para o ensaio de tração.

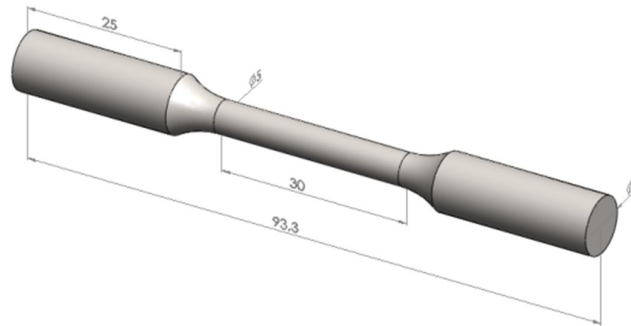


Figura 3.5 Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova dos ensaios de tração.

3.4. Ensaio de microdureza

Para a avaliação da dureza do material, foram realizados ensaios de microdureza Vickers (HV) com carga de 200 g na região do corpo de prova mostrada na Figura 3.6, conforme especificado na norma API 5CT (API, 2005).

Os ensaios foram feitos em um microdurômetro Struers Duramin e o resultado foi baseado em uma média de cinco pontos convertidos para a escala Rockwell C (HRC).

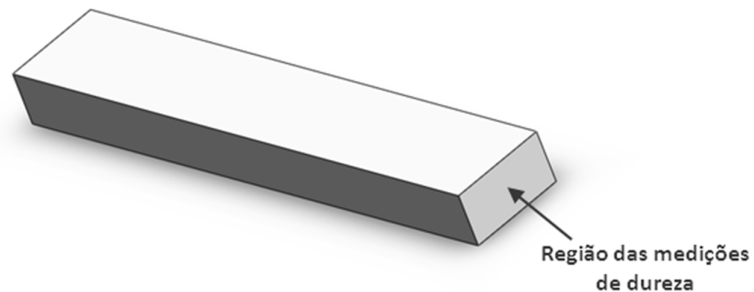


Figura 3.6 Região do corpo de prova no qual foram feitas as medições de dureza.

3.5. Ensaio de impacto

Para a avaliação da energia absorvida no ensaio de impacto, foram realizados ensaios de impacto Charpy com entalhe em “V” de três corpos de prova à temperatura de 0°C. A preparação dos corpos de prova seguiu as normas ASTM A370-10 (ASTM, 2010) e os requisitos da norma API *Specification 5CT* (API 2005) para o aço P110. Os corpos de prova obtidos possuem tamanho reduzido ($3/4$ size), conforme a indicação da norma, e orientação transversal. A Figura 3.7 apresenta a geometria dos corpos de prova utilizados para o ensaio de impacto e a Figura 3.8 apresenta a orientação do corpo de prova em relação ao tubo de origem. Os ensaios foram feitos em uma máquina de ensaios de impacto Charpy, marca Wolpert, modelo PW 30/15. O resultado foi baseado em uma média de três medições.

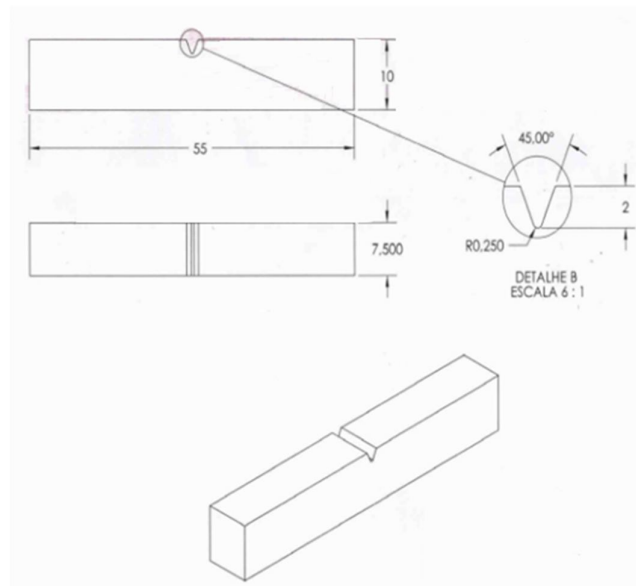


Figura 3.7 Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova com entalhe em “V” para ensaio de impacto Charpy.

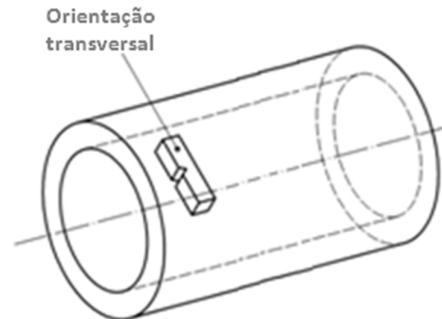


Figura 3.8 Orientação do corpo de prova do ensaio de impacto em relação ao tubo de origem (API, 2005).

3.6. Rugosidade

A rugosidade superficial é função do tipo de acabamento, da máquina-ferramenta ou do processo de fabricação utilizado. Um bom acabamento superficial é fundamental onde houver desgaste, atrito, corrosão, aparência, resistência à fadiga, transmissão de calor, propriedades óticas e escoamento de fluidos. O acabamento superficial é medido através da rugosidade superficial, a qual é expressa em microns (ANTUNES, 2008).

Para medida de rugosidade foi usado um rugosímetro da marca Mitutoyo, modelo SJ-500. Foram selecionados dois corpos de prova já preparados para o ensaio de fadiga. Foram feitas três medidas de rugosidade na região central de cada corpo de prova, na face que será tracionada no ensaio de fadiga. Todos os corpos de prova foram usinados com o mesmo ferramental de corte e submetidos ao mesmo processo de lixamento, proporcionando uma rugosidade semelhante em todos os corpos de prova. Na Figura 3.9, pode-se observar o sentido que as medidas foram realizadas.

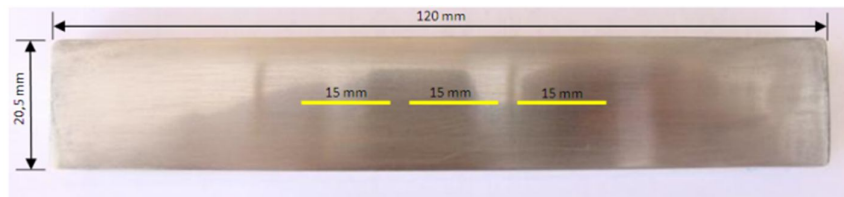


Figura 3.9 Indicação das medidas de rugosidade feitas no corpo de prova pronto para o ensaio de fadiga.

3.7. Caracterização Microestrutural

Uma amostra do material foi analisada no microscópio óptico para visualização e caracterização da microestrutura do material. A análise microestrutural seguiu o procedimento padrão de metalografia (corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico), sendo o ataque químico realizado com solução Nital 2%.

3.8. Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram divididos em ensaios de fadiga ao ar e em ensaios de fadiga em meio agressivo (corrosão-fadiga). Os resultados dos ensaios de fadiga ao ar servem como base comparativa para a verificação da influência do meio no comportamento em fadiga do material.

3.8.1. Fadiga ao Ar

Utilizando como referência os valores de tensão de escoamento obtidos do ensaio de tração, foram realizados os ensaios de fadiga ao ar para a construção da curva de Wöhler e obtenção do limite de resistência à fadiga do material. Posteriormente, os resultados foram plotados em um gráfico de amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) no eixo das ordenadas e logaritmo do número de ciclos até a fratura no eixo das abscissas.

Os ensaios foram realizados, na temperatura ambiente, em uma máquina servo-hidráulica marca MTS, modelo 858. Essa máquina possibilita a aquisição de dados de força e deslocamento axial da linha de carga. O sistema utilizado foi o de controle de carga aplicada sob flexão a três pontos. A razão de carregamento (R) de 0,1 foi escolhida por ser a mais utilizada na prática para ensaios de materiais para aplicação na indústria *offshore*, condição que é frequentemente encontrada em campo. Já a frequência (f) escolhida foi 20 Hz. Conforme comentado anteriormente, a frequência não possui influência nos resultados da vida em fadiga ao ar, por isso o ensaio pode ser acelerado utilizando uma frequência de 20 Hz para diminuir o tempo de obtenção da curva de Wöhler. As cargas mínimas são determinadas a partir das cargas máximas, multiplicando-as pela razão de carregamento. O *run out* do ensaio, ou seja, a quantidade de ciclagem máxima realizada no corpo de prova, foi definido como sendo dez milhões de ciclos para fadiga ao ar. Os dispositivos para o ensaio de fadiga ao ar estão ilustrados nas Figuras 3.10 e 3.11. O dispositivo montado e a máquina utilizada estão apresentados nas Figuras 3.12 e 3.13.

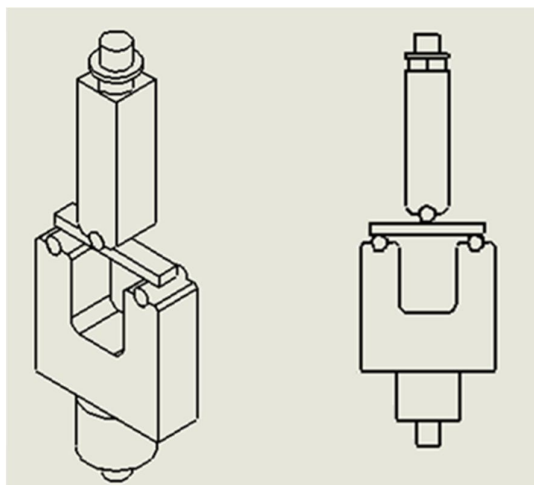


Figura 3.10 Representação do dispositivo montado para o ensaio de fadiga ao ar sob flexão a três pontos.

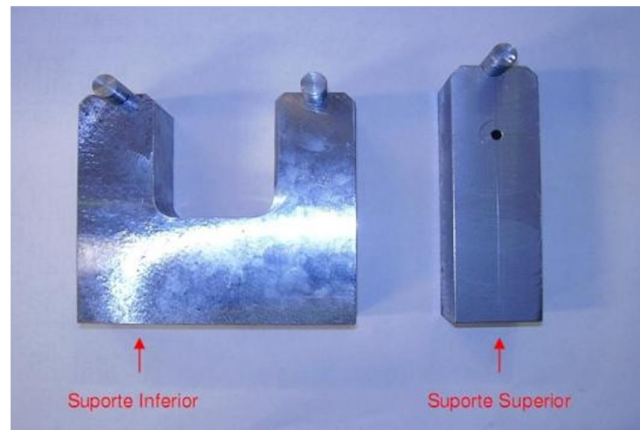


Figura 3.11 Dispositivos para realização dos ensaios de fadiga ao ar.



Figura 3.12 Máquina MTS modelo 858, já com o dispositivo e o corpo de prova posicionados.



Figura 3.13 Dispositivo montado para o ensaio de fadiga ao ar.

Conforme o trabalho de Antunes (ANTUNES, 2008), para o cálculo das tensões nominais foi utilizado o modelo clássico de vigas para a flexão pura a três pontos. Essa tensão foi determinada de acordo com a equação (Equação 3.1) e conforme o diagrama da Figura 3.14.

$$\sigma = \frac{M \frac{h}{2}}{\frac{bh^3}{12}}$$

Equação 3.1

Onde:

- σ = Tensão na superfície do corpo de prova;
- M = Momento provocado no corpo de prova devido ao carregamento e é dado pela equação $M = F/2 * C/2$ (F = carga aplicada e C = comprimento do corpo de prova entre os dois apoios);
- b = Largura do corpo de prova;
- h = Altura do corpo de prova.

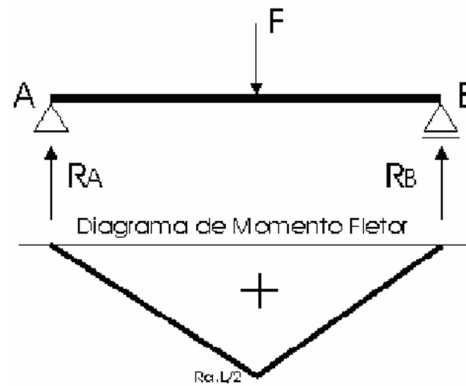


Figura 3.14 Diagrama de momento máximo (ANTUNES, 2008).

Para aumentar a confiabilidade dos resultados obtidos foi realizada uma calibração através de um corpo de prova instrumentado com técnicas de extensometria, através do uso de *strain gauges*, onde foi possível fazer os ajustes necessários para a aplicação do modelo.

Os valores de tensão obtidos por extensometria apresentaram um desvio em relação aos valores calculados pela fórmula da flexão a três pontos. Isso é explicado por uma inconsistência da equação de flexão de vigas, que considera as tensões de cisalhamento como sendo nulas. Essa hipótese é aceitável em vigas bastante longas (relação comprimento/altura da viga muito maior que 10), mas provoca erros grandes em vigas curtas. Os corpos de prova ensaiados neste trabalho apresentam a relação comprimento/altura muito próximo de dez, o que favorece o erro no cálculo da tensão ao não considerar as tensões cisalhantes (FONSECA, 2002). A diferença está demonstrada no gráfico da Figura 3.15, que compara a carga a ser aplicada pelo equipamento, para o mesmo corpo de prova, com as tensões reais desejadas, utilizando os dois métodos utilizados para obtenção da tensão: extensometria e fórmula de flexão a três pontos. A partir dos dados obtidos, foi construído um gráfico com a relação entre a tensão real (medida por extensometria) e a tensão dada pela fórmula de flexão a três pontos. Essa relação, demonstrada na Figura 3.16, foi usada para ajustar as medidas de tensão nos ensaios de fadiga ao ar e de corrosão-fadiga.

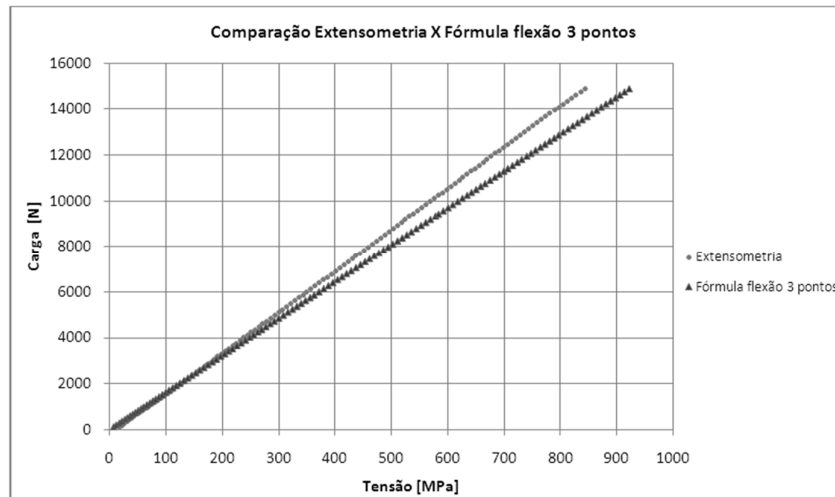


Figura 3.15 Compara o entre carga aplicada pelo equipamento e a tensão no ensaio de flexão a três pontos comparando o método de extensometria com o método de aplica o da fórmula de flexão a três pontos.

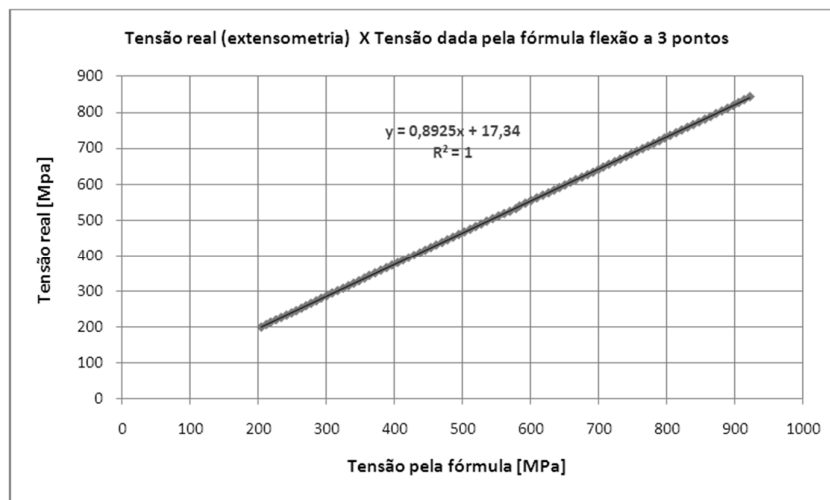


Figura 3.16 Curva de ajuste entre a tensão real e a tensão dada pela fórmula de flexão a três pontos.

3.8.2. Corrosão-fadiga

Para os ensaios de corrosão-fadiga foram utilizados os mesmos cálculos e calibra es das tensões dos ensaios de fadiga ao ar para a constru o da curva de W hler e

obtenção do limite de resistência à fadiga do material em meio corrosivo. Posteriormente, os resultados foram plotados em um gráfico de amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) no eixo das ordenadas e logaritmo do número de ciclos até a fratura no eixo das abscissas para comparação do desempenho com os ensaios de fadiga ao ar.

Os ensaios e dispositivos utilizados foram adaptados e realizados em uma autoclave especial para os ensaios de corrosão-fadiga, contendo todo um sistema específico para automação e controle dos ensaios. Tanto os ensaios de fadiga ao ar quanto os de corrosão-fadiga foram programados para interromper automaticamente o ciclo de fadiga após a fratura do corpo de prova, o que era feito por um controle de deslocamento próprio de cada ensaio. O suporte inferior e o suporte superior foram pintados com dois tipos de tintas anticorrosivas (primer¹ e acabamento²), para evitar que os dispositivos contaminem a solução com produtos de corrosão durante o ensaio em meio agressivo. A carga aplicada é senoidal, podendo-se inclusive ajustar a frequência do ensaio, bem como a força máxima e a força mínima.

O sistema utilizado foi o de controle de carga aplicada sob flexão a três pontos; razão de carregamento de 0,1 e frequência de 0,5 Hz. Essa frequência, mais baixa em relação ao ensaio de fadiga ao ar, foi escolhida por estar no intervalo de frequências típicas para estruturas *offshore*, tanto em águas rasas quanto em águas profundas. O *run out* estipulado para ensaio foi de 1 milhão de ciclos para corrosão-fadiga. O equipamento utilizado para o ensaio de corrosão-fadiga foi desenvolvido pelo grupo GECOR do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da UFRGS e está mostrado na Figura 3.17. O dispositivo de ensaio montado com o corpo de prova dentro do equipamento aberto está mostrado na Figura 3.18.

¹ **Revrán PHZ 528** – Primer de alta espessura, à base de resina epóxi modificada, de alto desempenho anticorrosivo, pigmentado com fosfato de zinco.

² **Revchen DHR 870** – Tinta epóxi fenólica com amplo espectro de resistência química utilizado no revestimento interno de tanques de alto desempenho nas indústrias química e petroquímica.



Figura 3.17 Equipamento desenvolvido no grupo GECOR utilizado para ensaios de corrosão-fadiga.



Figura 3.18 Equipamento para ensaio de corrosão-fadiga aberto mostrando a configuração do corpo de prova sobre o suporte inferior dentro da cuba de ensaio.

O meio utilizado nos ensaios foi água destilada e deionizada, contendo 115.000 ppm de cloretos, previamente desaerada para retirar o oxigênio, a uma temperatura de 50°C. Essa alta quantidade de cloretos foi escolhida porque, na extração de petróleo em águas profundas, a concentração de cloretos pode chegar até esse valor e também por que são poucos os trabalhos publicados realizados em altas concentrações de cloretos. Essa temperatura foi escolhida de forma a testar uma condição de temperatura abaixo daquela indicada como aceitável ($\geq 80^{\circ}\text{C}$ conforme Tabela 2.4) para o aço P110 para utilização na

região 3 de severidade ambiental (ver Figura 2.25), possibilitando avaliar o comportamento do material em corrosão-fadiga abaixo da temperatura de trabalho indicada.

A cuba de ensaio foi pressurizada até atingir a pressão atmosférica (1 atm) com a utilização de gás dióxido de carbono (CO₂) contendo fração molar de 10.000 ppm (1%) de gás sulfídrico (H₂S). A solução dentro da cuba de ensaio foi saturada com os gases antes do início do ensaio de fadiga. A medição de pH foi realizada no início e no final de cada ensaio, com a utilização de um pHmetro comercial.

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

3.9. Análise fractográfica

Para a realização das análises fractográficas, foram obtidas fotos em baixo aumento da região de 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 dos produtos de corrosão. Esta limpeza da superfície de fratura foi realizada com um removedor de ferrugem e uma escova macia, seguida de uma limpeza com álcool. Após a limpeza, as superfícies de fratura foram preservadas com uma camada de esmalte incolor a armazenadas em um dessecador para posterior análise no MEV. As características da superfície de fratura foram analisadas utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca SHIMAZU, modelo SSX-550 SUPERSCAN.

4.2. Ensaio de tração

A Figura 4.1 apresenta os resultados dos ensaios de tração apresentados na forma de curvas de tensão-deformação de engenharia do material estudado neste trabalho. O resultado está de acordo com as tensões limites estabelecidas para o aço P110, segundo a norma API 5CT (API 2005), conforme apresentado na Tabela 4.2. No aço avaliado, a tensão de escoamento (σ_e) é 869 MPa (126 ksi) e o limite de resistência (σ_{max}) é 937 MPa (136 ksi). O módulo de elasticidade é 204,9 GPa e a deformação máxima é 15,4 %, mas não há limites especificados pela norma para estes dois últimos parâmetros. Todos os resultados estão baseados em uma média das medições de três corpos de prova.

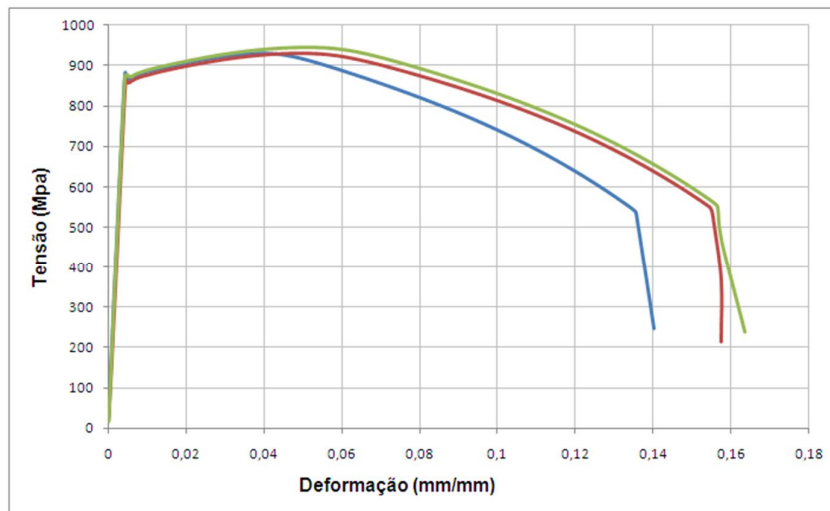


Figura 4.1 Diagrama tensão x deformação de engenharia dos três corpos de prova retirados do mesmo tubo.

Tabela 4.2 Propriedades mecânicas do aço estudado e requisitos da norma API 5CT para o aço P110.

PROPRIEDADES MECÂNICAS			
	Tensão de escoamento (σ_e)		Limite de Resistência (σ_{max})
	Mín.	Máx.	Mín.
Aço estudado	863 MPa	877 MPa	928 Mpa
	125 ksi	127 ksi	135 ksi
Requisitos da norma	758 MPa	965 MPa	862 MPa
	110 ksi	140 ksi	125 ksi

Conforme comentado anteriormente, tipicamente a tensão de escoamento para aplicação na região 1 de severidade ambiental não deve ser maior do que 896 MPa (130 ksi), portanto, por esse critério, o aço avaliado poderia ser aplicado em ambientes com exposição ácida leve (região 1 de severidade ambiental quanto à ocorrência de SSC), mas não na região 2 (exposição ácida intermediária). No entanto, segundo os requisitos definidos por Chaffin e colaboradores (CHAFFIN et al, 2008) para a classe de aço customizada desenvolvida para ambientes da região 1 de severidade ambiental, as tensões de escoamento deveriam ficar entre 110 ksi e 125 ksi, o que não é o caso do aço P110 do tubo avaliado nesta dissertação, que possui tensão de escoamento mínima de 125 ksi e máxima de 127 ksi, portanto não adequado para a região 1 e muito menos para as regiões 2 e 3 de severidade ambiental.

4.3. Ensaio de Microdureza

A dureza medida foi de 30,7 HRC, mas a norma API 5CT (API, 2005) não especifica limite de dureza para o aço P110. Como não há dureza máxima ou requisitos de dureza especificados pela norma, geralmente não é feito controle de dureza durante a fabricação dos tubos desse tipo de aço.

Conforme comentado anteriormente, tipicamente a dureza máxima para aplicação na região 1 de severidade ambiental não deve ser maior do que 30 HRC, portanto a dureza

obtida para o aço P110 estudado nesta dissertação está um pouco acima da dureza máxima recomendada para ambientes com exposição ácida leve (região 1 de severidade ambiental) e mais acima ainda da dureza máxima de 27 HRC recomendada para a região 2 (exposição ácida intermediária). Além disso, essa dureza também está acima da dureza máxima de 29 HRC definida por Chaffin e colaboradores (CHAFFIN et al, 2008) para a classe de aço customizada desenvolvida para ambientes da região 1 de severidade ambiental.

4.4. Ensaio de Impacto

A energia absorvida no ensaio de impacto Charpy com entalhe em “V” apresentou uma média de resultados de 43 J a 0°C. Esse valor está bem acima do valor mínimo de energia de 16 J indicado pela norma API 5CT (API, 2005) para o aço P110 a 0°C para o corpo de prova utilizado neste ensaio. Isso indica que o aço avaliado apresenta uma boa tenacidade, maior do que a mínima exigida pela norma, sendo que a tenacidade é uma característica bastante desejada para essa classe de aço.

4.5. Rugosidade

Uma amostra do perfil de rugosidade dos corpos de provas preparados para os ensaios de fadiga está demonstrada no gráfico da Figura 4.2. A média das medidas (R_a) foi de 0,05 μm . O valor de R_a é a indicação mais utilizada para indicação de rugosidade. A Figura 4.3 indica faixas de rugosidades médias típicas para alguns processos, sendo que a rugosidade obtida está próximo da faixa de polimento.

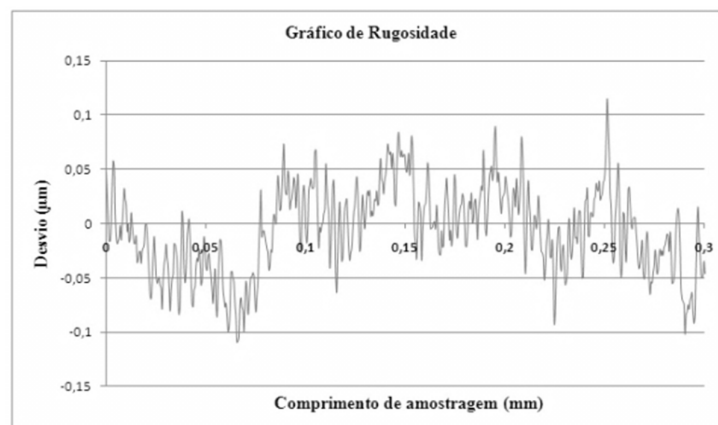


Figura 4.2 Amostra parcial do perfil de rugosidade de umas das medições.

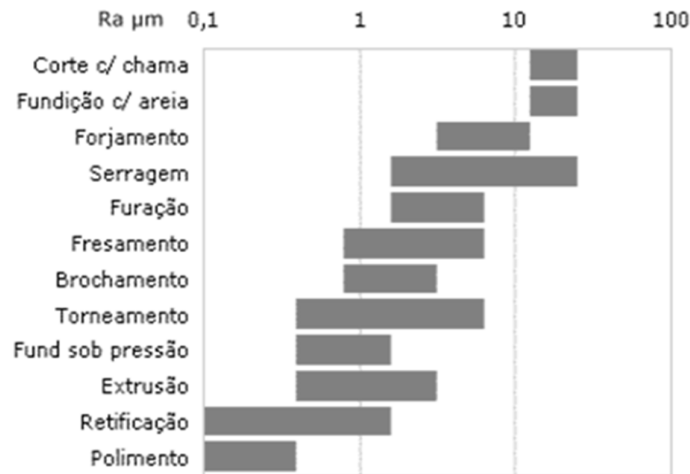


Figura 4.3 Faixas de rugosidades médias (R_a) típicas para alguns processos (MSPS, 2011).

A rugosidade superficial é um fator muito relevante para materiais submetidos a ciclos de fadiga, pois as descontinuidades existentes na superfície atuam como concentradores de tensão, o que favorece a nucleação de trincas nestes pontos. Por isso, procurou-se estabelecer o mesmo padrão de acabamento superficial em todos os corpos de prova. Mas, conforme comentado anteriormente, tipicamente em uma aplicação real, na quase totalidade dos casos, a superfície apresentará um acabamento inferior à do corpo de prova, além de o material eventualmente conter tensões residuais.

4.6. Caracterização Microestrutural

As Figuras 4.4 e 4.5 apresentam, em diferentes aumentos, a microestrutura do material do tubo avaliado do aço P110. A estrutura característica deste material é **martensita revenida** (microestrutura constituída de partículas de cementita extremamente pequenas e uniformemente dispersas em uma matriz contínua de ferrita, para este aço e condição de revenimento), pois a norma API 5CT (API, 2005) determina que essa classe de aço seja temperada e revenida, de forma a melhorar significativamente a ductilidade e a tenacidade em relação à martensita, mas mantendo ainda uma dureza e resistência mecânica bastante elevada. A microestrutura do tubo estudado apresentou-se bastante refinada e homogênea, característica importante dos aços ARBL devido ao efeito dos

elementos microligantes, contribuindo bastante para a boa tenacidade apresentada pelo aço avaliado.



Figura 4.4 Micrografia do metal estudado. Aumento 100x. Reagente NITAL 2%.

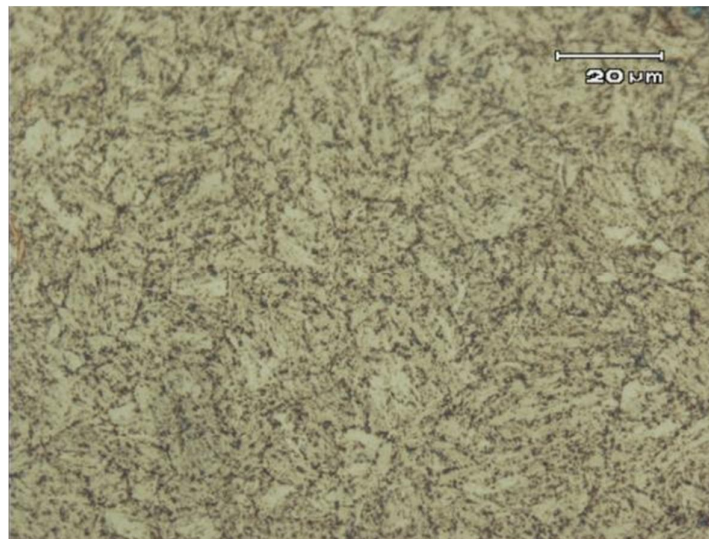


Figura 4.5 Micrografia do metal estudado. Aumento 1000x. Reagente NITAL 2%.

4.7. Ensaio de Fadiga

Os resultados dos ensaios de fadiga ao ar e de corrosão-fadiga serão mostrados e discutidos nos tópicos seguintes.

4.7.1. Fadiga ao ar

Os resultados dos ensaios de fadiga ao ar estão apresentados na Tabela 4.3. Nesta tabela estão apresentados os respectivos corpos de prova, a amplitude de tensão ($\Delta_{\text{Tensão}}$) utilizada e o número de ciclos até a fratura. O corpo de prova AR 01 foi descartado, pois foi utilizado para ajuste dos parâmetros iniciais do ensaio e do funcionamento da máquina MTS. Os corpos de prova AR 02, AR 04 e AR 07 atingiram o *run out* do ensaio estipulado em 10.000.000 de ciclos sem romper. A curva de Wöhler dos dados de fadiga ao ar será apresentada e discutida adiante junto com os dados de corrosão-fadiga.

Tabela 4.3 Matriz de ensaios de fadiga ao ar.

Fadiga ao ar		
$f = 20 \text{ Hz}$	$R = 0,1$	Run out = 10.000.000 ciclos
Corpo de Prova	$\Delta_{\text{Tensão}}$ (MPa)	Número de ciclos
AR 01	Descartado	Descartado
AR 02	693	10.000.000*
AR 03	753	4.202.511
AR 04	798	10.000.000*
AR 05	857	123.133
AR 06	935	123.414
AR 07	857	10.000.000*
AR 08	896	162.915

*Atingiu *run out*.

A Figura 4.6 mostra um perfil típico das fraturas encontradas nos ensaios de fadiga ao ar. Todos os corpos de prova que romperam em fadiga ao ar apresentaram perfil semelhante, com o início da fratura em uma das bordas do corpo de prova e sem romper totalmente de uma borda a outra, sendo que o corpo de prova foi partido manualmente após o ensaio para análise fractográfica. Apesar de as bordas terem sido amenizadas, ainda assim a borda se comporta como o concentrador de tensão mais significativo desse corpo

de prova e, na ausência de outras regiões fragilizantes como soldas, entalhes ou rugosidade excessiva na superfície, é próximo da borda que normalmente a trinca se inicia.



Figura 4.6 Perfil das fraturas encontradas nos corpos de prova ensaiados em fadiga ao ar do aço API 5CT P110.

4.7.2. Corrosão-fadiga

Os resultados dos ensaios de corrosão-fadiga na solução agressiva com alta concentração de cloretos, na temperatura de 50°C e pressão atmosférica de CO₂ contendo 10.000 ppm de H₂S estão apresentados na Tabela 4.4. Nesta tabela estão apresentados os respectivos corpos de prova, a amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) utilizada e o número de ciclos até a fratura.

Tabela 4.4 Matriz de ensaios de corrosão-fadiga.

Corrosão-Fadiga		
f = 0,5 Hz	R = 0,1	Run out = 1.000.000 ciclos
Corpo de Prova	$\Delta_{Tensão}$ (MPa)	Número de ciclos
CF 01	765	16.336
CF 02	693	31.467
CF 03	583	45.336
CF 04	466	90.973
CF 05	394	156.191
CF 06	310	669.859

A temperatura escolhida foi de 50°C para dar condições de testar uma temperatura abaixo da temperatura mínima recomendada (80°C) por norma para este tipo de aço

exposto a meios contendo pressões parciais significativas de H_2S . Enquanto que a temperatura do fundo do poço pode frequentemente exceder esta temperatura escolhida para o ensaio (conforme exemplifica a Figura 2.23), a fratura pode ocorrer durante pequenas exposições a H_2S em temperaturas mais baixas durante períodos de paradas de produção.

O controle do pH mostrou que este variou entre 4,3 e 4,7 devido à acidificação causada pela dissociação do H_2S , sendo que, de acordo com o diagrama de Pourbaix da Figura 4.7 para o sistema $\text{Fe-H}_2\text{O-CO}_2$ a 51°C , para qualquer potencial nesse pH, não está prevista a formação de filmes protetores de carbonato de ferro (FeCO_3). Além disso, nessas condições de pH e com a pressão parcial de H_2S calculada em torno de 0,15 psi, as condições de ensaio se encontram praticamente na região 2 de severidade ambiental (exposição ácida intermediária), conforme indicado na Figura 4.8.

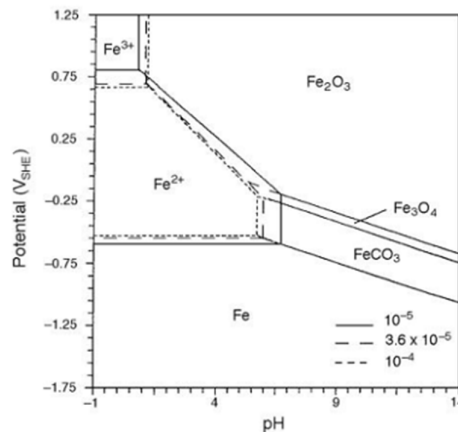


Figura 4.7 Diagrama de Pourbaix para o sistema $\text{Fe-H}_2\text{O-CO}_2$ a 51°C , com valores diferentes de atividade iônica, mostrando a região do FeCO_3 (MISHRA, 1997).

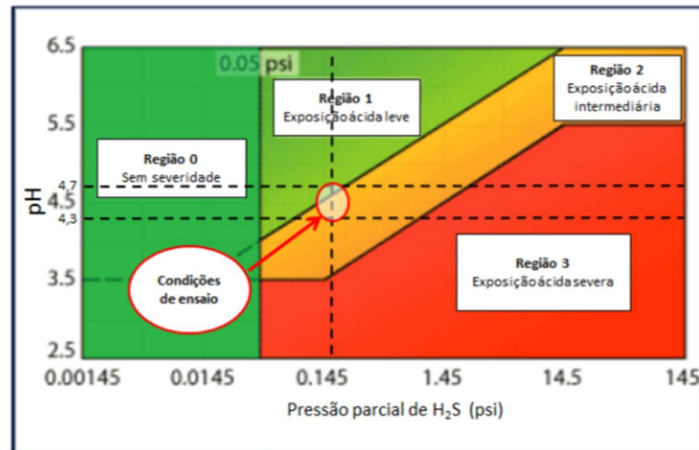


Figura 4.8 Condições do ensaio de corrosão-fadiga indicada no gráfico das regiões de severidade ambiental em relação à ocorrência de SSC.

Uma curva de Wöhler é determinada geralmente com cerca de 8 a 12 corpos de prova, mas em virtude da pequena quantidade de corpos de prova disponíveis a partir da amostra de tubo recebida, conseguiu-se realizar apenas seis ensaios de corrosão-fadiga, mas mesmo assim foi possível comparar adequadamente os resultados obtidos. A Figura 4.9 mostra, na forma de um gráfico $\Delta\sigma$ versus número de ciclos, os resultados dos ensaios de fadiga ao ar e corrosão-fadiga. Esta figura mostra uma grande dispersão nos resultados de fadiga ao ar, pois, na ausência do meio corrosivo e de concentradores de tensão significativos, as características geométricas e o acabamento superficial são fatores mais significativos na nucleação das trincas de fadiga, e esses fatores variam sutilmente entre os diversos corpos de prova. Já no ensaio de corrosão-fadiga, foi possível traçar uma curva decrescente bem ajustada aos pontos e coerente com o resultado esperado.

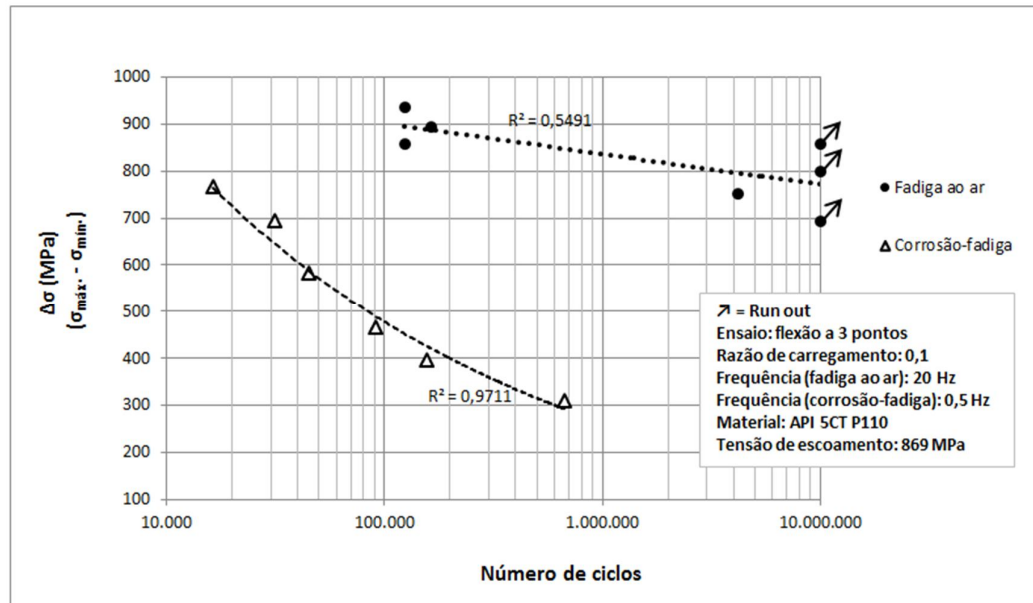


Figura 4.9 Curvas de Wöhler obtidas nos ensaios de fadiga ao ar e de corrosão-fadiga.

O comportamento das curvas de Wöhler de fadiga ao ar e de corrosão-fadiga já era esperado, pois conforme se aumenta a amplitude de tensão, menor o número de ciclos necessários até a fratura. Pela curva de corrosão-fadiga, na condição de tensão mais severa (tensão máxima aplicada de 98% da σ_e), o corpo de prova suportou 16.336 ciclos; já na condição menos severa (tensão máxima aplicada de 40% da σ_e), suportou 669.859 ciclos, o que representa aproximadamente 15 dias de operação de uma tubulação nessas condições na frequência de 0,5 Hz utilizada no ensaio, o que é uma vida muito baixa para uma tubulação que deve operar durante muitos anos, toda a vida útil do poço.

A diferença entre as duas curvas foi bastante significativa, chegando a reduzir a vida em fadiga por um fator maior que 300 vezes para a mesma amplitude de tensão (AR 02 x CF 02), o que também era esperado em virtude das condições bastante agressivas do meio, principalmente pela ação fragilizante do hidrogênio atômico dissociado do H_2S pelo mecanismo de SSC. Tanto a norma NACE MR0175 (ANSI/NACE/ISO, 2009) quanto os critérios para o aço customizado por Chaffin e colaboradores (CHAFFIN et al, 2008) desclassificariam o aço API 5CT P110 do tubo especificamente avaliado neste trabalho para as condições de exposição ácida leve (região 1) e, conseqüentemente, para as regiões mais agressivas 2 e 3. A grande perda de resistência à fadiga desse aço na região avaliada (região 2) em relação à fadiga ao ar vai ao encontro dos dois critérios apresentados que

desaconselham o uso nessa condição sem as devidas precauções quanto à ocorrência de SSC.

Por definição, as curvas construídas a partir de dados de corrosão-fadiga para esse tipo de aço não possuem limite de fadiga. No meio agressivo, a corrosão constantemente atuante na superfície do metal eventualmente causará locais preferenciais para a iniciação de trincas de fadiga, bem como pode aumentar a taxa de propagação da trinca de fadiga através dos mecanismos descritos anteriormente (no item 2.3.1). Intrusões e extrusões formadas em meios mais agressivos favorecem a adsorção de espécies fragilizantes (como o hidrogênio) ou a formação de camadas de óxidos que dificultam a reversibilidade das intrusões/extrusões (SURESH, 1998). Por essas razões, o aço no meio agressivo não apresenta limite de fadiga.

Conforme comentado anteriormente, os dois mecanismos principais, mais aceitos no meio científico, para o processo de corrosão-fadiga em ligas metálicas em ambientes aquosos são os mecanismos de dissolução anódica preferencial e/ou fragilização por hidrogênio (SURESH, 1998 e NEWNAM, 1990). Esses dois mecanismos envolvem processos eletroquímicos em intrusões/extrusões recém-formadas ou na ponta da trinca e acredita-se que são processos competitivos, mas que somente um deles tem importância fundamental para a falha por corrosão-fadiga, apesar de ocorrerem simultaneamente em soluções aquosas ácidas e desaeradas (BERG, 1960). Portanto, na solução agressiva utilizada neste trabalho, conforme revisão da literatura, pode-se afirmar que a dissolução anódica preferencial e a fragilização por hidrogênio são os dois mecanismos principais de fragilização na presença de tensões cíclicas.

Conforme o trabalho de Pargeter (PARGETER et al, 2008), em ambientes aquosos contendo H_2S , o mecanismo dominante no comportamento de corrosão-fadiga é geralmente a fragilização por hidrogênio ao invés da dissolução anódica, ainda mais quando o pH do meio e a temperatura não favorecem a formação de camadas protetoras de $FeCO_3$ na presença de CO_2 como acontece no meio avaliado.

Em ambientes aquosos contendo H_2S , considera-se que o hidrogênio monoatômico penetra no aço e se difunde para a região junto à ponta da trinca como resultado de reações de corrosão por sulfetos (H_2S) que ocorrem na superfície do material (equação 2.1),

reduzindo a sua ductilidade e aumentando a sua susceptibilidade à fratura. A fonte primária de hidrogênio atômico nesses casos é geralmente a dissociação da molécula de gás H_2S na presença de água. Esse mecanismo de fragilização devido à presença simultânea de altas tensões (cíclicas ou não), material susceptível e fragilização por hidrogênio no aço devido à presença de H_2S é denominado trincamento sob tensão em presença de sulfeto (SSC) e ocorre frequentemente em aços de alta resistência como o P110 em ambientes marinhos, principalmente associado a concentrações acima de 50 ppm de H_2S (ASM HANDBOOK, 1996), condições estas simuladas nos ensaios de corrosão-fadiga desta dissertação.

4.8. Análise fractográfica

Todos os corpos de prova que romperam em corrosão-fadiga, ao contrário dos corpos de prova fraturados ao ar, romperam quase completamente de uma borda a outra, variando apenas o tamanho da seção remanescente conforme a tensão aplicada. A Figura 4.10 mostra o perfil das fraturas encontradas nos corpos de prova CF 01 e CF 06, submetidos a maior e menor tensão respectivamente.

Nas Figuras 4.11 e 4.12 pode-se observar a superfície de fratura dos corpos de prova de fadiga ao ar AR 03 e AR 06 e de corrosão-fadiga CF 01 e CF 06, nas quais é possível separar duas regiões com aspectos diferentes: a fratura mais lisa, ao longo da qual a trinca se propagou lentamente; e a fratura remanescente de aspecto mais rugoso, na qual houve ruptura de maneira rápida por sobrecarga, quando a seção transversal remanescente não conseguiu mais suportar o carregamento imposto ao material. A fratura não se propagou até o final porque o ensaio é configurado para parar automaticamente, programado por controle de deslocamento, logo após o início da fratura, sem continuar fadigando até a separação total; por isso na superfície das fraturas aparecem três regiões visíveis, mas considerou-se também como seção remanescente a região do corpo de prova fraturada manualmente após o término do ensaio. Conforme observado nas duas figuras, os corpos de prova AR 06 e CF 01, por terem sido submetidos às maiores tensões em cada um dos ensaios, atingiram a região de sobrecarga com uma distância menor de propagação da trinca de fadiga em relação aos corpos de prova AR 03 e CF 06 respectivamente, que foram aqueles submetidos às menores tensões. Este comportamento de seção remanescente se manteve para os demais corpos de prova, tanto para fadiga ao ar quanto para corrosão-

fadiga, indicando que quanto maior a tensão aplicada maior será a área de seção remanescente fraturada por sobrecarga, considerando o mesmo meio de ensaio.

O progresso da fratura por fadiga é frequentemente indicado por marcas características que se desenvolvem do ponto de início da trinca para o interior da seção, no entanto, devido à corrosão produzida pelo meio na superfície de fratura por corrosão-fadiga, o aspecto desta não apresenta algumas características típicas de materiais metálicos fraturados por carga cíclica. Entretanto, pela geometria de propagação da fratura, é possível visualizar que a trinca de fadiga iniciou próximo da borda do corpo de prova (indicada pelas setas vermelhas nas Figuras 4.11 e 4.12), que apesar de ter sido amenizada para eliminar cantos vivos, ainda é um concentrador de tensão mais significativo do que a superfície.



Figura 4.10 Perfil das fraturas encontradas nos corpos de prova ensaiados em corrosão-fadiga do aço API 5CT P110 dos corpos de prova CF 01 e CF 06.

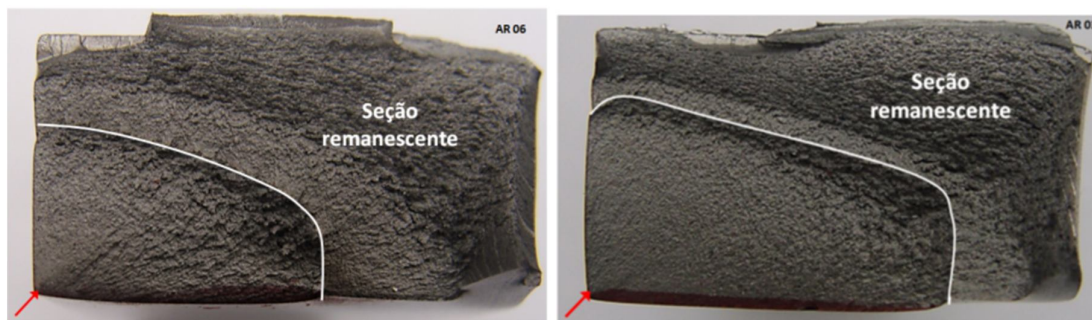


Figura 4.11 Superfície de fratura dos corpos de prova AR 06 e AR 03 do ensaio de fadiga ao ar, submetidos à maior e menor tensão aplicada respectivamente dos corpos de prova que fraturaram. As setas indicam o local de iniciação da fratura.



Figura 4.12 Superfície de fratura dos corpos de prova CF 01 e CF 06 do ensaio de **corrosão-fadiga**, submetidos à maior e menor tensão aplicada respectivamente. As setas indicam o local de iniciação da fratura.

As características da superfície de fratura analisadas no MEV mostram o início da fratura próximo da borda do corpo de prova, tanto nas amostras de fadiga ao ar quanto nas de corrosão-fadiga, conforme mostrado nas Figuras 4.13 e 4.14.

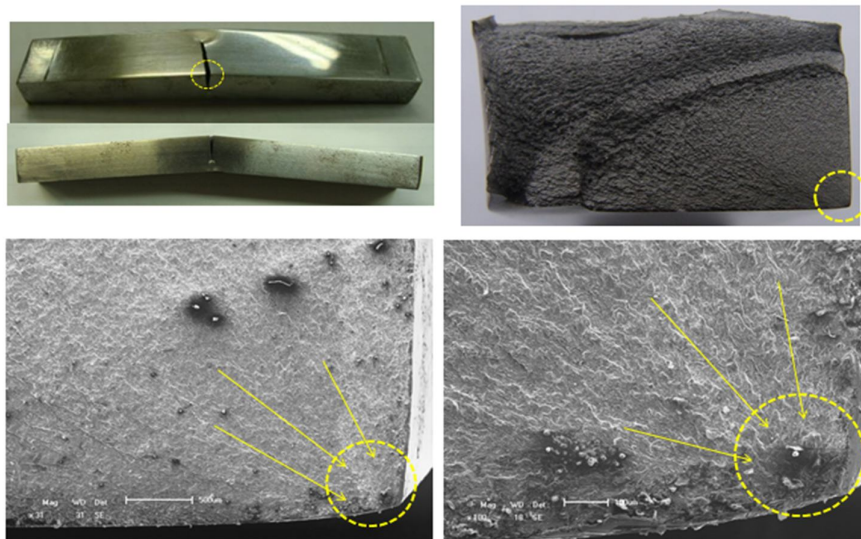


Figura 4.13 Corpo de prova (AR 03) fraturado no ensaio de **fadiga ao ar**, submetido a 96% da σ_e , mostrando a superfície de fratura analisada no MEV. As setas indicam o local de iniciação da fratura.

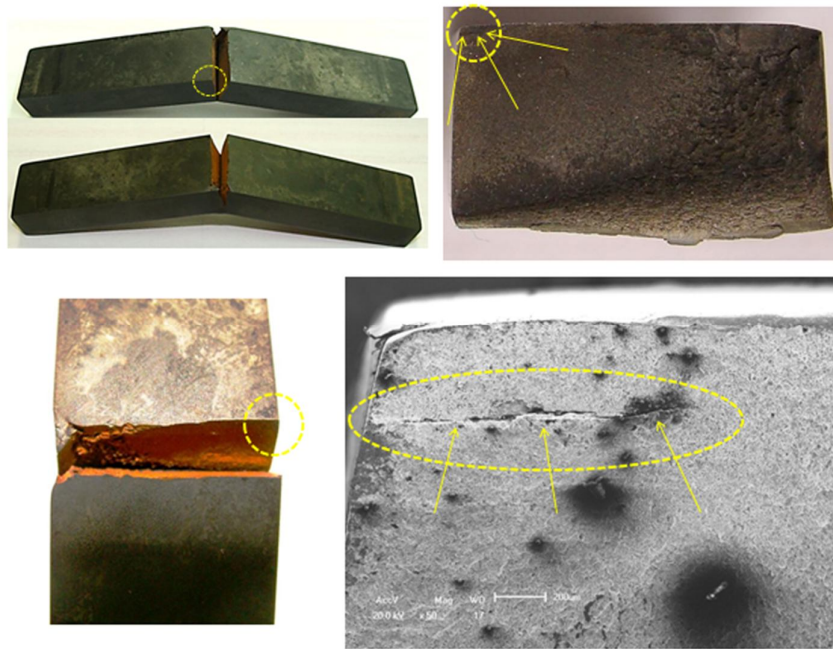


Figura 4.14 Corpo de prova (CF 04) fraturado no ensaio de **corrosão-fatiga**, submetido a 60% da σ_e , mostrando a superfície de fratura analisada no MEV. As setas indicam o local de iniciação da fratura.

5.0 CONCLUSÕES

As seguintes conclusões são apresentadas em relação ao ensaio de corrosão-fadiga do aço API 5CT P110 em solução aquosa com 115.000 ppm de cloretos, a 50°C e saturada com CO₂ e 10.000 ppm de H₂S e comparado com um ensaio de fadiga ao ar.

- A vida em corrosão-fadiga apresentou uma redução bastante significativa em relação à fadiga ao ar, chegando a ser reduzida por um fator maior que 300 vezes para a mesma amplitude de tensão, demonstrando as condições bastante agressivas do meio contendo H₂S devido ao mecanismo de SSC;
- As condições do ensaio de corrosão-fadiga simularam uma condição mais próxima da região 2 de severidade ambiental (exposição ácida intermediária) do diagrama de severidade ambiental quanto à ocorrência de SSC;
- Na condição menos severa do ensaio de corrosão-fadiga (tensão máxima aplicada de 40% da σ_e), o número de ciclos suportados pelo material representaria apenas 15 dias de operação de uma tubulação nessas condições na frequência considerada de 0,5 Hz utilizada no ensaio.
- Devido à acidificação causada pela dissociação do H₂S, o pH ficou em torno de 4,5, sendo que de acordo com o diagrama de Pourbaix para o sistema Fe-H₂O-CO₂ a 51°C, para qualquer potencial nesse pH, não está prevista a formação de filmes protetores de carbonato de ferro (FeCO₃) que poderiam reduzir a taxa de corrosão no meio;
- Conforme revisão da literatura, a redução da vida em fadiga produzida pelo meio corrosivo, em relação ao desempenho ao ar, pode ser atribuída à

competição entre os fenômenos de dissolução anódica preferencial e de fragilização por hidrogênio;

- Conforme revisão da literatura, em meios aquosos contendo quantidades significativas de H_2S , o mecanismo dominante passa a ser a fragilização por hidrogênio associado ao mecanismo de trincamento sob tensão em presença de sulfeto (SSC) que ocorre frequentemente em aços de alta resistência como o API 5CT P110;
- Tanto a norma NACE MR0175 quanto os critérios para o aço customizado pesquisado na literatura não classificam o aço estudado como adequado para a região 1 de severidade ambiental (exposição ácida leve) e, conseqüentemente, nem para as regiões mais agressivas 2 e 3 sem as devidas precauções quanto à ocorrência de SSC. A avaliação dos resultados de corrosão-fadiga na região 2 comprova essa recomendação de não utilização do aço API 5CT P110 no meio considerado, com possibilidade de fratura frágil e catastrófica do material devido ao mecanismo de SSC.

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios de corrosão-fadiga em meio saturado com CO_2 e H_2S com diferentes níveis de cloretos, com variação da temperatura e com pressões mais elevadas;
- Avaliar o comportamento em corrosão-fadiga na região 3 de severidade ambiental (exposição ácida severa) em temperatura acima de 80°C que é a temperatura indicada para aplicação nessas condições para meios contendo H_2S ;
- Avaliar o comportamento em corrosão-fadiga com a utilização de técnicas para o aumento da resistência à corrosão, tais como o uso de inibidores de corrosão ou de proteção catódica;
- Realização de ensaios de corrosão-fadiga de longa duração e monitorados eletroquimicamente para verificar alterações na interação material/meio que possam evidenciar a formação ou não de filmes sobre a superfície;

7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT. **NBR ISO 6892**: Materiais Metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente. ABNT, 2002.

AMORIM Jr., D. de S. **Metodologia para a redução de custos na perfuração de poços de petróleo e gás**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia de Minas e de Petróleo, Universidade de São Paulo, São Paulo.

ANSI/NACE/ISO **ANSI/NACE MR0175 / ISO 15156-1**: Petroleum and Natural Gas Industries – Materials for use in H₂S Containing Environments in Oil and Gas Production. 2009.

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

API (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE). **API Specification 5CT**: Specification for Casing and Tubing / **ISO 11960**: Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing or tubing for wells. Washington, 2005.

ASM HANDBOOK. **Fatigue and Fracture**. Volume 19, ASM International, 1996.

ASM HANDBOOK. **Corrosion**. Volume 13, ASM International, 1987.

ASTM. **A370 – 10**: Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. ASTM International, 2010.

ASTM. **ASTM E 1150-1987**: Standard Definitions of Fatigue, 1995 *Annual Book of Standards*, ASTM, 1995, p. 753-762.

ASTM. **ASTM E8/E8M – 09**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, 2009.

BERG, O. **Kinetics of absorption by metals of hydrogen from water and aqueous solutions**. Corrosion 16, 1960.

BRANCO, C. A.; FERNANDES, A.; DE CASTRO, P. T. **Fadiga de Estruturas Soldadas**. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1986.

BURNS, M. G.; BUEHLER, W. M. **Analysis of High-Collapse Grade P110 Coupling Failures**. Materials Science and Technology (MS&T) 2010, October 17-21, 2010, Houston, Texas.

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

CHAFFIN, M.; LYNN, G.; BRADLEY, B. **Tailor-made casing withstands mildly sour environment at cost savings**. World Oil Online, Jul. 2008, Vol. 229, Nº. 7.

COHEN, M.; HANSEN, S. S. **Microstructural control in microalloyed steels**. MiCon 78: Optimization of Processing, Properties and Service Performance Through Microstructural Control, p. 34-52, 1979.

Conselho e Segurança do Trabalho

Disponível em: < <http://conselhoeseguranca.blogspot.com/2011/02/aprenda-sobre-h2s-o-gas-da-morte.html>>. Acesso em 13 de Novembro de 2011.

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

DA SILVA, R. C. **Caracterização de um aço microligado ao boro e tratado termicamente utilizado na fabricação de tubos**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. McGraw-Hill, 1976. 653 p.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. McGraw-Hill, 1986.

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

FONSECA, J. S. O. **Mecânica dos Sólidos para a Engenharia Mecânica**. 2002. Cap. 6, p. 86-87. Disponível em:
<<http://oengenheiro.webnode.com.br/news/mec%C3%A2nica%20dos%20solidos%20para%20engenharia%20mec%C3%A2nica/>>. Acesso em 30 ago. 2011.

GANGLOFF, R. P. **Environmental cracking-corrosion fatigue**. Department of Materials Science and Engineering. University of Virginia, 2001, cap. 26.

GARVERICK, L. **Corrosion in the Petrochemical Industry**. ASM International, 1994.

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

HALIBURTON. **Petroleum Well Construction**. 1997. Duncan, Oklahoma, 1997. 903 p.

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

HORTSMANN, M.; GREGORY, J. K.; SCHWALBE, K. H. **Geometry Effects on Corrosion-Fatigue in Offshore Structural Steels**. Fatigue Vol. 17, N° 4, pp. 293-299, 1995.

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

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

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 elements analysis**. International Journal of Fatigue 30, (2008) 2200-2209.

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

MANSANO, R. B. **Engenharia de perfuração e completção em poços de petróleo**. 2004. Florianópolis. UFSC. Disponível em: <http://www.petroleo.ufsc.br/palestras/2004_08_05.pdf>. Acesso em: 29 ago. 2011.

MENDIBIDE, C.; SOURMAIL, T. **Composition Optimization of High-Strength Steels for Sulfide Stress Cracking Resistance Improvement**. Corrosion Science, N° 51, Ago. 2009.

MISHRA, S. **Development of a Predictive Model for Activation-Controlled Corrosion of Steel in Solutions Containing Carbon Dioxide**. Corrosion, Vol. 53, N° 11, pp. 852-859, 1997.

MSPS – Informações Técnicas.

Disponível em: <<http://www.mspc.eng.br/tecdiv/rugosid110.shtml>>. Acesso em 21 jul. 2011.

NEWNAM, R. C.; PROCTER, R. P. M. **Stress Corrosion Cracking**. Corrosion pp. 259-269, 1990.

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

PARGETER, R.; HOLMES, B.; BAXTER, D. **Corrosion Fatigue of Steel Catenary Risers in Sweet Production**. International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAE 2008).

PML – Well Casing Cathodic Protection

Disponível em: <<http://research.nigc.ir/files/articles/protection/TP-LR-017.pdf>>.

Acesso em nov. 2011.

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

SHIPILOV, S. A. **Mechanisms for corrosion fatigue crack propagation**. Department of Mechanical and Manufacturing Engineering, University of Calgary, Canada. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2002.

SMITH, L. **Control of corrosion in oil and gas production tubing**. British Corrosion Journal, Vol. 34, No. 4, 1999.

SRINIVASAN, S.; LAGAD, V.; KANE, R. D. **Internal Corrosion Assessment for Dry Gas and Multiphase Pipelines using Corrosion Prediction Models**. INTERCORR 2008, 28o Congresso Brasileiro de Corrosão, trabalho 268, 2008.

STORK MATERIALS TECHNOLOGY. **Analysis of High-Collapse Grade P110 Coupling Failures – A Case Study by Stork Materials Technology**. 2010. Disponível em: <http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=5554>

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

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.

Tenaris Confab, **Confatos**, N° 4, Ano II, mar., 2005.

THOMAS, J. E. **Fundamentos da Engenharia de Petróleo**. Rio de Janeiro, Editora Interciência, Petrobras, 2001.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. 2. ed. Portland: Oregon, 2006.

Water-Resources Investigations Report 03-4260 Department of Energy, National Petroleum Technology Office, California, 2003.

WOOLLIN, P.; PARGETER, R. J.; MADDIX, S. J. **Corrosion fatigue performance of welded risers for deepwater applications**. Corrosion/2004, n°04144, NACE, 2004.

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

YUANTAI, M.; YING, L.; WANG, F. **Corrosion of Low Carbon Steel in Atmospheric Environments of Different Chloride Content.** *Corrosion Science* 51, 2009, pp 997-1006.