



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Gabriel Mendes De Almeida Carvalho

**ANÁLISE DO DESPRENDIMENTO DE BOLHAS NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA
POR FADIGA NO AÇO A-36 EM AMBIENTE SUBAQUÁTICO**

Belo Horizonte

2022

Gabriel Mendes de Almeida Carvalho

**ANÁLISE DO DESPRENDIMENTO DE BOLHAS NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA
POR FADIGA NO AÇO A-36 EM AMBIENTE SUBAQUÁTICO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Manufatura e Materiais

Orientador: Prof. PhD. Alexandre Queiroz Bracarense (UFMG)

Coorientador: Prof. Dr. Ariel Rodríguez Arias (UFMG)

Belo Horizonte

2022

C331a Carvalho, Gabriel Mendes de Almeida.
Análise do desprendimento de bolhas na propagação de trinca por fadiga no aço A-36 em ambiente subaquático [recurso eletrônico] / Gabriel Mendes de Almeida Carvalho. - 2022.
1 recurso online (95 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Alexandre Queiroz Bracarense.
Coorientador: Ariel Rodríguez Arias.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Bibliografia: f. 86-95.
Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Fadiga - Teses. 3. Corrosão por fadiga - Teses. 4. Metais - Fragilização por hidrogênio - Teses.
I. Bracarense, Alexandre Queiroz. II. Rodríguez Arias, Ariel. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.
CDU: 621(043)

Ficha catalográfica elaborada pela Bibliotecária Roseli Alves de Oliveira CRB/6 2121
Biblioteca Prof. Mário Werneck, Escola de Engenharia da UFMG



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

FOLHA DE APROVAÇÃO

"ANÁLISE DO DESPRENDIMENTO DE BOLHAS NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA NO AÇO A-36 EM AMBIENTE SUBAQUÁTICO"

GABRIEL MENDES DE ALMEIDA CARVALHO

Tese submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, constituída pelos Professores: Dr. Alexandre Queiroz Bracarense (Orientador – Professor aposentado do Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Ariel Rodriguez Arias (Coorientador - Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Paulo José Modenesi (Professor aposentado do Departamento de Engenharia de Produção/UFMG), Dr^a. Vanessa de Freitas Cunha Lins (Departamento de Engenharia Química/UFMG), Dr. Ezequiel Caires Pereira Pessoa (LeTourneau University, EUA) e Dr. Geraldo Lúcio de Faria (Universidade Federal de Ouro Preto/UFOP), como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "**Doutor em Engenharia Mecânica**", na área de concentração de "Engenharia de Manufatura e Materiais".

Tese aprovada no dia 29 de agosto de 2022.



Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Queiroz Bracarense, Membro**, em 30/08/2022, às 10:56, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ariel Rodriguez Arias, Professor do Magistério Superior**, em 30/08/2022, às 13:43, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Paulo Jose Modenesi, Membro**, em 31/08/2022, às 07:02, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Geraldo Lúcio de Faria, Usuário Externo**, em 31/08/2022, às 16:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Vanessa de Freitas Cunha Lins, Professora do Magistério Superior**, em 01/09/2022, às 18:37, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ezequiel Caires Pereira Pessoa, Usuário Externo**, em 02/09/2022, às 17:40, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).

*Aos que, diariamente, buscam seu próprio
aperfeiçoamento e, ao mesmo tempo,
compartilham uma responsabilidade geral
com toda humanidade.*

*“I’ve loved, I’ve laughed and cried,
I’ve had my fill, my share of losing.
And now, as tears subside,
I find it all so amusing.
To think I did all that,
And may I say, not in a shy way.
Oh no, oh no, not me
I did it my way.” - Paul Anka*

AGRADECIMENTOS

Nos meus momentos de fé, sempre começo meus agradecimentos pelo Senhor. Obrigado Deus, pelas capacidades física, mental e emocional de buscar mais esse sonho.

Aos meus pais Elvio e Socorro, pelo investimento em mim como pessoa, filho e cidadão, baseado sempre no respeito, na empatia e no amor imensurável deles por mim e meu por eles.

Aos meus irmãos, Guilherme e Rafael, pelo companheirismo e por serem os maiores moldadores do meu ser.

Aos meus familiares pelas orações e pela torcida constante, obrigado por serem sempre meu esteio de paz e calma.

Ao meu orientador, Prof. Alexandre Queiroz Bracarense, por ultrapassar a barreira Orientador-Aluno e por estar ao meu lado em mais uma etapa da minha formação, é um prazer e fonte de muito orgulho para mim ser seu aluno e ter sua orientação. Espero que, mesmo findando as orientações possíveis, eu consiga continuar rendendo orgulho por onde passar ao dizer que sou um orientado do senhor. Sou parte do seu legado, do seu trabalho, da sua dedicação e espero honrar esse mérito.

Ao meu coorientador, Prof. Ariel Rodriguez Arias, por não ter medido esforços no suporte e orientação nessa nova área do conhecimento.

Ao Prof. Paulo José Modenesi pelos ensinamentos dentro de sala, pela disponibilidade fora dela e pelo exemplo como profissional.

Ao Prof. Ezequiel Pessoa por ter me introduzido na soldagem subaquática e por ter me guiado no andamento da primeira etapa da pesquisa.

À Profa. Vanessa Lins, que sempre foi solícita com conhecimento e equipamentos.

Ao Prof. Geraldo de Faria por ter aceito participar da avaliação e dar contribuições ao trabalho.

Aos meus amigos e companheiros de trabalho diário no Laboratório (LRSS) pela amizade, pelo incentivo e pela paciência.

Agradecimento ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFMG pela estrutura e financiamento, agradecimento em especial à Marina e demais servidores, por não pouparem esforços para o bom andamento da pós-graduação.

Ao IFMG, que já se chamo de casa e onde me realizo diariamente como pessoa e como profissional, é muito gratificante poder ser parte ativa da imensa transformação que, através da

educação, essa instituição proporciona à sociedade. Agradecimentos especiais aos *Campi* Betim e Ibirité, aos colegas servidores e todos os alunos que tive o prazer de conviver.

À UFMG, que há muito tempo deixou de ser apenas um lugar e se tornou um “sacrário” para mim. Foram 11 anos descobrindo fórmulas, fenômenos e me descobrindo. Hoje vejo que, mais do que os prédios, máquinas e laboratórios que a compõem, o que te faz tão especial são as pessoas que aí estão, o ideal que “você” carrega e, principalmente, por ter a capacidade de propiciar a realização de tantos sonhos. Vida longa à Educação Pública e de qualidade. Obrigado por me educar e por transformar a minha vida e de tantos outros.

À toda equipe e aos moradores do Bh residencial, que neste último ano foram como uma família. Obrigado pela acolhida, cuidado e companheirismo.

Ao Varney e ao Ossama, meus orientados que me ajudaram no andamento do trabalho.

A cada Brasileira e Brasileiro que de alguma forma ajudou a financiar esse sonho. Prometo que, desde já, busco contribuir para o crescimento e desenvolvimento de nossa nação.

À CAPES pelo financiamento.

Meus sinceros agradecimentos.

RESUMO

Com a diminuição da oferta das reservas de recursos naturais em terra, a busca desses recursos em ambiente subaquático vem ganhando magnitude nas últimas décadas, principalmente pela exploração do petróleo em plataformas *off-shore*, com isso, há a necessidade de que projetos e manutenção de componentes que trabalhem em ambiente aquoso sejam otimizados para estes meios, buscando assim maior confiabilidade e vida útil para estes componentes. O estudo da fadiga em ambiente subaquático é dificultado pois envolve diversas variáveis, muitas delas estão relacionadas à interação do material com o meio em que está submetido. Ao realizar testes de fadiga utilizando corpos de prova do tipo C(T) e ensaiados em ambiente aquoso, foi constatado o aparecimento de bolhas que se desprendem da região da ponta da trinca durante o ensaio, porém, até o momento, a literatura não havia relatado esse fenômeno neste tipo de ensaio e tampouco a explicação para ele. Buscando a explicação do fenômeno, este trabalho relacionou a propagação da trinca por fadiga do aço ASTM A36 em ambiente subaquático em diferentes parâmetros de ensaio, como a frequência de aplicação de carga (10Hz e 30Hz) e variação da tensão (ΔP). Através da análise de filmagens de alta velocidade e análise das curvas de taxa de propagação de trinca, a ocorrência do fenômeno foi associada à fragilização por hidrogênio, tendo sua intensificação ou inibição relacionada aos valores de ΔK , como já é relatado para esse tipo de ensaio em ambiente subaquático. Para o material ensaiado, o fenômeno tende a não mais ocorrer para valores superiores a $22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Palavras Chaves: *Fadiga; Fadiga subaquática; Corrosão-Fadiga; Fragilização por hidrogênio.*

ABSTRACT

With the decrease in the supply of natural resource reserves on land, the search for these resources in underwater environment has been increasing the importance in recent decades, mainly through the exploration of oil on off-shore platforms, as result, there is a need for projects and maintenance of components that work in wet environment, thus seeking greater reliability and increase in service life. The study of fatigue in an underwater environment is difficult because involves several variables, many of which are related to the interaction of the material with the environment in which it is submitted. In fatigue tests using type C(T) specimens and tested in an aqueous environment, bubbles were observed detaching from the crack tip region during the test, however, so far, the literature has not reported this phenomenon in this type of test, nor the explanation for it. Seeking to explain the phenomenon, this work relates the fatigue crack propagation behavior of ASTM A36 steel in an underwater environment in different test parameters, such as frequency (10Hz and 30Hz) and stress variation (ΔP). By analyzing high speed footage and analyzing crack propagation rate curves, its occurrence was associated with hydrogen embrittlement, with its intensification or inhibition related to ΔK values, as already reported for this type of test in an underwater environment. For the material tested, the phenomenon tends to no longer occur for values greater than $22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Keywords: Fatigue; Underwater Fatigue; Corrosion-Fatigue; Hydrogen embrittlement.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Local da geração das bolhas durante ensaio de fadiga em ambiente subaquático. (a) Esquema do corpo de prova utilizado; (b) Frame de filmagem de ensaio do aço A36 com desprendimento de bolhas; (c) Destaque da região da ponta da trinca com bolhas desprendidas.	18
Figura 3.1 Esquema de deslizamento devido a cargas externas mostrando a formação de extrusão/intrusão.....	22
Figura 3.2 Esquema do crescimento da trinca de fadiga microscópica nas regiões I (modo de cisalhamento) e II (modo de tração).	22
Figura 3.3 Estágios do processo de fadiga. Nucleação da trinca, propagação e fratura final. .	24
Figura 3.4 - Representação esquemática dos modos de carregamento para o fator de intensidade de tensões: a) Modo I - Tração; b) Modo II - Deslizamento; c) Modo III - Rasgamento.	25
Figura 3.5 - Curva Típica do tamanho da trinca por fadiga (a) em função do número de ciclos (N) em um carregamento com amplitude constante.	27
Figura 3.6 - Ilustração esquemática da curva da/dN x ΔK mostrando as características principais de suas três regiões distintas.	28
Figura 3.7 - Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird.	30
Figura 3.8 - Diferentes condições para a retirada do corpo de prova de uma chapa laminada.	31
Figura 3.9 - Taxas de crescimento de trinca sob diferentes relações de carregamento (R).....	32
Figura 3.10 - Esquema do efeito de diferentes meios, da frequência e da razão de carregamento na taxa de propagação de trincas por fadiga em aços de alta resistência.	34
Figura 3.11 - Efeito da Razão de carregamento (R) na taxa de propagação da trinca por fadiga em um aço ferrítico-perlítico em ar seco e solução salina (pontos discretos).	34
Figura 3.12 - Efeito da Razão de carregamento (R) na taxa de propagação da trinca por fadiga em um aço bainítico em ar seco e solução salina (3,5% NaCl).....	35
Figura 3.13 – Esquema do fechamento da trinca induzido por óxidos em meio corrosivo.	40
Figura 3.14 – Esquema do processo de absorção do H a partir de H ₂ O.....	43

Figura 3.15 – Tipos de aprisionamento de hidrogênio em uma rede cristalina. (a) Interações entre hidrogênio e átomos do material; (b) Interações dos átomos com estruturas microscópicas.	44
Figura 3.16 - Abertura da trinca e mecanismo de fadiga. (a) Sem efeito do hidrogênio, (b) Com efeito do hidrogênio. Sendo Δa o avanço da trinca no ciclo.	45
Figura 3.17 – Formação de bolhas e fratura induzida por hidrogênio. (a) Esquema de formação de bolhas; (b) Esquema de formação de trinca induzida por hidrogênio.	46
Figura 3.18 – Estágio da propagação da trinca na teoria da decoesão: a) hidrogênio difunde-se para a zona de alta concentração de tensão; b) ponta da trinca saturada de hidrogênio; c) propagação da trinca.	47
Figura 3.19 – Representação esquemática do mecanismo de Plasticidade Localizada (HELP). No processo há coalescência de microvazios com plasticidade localizada e facilitada em regiões de alta concentração de hidrogênio.	49
Figura 4.1 - Esquema do corpo de prova que será utilizado - C(T). Dimensões em milímetros.	52
Figura 4.2 - Esquema do CP pre-trincado. (B) CP posicionado nas garras para ensaio.	53
Figura 4.3 - Exemplo do comportamento da carga durante o pré-trincamento com $P_{\text{máx}}$ final abaixo de 5,5kN.	53
Figura 4.4 – Máquina Instron modelo 8802 utilizada no ensaio.	54
Figura 4.5 – (A) Projeto da câmara; (B) Eixo construído para transmissão do atuador para o CP no interior da câmara; (C) Esquema do conjunto (Máquina – eixo – câmara) montado.	55
Figura 4.6 – Esquema da câmara hiperbárica utilizada no trabalho.	55
Figura 4.7 – Esquema de introdução da água na câmara hiperbárica.	56
Figura 4.8 – Esquema de borbulhamento e tempo de espera para início do ensaio.	57
Figura 4.9 - Sistema para filmagem de alta velocidade do ensaio de fadiga em ambiente subaquático. (A) Câmera Phantom Miro LAB110; (B) Sistema montado.	59
Figura 4.10 – Corpos de prova em aço (a) e em acrílico (b) utilizados no trabalho.	63
Figura 5.1 – CP1 com desprendimento de bolhas nos 81000 ciclos. Imagens em 0, 50, 80 e 210ms.	66
Figura 5.2 – Curva $a \times N$ para corpos de prova AT-5-30 (1); (2) e (3).	66

Figura 5.3 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados apresentando as curvas e crescimento da trinca em relação aos ciclos de carga aplicados.	67
Figura 5.4 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados com 30Hz de frequência de oscilação da carga aplicada.....	67
Figura 5.5 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados com 10Hz de frequência de oscilação da carga aplicada.....	68
Figura 5.6 – Efeito da variação da carga aplicada (ΔP) no crescimento da trinca.	68
Figura 5.7 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados com $\Delta P = 5\text{kN}$	69
Figura 5.8 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados com $\Delta P = 7\text{kN}$	70
Figura 5.9 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados.	71
Figura 5.10 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados com 30Hz.....	72
Figura 5.11 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados com 10Hz.....	72
Figura 5.12 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados $\Delta P=5\text{kN}$	73
Figura 5.13 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados $\Delta P=7\text{kN}$	73
Figura 5.14 – Curvas da/dN dos testes realizados evidenciando as regiões de da/dN e ΔK onde ocorrem os desprendimentos de bolhas durante o ensaio.....	76
Figura 5.15 - Diâmetro médio das bolhas desprendidas para os corpos de prova ensaiados. ...	77
Figura 5.16 - Abertura da trinca e mecanismo de fadiga. (a) Sem efeito do hidrogênio, (b) Com efeito do hidrogênio (c) Modelo proposto para o desprendimento das bolhas. Sendo Δa o avanço da trinca no ciclo. Adaptação (LYNCH, 2019).	80
Figura 5.17 - (a) Situações com baixo ΔK (trincas pequenas), o avanço da trinca por ciclo (traço amarelo) atinge pequenas posições de alta triaxialidade com a presença de hidrogênio (região vermelha). Em (b) ΔK e FGCR superior, o avanço da trinca ocorre sobre uma zona plástica maior, que é mais afetada pelo ambiente corrosivo e possui maior teor de hidrogênio. Em (c) O componente de fadiga mecânica sobrepõe ao processo de corrosão.	81
Figura 5.18 - Esquema que relaciona o desprendimento de bolhas ao crescimento acentuado e atenuação da taxa de propagação de trinca.....	82
Figura 5.19 – Diferentes momentos do ensaio realizado com corpo de prova em acrílico e que não houve desprendimento de bolhas.....	83

LISTA DE TABELAS E QUADROS

Tabela 3.1 Características da corrosão eletroquímica e corrosão química.....	36
Tabela 4.1 - Composição química do aço para confecção dos CPs.	51
Tabela 4.2 – Parâmetros para os testes iniciais.	58
Tabela 4.3 – Parâmetros dos ensaios realizados.....	58
Tabela 4.4 – Tamanho máximo da trinca a ser considerado para cada valor de $P_{m\acute{a}x}$ utilizado.	61
Tabela 5.1 – Tamanho da trinca na última ocorrência do desprendimento de bolhas.....	65

LISTA DE ABREVIATURAS

AIDE	Adsorption Induced Dislocation Emission;
HEDE	Hydrogen-Enhanced Decohesion
HELP	Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity
HESIV	Hydrogen-Enhanced Vacancy Formation and nanovoid coalescence
API	American Petroleum Institute;
ASME	American Society of Mechanical Engineers;
ASTM	American Society for Testing and Materials;
CP	Corpo de prova;
C(T)	Compact Tension;
HE	Hydrogen Embrittlement
HELP	Hydrogen Enhanced Localized Plasticity;
IHE	Internal Hydrogen Embrittlement
LabTerm	Laboratório de térmica da UFMG;
LRSS	Laboratório de Robotica Soldagem e Simulação da UFMG;
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica;
MFLE	Mecânica da Fratura Linear-Elástica;
TIH	Trinca induzida por hidrogênio;
TWI	The Welding Institute;
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais;

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Comprimento da trinca [mm];
a_1	Comprimento da trinca no momento 1 [mm];
a_f	Comprimento final da trinca (fratura). [mm];
a_i	Comprimento inicial da trinca. [mm];
da/dN	Taxa de crescimento da trinca por fadiga [mm/ciclo];
f(a/W)	Fator geométrico [adimensional];
K	Fator de Intensidade de tensões [MPa m ^{0,5}];
K _{máx}	Valor máximo do fator de intensidade de tensões [MPa m ^{0,5}];
K_I	Fator de intensidade de tensão no modo I de carregamento no estado plano de deformações [MPa m ^{0,5}];
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítico no modo I de carregamento no estado plano de deformações [MPa m ^{0,5}];
K_{ISCC}	Valor do fator intensidade de tensões no trincamento por corrosão sob tensão no modo I de carregamento [MPa m ^{0,5}];
K_{th}	variação do fator de intensidade de tensão limiar de fadiga [MPa m ^{0,5}];
C	Constante do material na Equação de Paris;
W	Largura do corpo de prova [mm];
Y	Parâmetro que depende da geometria da amostra e do modo de carregamento;
ΔK	Variação do fator de intensidade de tensão [MPa m ^{0,5}];
f(N)	Função do número de ciclos;
$K_{máx}$	Fator de intensidade de tensão máximo;
$K_{mín}$	Fator de intensidade de tensão mínimo;
m	Inclinação da reta na Região de Paris;
N	Número de ciclos;
N_f	Número de ciclos para a fratura;
R	Razão de tensões.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	19
2.1	Objetivo Geral	19
2.2	Objetivos Específicos	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1	Resumo do capítulo	20
3.2	Fadiga	20
3.2.1	Aspectos gerais da fadiga	21
3.3	Mecânica da Fratura	24
3.3.1	Aplicação da Mecânica da Fratura	26
3.4	Fatores que influenciam a propagação da trinca de fadiga por fadiga.	31
3.4.1	Direção de laminação.	31
3.4.2	Carregamento.....	32
3.4.3	Meio.....	33
3.5	Corrosão	35
3.5.1	Mecanismos de Corrosão	35
3.5.2	Meios Corrosivos.....	36
3.5.3	Corrosão associada a Solicitações mecânicas	38
3.5.4	Corrosão Fadiga.....	39
3.6	Fragilização por hidrogênio	42
3.6.1	Mecanismos de fragilização por hidrogênio.....	45
3.6.2	Resumo do capítulo	49
4	METODOLOGIA	50
4.1	Introdução e aspectos gerais	50
4.2	Corpos de prova em Aço	51
4.2.1	Pré-trincamento dos corpos de prova.	52
4.3	Máquina para ensaio de fadiga e dispositivo para ensaio subaquático	54
4.4	Ensaio de Fadiga	56
4.4.1	Ambientes de ensaio	56

4.4.2	Parâmetros de carregamento.....	57
4.5	Captura de imagens.....	58
4.5.1	Filmagem em alta velocidade.....	59
4.5.2	Filmagens com câmera convencional.....	60
4.5.3	Análise de imagens.....	60
4.6	Comportamento da propagação da trinca	61
4.6.1	Curvas de crescimento da trinca ($a \times N$).....	61
4.6.2	Curvas $da/dN \times \Delta K$	62
4.7	CP em Acrílico	62
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
5.1	Desprendimento de bolhas.....	64
5.1.1	Análise das bolhas desprendidas	65
5.2	Propagação da trinca nos CP em aço.....	66
5.2.1	Curvas $a \times N$	66
5.2.2	Curvas $da/dN \times \Delta K$	70
5.3	Relação do desprendimento de bolhas com a propagação da trinca	75
5.4	Diâmetro das bolhas desprendidas	77
5.5	Modelo proposto	78
5.6	CP em acrílico	82
6	CONCLUSÕES.....	84
7	CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO	85
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	86

1 INTRODUÇÃO

As estruturas utilizadas no segmento offshore, como navios e plataformas, são projetadas para resistirem às solicitações durante a operação, mantendo-se íntegras e sobretudo seguras. Nesse contexto, há uma grande preocupação a respeito da vida útil que esses componentes terão ao serem submetidos ao ambiente subaquático devido à diversidade e intensidade dos mais diversos esforços produzidos pelo ambiente agressivo onde são submetidos os componentes *offshore*. Esses esforços, além de poderem possuir alta magnitude, normalmente são cíclicos e duradouros, apresentando, portanto, flutuações das cargas impostas durante toda a vida do componente.

Além da preocupação necessária a respeito do ambiente corrosivo a que esses materiais estão submetidos, um outro mecanismo que deve ser levado em consideração é a fratura por fadiga que esses componentes podem apresentar. A análise da fadiga já é amplamente difundida e considerada em projetos mecânicos, porém, na sua grande maioria, os ensaios são realizados em ambiente seco e conseqüentemente, os dados e as propriedades coletadas não levam em consideração importantes interações que o material pode ter com o meio de trabalho que será realmente encontrado pelos componentes *offshore*.

Buscando melhor entendimento do comportamento em fadiga na presença de água, testes em ambiente subaquático foram realizados no Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação da UFMG, seguindo procedimentos estabelecidos pela ASTM E647-15 (ASTM, 2015). Durante os ensaios foi constatado o surgimento de bolhas provenientes do corpo de prova e que se dispersavam pelo meio aquoso após serem expelidas da região da ponta da trinca. Com o intuito de melhor visualização do fenômeno e buscando elucidá-lo, filmagens de alta velocidade, com 700fps utilizando a câmera Phantom Miro LAB110, foram realizadas. Na Figura 1.1 é apresentado um dos momentos em que se percebe a presença destas bolhas geradas na região da trinca em um ensaio de propagação de trinca em aço realizada em um ambiente subaquático.

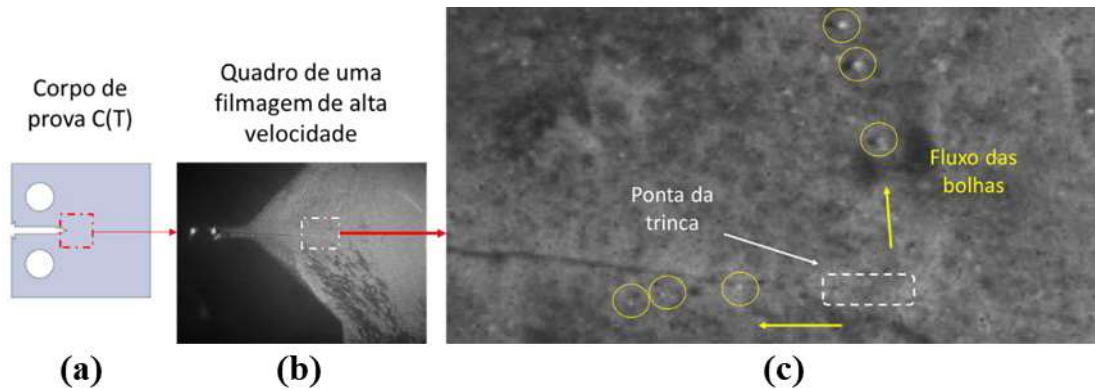


Figura 1.1 - Local da geração das bolhas durante ensaio de fadiga em ambiente subaquático. (a) Esquema do corpo de prova utilizado; (b) Frame de filmagem de ensaio do aço A36 com desprendimento de bolhas; (c) Destaque da região da ponta da trinca com bolhas desprendidas.

Ao buscar explicação para o fenômeno na literatura, deparou-se com poucas referências que indicavam o surgimento de bolhas em ensaios de propagação de trinca em aços em ensaios subaquáticos. Mais raras ainda eram as explicações e modelos propostos que relacionassem à propagação de trinca e possíveis consequências, buscando elucidar o fenômeno vários testes foram realizados e um modelo para o fenômeno foi proposto.

O objetivo deste trabalho é buscar parâmetros de ensaios que promovam a repetibilidade do fenômeno para que seja possível explicar suas causas e sua ocorrência. Para alcançar estes objetivos foram realizados testes de fadiga em um corpo de prova tipo C(T) de aço A36 em ambiente subaquático, pois foi constatado em ensaios realizados com este material. Parâmetros de ensaio como frequência e níveis de tensão foram variados e os resultados da propagação da trinca e desprendimento de bolhas foram relacionados. O fenômeno foi capturado através de filmagens de altas velocidades e sua ocorrência associada à fragilização por hidrogênio, com ocorrência já comprovada nesses tipos de ensaio.

Além dos testes realizados em aço, ensaios de propagação de trinca em acrílico foram feitos buscando simular o movimento do fluido na região da trinca e estudar se o fenômeno pode estar relacionado apenas à dinâmica da movimentação do fluido na região e com isso verificar a possível influência do material.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Esta tese teve como objetivo estudar o desprendimento de bolhas em ensaio de fadiga do aço A-36 em ambiente subaquático, explicando sua causa e avaliando como parâmetros de ensaio e variações no meio podem influenciar na ocorrência deste fenômeno.

2.2 Objetivos Específicos

- Comparar a propagação de trincas por fadiga do aço A36 ensaiado ao ar e em ambiente subaquático em diferentes níveis de carregamento e frequência.
- Encontrar parâmetros em que ocorre o fenômeno e que permitam a repetibilidade desprendimento de bolhas.
- Capturar imagens, através de vídeos de alta velocidade, bolhas desprendidas na região de fratura.
- Propor modelos e mecanismos para explicação da ocorrência do desprendimento de bolhas em ensaio de fadiga em ambiente subaquático para os parâmetros ensaiados.
- Relacionar a ocorrência de bolhas à propagação da trinca no corpo de prova.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Resumo do capítulo

Através da pesquisa na literatura é possível levantar hipóteses sobre o surgimento do fenômeno de desprendimento de bolhas no ensaio de fadiga em ambiente subaquático e possíveis consequências que este pode ter no comportamento do componente ensaiado.

Como abordado, apesar de não ser conclusiva sobre o mecanismo que propicia a fragilização por hidrogênio, a literatura fornece, e será apresentado neste capítulo, diversos trabalhos que apresentam em seus resultados as suas consequências na propagação da trinca e que serão utilizados na discussão deste trabalho.

O efeito da corrosão também é discutido e conclui-se que seus efeitos são mais significativos em baixas frequências de ensaios, propiciando maior tempo para a ocorrência das ações corrosivas. Quanto ao ΔK (variação do fator de intensidade de tensões) empregado nos ensaios, os efeitos da corrosão são competitivos entre si, podendo favorecer o aumento ou a diminuição da taxa de propagação da trinca.

Como fornecido pela literatura, a consequência da corrosão pode ser de retardar a propagação da trinca para o caso de valores baixos de ΔK , próximos ao ΔK_{th} (variação da intensidade de tensões no limiar da propagação) e de acelerar para valores maiores.

3.2 Fadiga

Desde a década de 1830, é conhecido o fato de que um metal submetido a esforços flutuantes se romperá a uma tensão bem inferior à tensão que seria requerida para causar a fratura devido a uma aplicação de carga estática. As falhas mecânicas ocasionadas devido a esses tipos de carregamentos dinâmicos são denominadas de falhas por fadiga, pelo fato de serem observadas após certo intervalo de tempo de serviço. A fadiga tornou-se progressivamente importante, uma vez que o avanço tecnológico passou a desenvolver um número maior de equipamentos, como automóveis, aviões, compressores, turbinas, etc., sujeitos a carregamentos repetidos e vibrações (DIETER, 1981).

De acordo com a norma ASTM E1823-13, “fadiga é o processo gradual de mudança estrutural localizada permanente em um material sujeito a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ponto (ou pontos) e que pode culminar em trincas ou em fratura completa após um número suficiente de flutuações”. (ASTM, 2013)

A palavra permanente significa que uma vez em que há mudança estrutural ocasionada pela fadiga, o processo é irreversível; já a palavra localizada indica que a fadiga opera em áreas

locais e não por toda a estrutura do componente; a palavra progressiva implica que a fadiga precisa de um período de tempo para ocorrer; o termo flutuantes significa que a fadiga envolve tensões e deformações que são de natureza variável e de que necessita mais de uma aplicação de carga (STEPHENS et al., 2001).

A falha por fadiga foi observada pela primeira vez por volta do ano de 1800, quando eixos de vagões ferroviários começaram a falhar após um pequeno período em serviço. Em 1828, W. A. J. Albert publicou os primeiros resultados de um estudo, após construir uma máquina de teste para correntes que falharam em serviço nas minas de Clausthal, na Alemanha. (NORTON, 2004; DOWLING, 1999).

A Fadiga é geralmente entendida como sendo um processo dominado por deformação plástica cíclica e geralmente inicia a partir de locais onde existem descontinuidades ou em locais onde a deformação plástica se acumula. Na maioria das situações, as falhas por fadiga iniciam em regiões de onde há concentradores de tensões, e pode-se citar como exemplo os entalhes afiados, inclusões não metálicas, pites ou em trincas pré-existentes (SANTOS, 2016).

3.2.1 Aspectos gerais da fadiga

O mecanismo de falha por fadiga compreende as seguintes fases sucessivas: nucleação de uma ou mais microtrincas, propagação destas nos planos de alta tensão de tração formando bandas de deslizamento e fratura final (DIETER, 1981).

Uma consideração estrutural marcante na fadiga é pelo fato das trincas de fadiga geralmente serem nucleadas em uma superfície livre e nas raras situações em que essas trincas iniciam no interior do material, sempre existe uma interface envolvida (DIETER, 1981). Essa etapa de iniciação é considerada como sendo o estágio I do processo de fadiga e denomina-se nucleação da trinca (GUIMARÃES, 2009).

A nucleação preferencial das trincas de fadiga na superfície ou nas proximidades a ela sob carregamento cíclico é explicada pelo fato de que a deformação inelástica ocorre com mais facilidade na superfície. É constatado que o surgimento de microtrincas é fortemente influenciado pelas características de deslizamento dos planos cristalográficos, pelo tamanho de grão e pela extensão de plasticidade próxima à ponta da trinca (STEPHENS et al., 2001). O processo de deslizamento é causa da formação de intrusões e extrusões na superfície do material. Este fenômeno é apresentado na Figura 3.1.

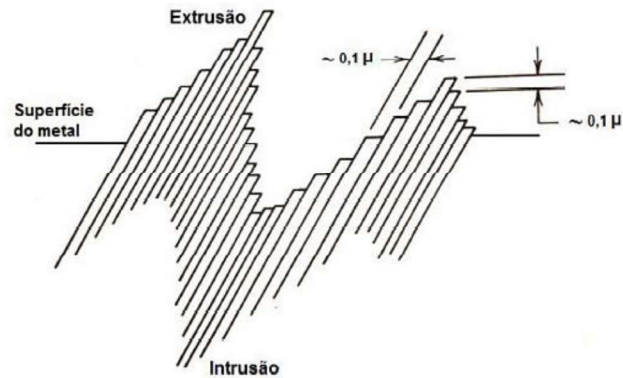


Figura 3.1 Esquema de deslizamento devido a cargas externas mostrando a formação de extrusão/intrusão.

Fonte: STEPHENS et al., 2001. (Adaptado)

A transição do estágio I para o estágio II de propagação ocorre quando o fator de intensidade de tensão cresce devido ao crescimento da trinca e/ou aumento de tensão aplicada, escorregamentos começam a ocorrer em planos diferentes do estágio I, iniciando o estágio II de propagação. O crescimento da trinca passa então a ocorrer em um plano perpendicular a direção de máxima tensão de tração (ANDERSON, 2005).

É apresentado na Figura 3.2 um esquema do processo de transição do estágio I para o estágio II na propagação da trinca por fadiga nos metais. No estágio I, tem-se o início da nucleação de uma trinca em uma região de bandas de escorregamento, que formam as intrusões e extrusões na superfície e que geram concentração de tensão. Com o aumento do número de ciclos, a rugosidade superficial provocada pelo aumento de intensidade das intrusões e extrusões leva à formação de descontinuidades que podem ser consideradas microtrincas (PERES, 2008).

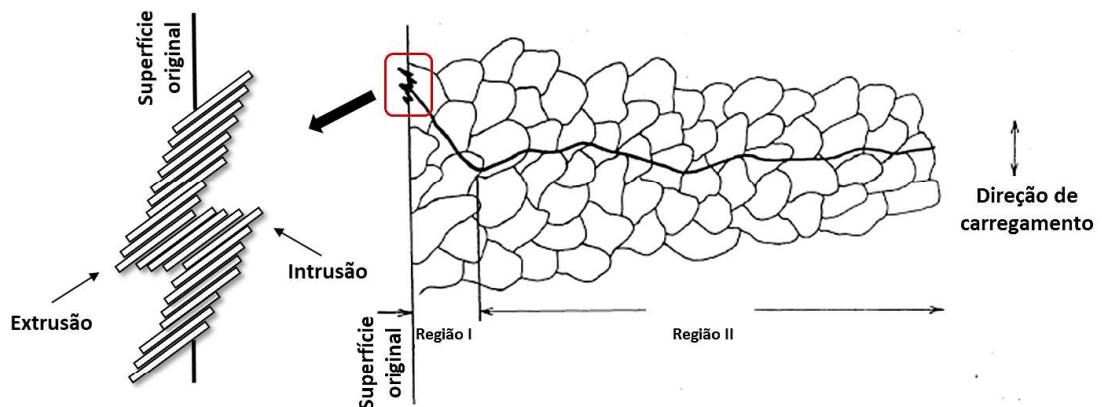


Figura 3.2 Esquema do crescimento da trinca de fadiga microscópica nas regiões I (modo de cisalhamento) e II (modo de tração).

Fonte: STEPHENS et al., 2001. (Adaptado)

O período de transição entre a nucleação e a propagação “estável” da trinca não tem uma definição precisa. No final do estágio de iniciação da trinca, o tamanho da trinca é da ordem de alguns poucos grãos do material. Para os aços, este tamanho de trinca está na faixa típica de 0,1 a 1,0mm. Normalmente, o período de nucleação da trinca responde pela maior parte da vida em fadiga de um componente de aço, particularmente no regime de alto ciclo de fadiga (acima de 10^4 ciclos). Já no regime conhecido como “baixo ciclo” (abaixo de 10^4 ciclos), a maior parte da vida é gasta na propagação da trinca (estágio II) (GUIMARÃES, 2009).

O estágio II compreende à propagação da trinca, normal ao plano de tensão principal. Esse estágio é caracterizado por apresentar uma superfície de fratura com o aspecto mais característico do processo de fadiga, com as marcas conhecidas como “marcas de praia”, que são geralmente visíveis a olho nu. Esse estágio pode corresponder a maior área da superfície de fratura, ainda que não corresponda necessariamente à maior parte do número de ciclos total suportado pela peça (CETLIN e SILVA, 1979).

Com a contínua evolução da frente de trinca, num determinado momento, a seção remanescente do material não mais resiste à solicitação e ocorre então, na última fase do processo, a falha final que pode ser através da fratura do tipo frágil, dúctil ou uma combinação destas a depender do material (CETLIN e SILVA, 1979).

Para análise da superfície de fratura quando há o caso de fadiga, pode-se levar em consideração os aspectos das superfícies de fratura conforme a seguir (STEPHENS et al., 2001):

- 1) O completo processo de fadiga envolve a nucleação e crescimento de uma trinca e fratura final.
- 2) A trinca de fadiga pode ser muito pequena ou muito grande, ocupando menos de 1% da superfície de fratura ou quase 100%, dependendo da magnitude das tensões aplicadas e da tenacidade à fratura do material.
- 3) Frequentemente, a região de trinca por fadiga pode ser distinguida da fratura final por meio de marcas de praia, superfície lisa e presença de corrosão.
- 4) Trincas de fadiga usualmente nucleiam em superfícies onde as tensões são mais elevadas e onde o ambiente corrosivo e mudanças na geometria existem.
- 5) Trincas microscópicas de fadiga normalmente nucleiam e se propagam em planos de cisalhamento máximo.
- 6) Trincas macroscópicas de fadiga crescem frequentemente em planos de máxima tensão de tração. Entretanto, para carregamento multiaxial e de torção, as trincas macroscópicas de fadiga se propagam em planos de cisalhamento máximo.

Na Figura 3.3 é apresentada um esquema da superfície de fratura de um componente que sofreu o processo de fadiga e ao lado uma imagem de um componente fraturado por fadiga, comparando as regiões como as apresentadas no esquema.

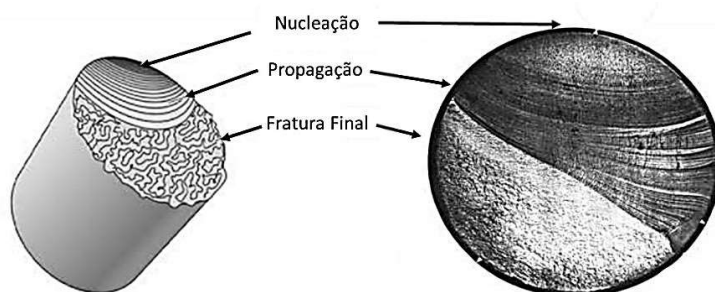


Figura 3.3 Estágios do processo de fadiga. Nucleação da trinca, propagação e fratura final.

Fonte: NORTON, 2004. (Adaptado)

3.3 Mecânica da Fratura

Tendo em vista que a presença de trincas e/ou defeitos em componentes estruturais não pode ser sempre evitada, uma vez que podem estar contidas na própria matéria-prima antes mesmo de passar pelo processo de fabricação é necessário que se estude o comportamento dos componentes com a presença de trincas.

O termo mecânica da fratura se refere a um ramo da Mecânica dos Sólidos no qual se assume a presença de uma trinca. Neste caso, o que se busca é determinar uma relação quantitativa entre o tamanho da trinca e a resistência do material à propagação da mesma, assim sendo, tem-se a tensão crítica aplicada que pode gerar um crescimento catastrófico, levando à fratura do componente (ROYLANCE, 2001).

Os primeiros trabalhos que consideram os aspectos apresentados e dedicados à fratura foram dois artigos de Griffith, “The phenomenon of rupture and flow in solids”, publicado em 1920, e “The theory of rupture”, em 1924. Griffith estudou a razão pela qual a resistência de qualquer material à tração era menor do que a resistência indicada ao nível atômico. Recorrendo a experiências realizadas com vidro, formulou o conceito segundo o qual uma trinca em um corpo propaga de forma instável, se a energia total do sistema diminuir com a propagação da trinca, ou seja, a propagação ocorre se a energia requerida para o crescimento da trinca puder ser provida pelo sistema. Este conceito ficou conhecido como teoria de Griffith, tendo sido desenvolvida inicialmente para materiais frágeis (ATKINS, 2002).

A Mecânica da Fratura possibilita a obtenção de informações quantitativas de problemas específicos relativos à presença de trincas em estruturas e componentes de engenharia

(ANDERSON, 2005). Os conceitos da mecânica da fratura podem ser aplicados em situações bem simples até situações de alta complexidade, que envolvam a análise de tolerância de defeitos, avaliação do comportamento em fadiga do material e da susceptibilidade a meios agressivos (STROHAECKER, 2018).

A Mecânica de Fratura é uma ferramenta que possibilita a análise de propagação de trincas em componentes e é dividida em duas áreas, a “Linear Elástica” (MFLE) idealizada por INGLIS (1913), GRIFFITH (1920), IRWIN (1948) entre outros. A outra área é denominada “Elasto-plástica” (MFEP) de WELLS (1961), IRWIN (1961), BURDEKIN e STONE (1966), RICE (1968) entre outros. Elas definem parâmetros de Tenacidade à Fratura levando em consideração as condições de tensões e deformações aplicadas ao material. Assim sendo, o estudo da mecânica da fratura pode ser dividido em dois aspectos, conforme as propriedades mecânicas dos materiais: Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) e Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

A Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE) é baseado na descrição matemática com relação entre a magnitude e distribuição do campo de tensões em regiões próximas à ponta de uma trinca e a tensão nominal aplicada em um material idealmente elástico. Este campo de tensões na ponta da trinca pode ser caracterizado por um parâmetro K , chamado fator de intensidade de tensão, que por sua vez, está relacionado com a tensão nominal e ao tamanho da trinca (ANDERSON, 2005). O fator de intensidade de tensão (K) está relacionado à aplicação da carga sobre a trinca. Três modos distintos de aplicação são considerados, no modo I, a carga é aplicada em tração, causando a abertura das superfícies criadas, os modos II e III são de deslizamento e rasgamento, respectivamente e estão apresentados na Figura 3.4.

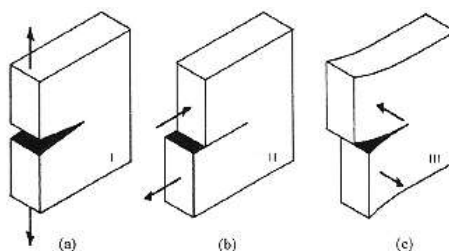


Figura 3.4 - Representação esquemática dos modos de carregamento para o fator de intensidade de tensões: a) Modo I - Tração; b) Modo II - Deslizamento; c) Modo III - Rasgamento.

Fonte: ANDERSON (2005).

Uma análise matemática da distribuição das tensões atuantes na ponta da trinca que pode ser feita é para o modo de carregamento I, que é o encontrado com maior frequência. O fator de intensidade de tensão (K) pode ser calculado de acordo com a Equação 3.1. IRWIN (1957).

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{Eq. 3.1}$$

Sendo: $Y = f\left(\frac{a}{W}\right)$

Sendo “ K_I ” o fator de intensidade de tensão para o modo I de carregamento, “ σ ” é a tensão aplicada (MPa), “ Y ” representa um parâmetro ou função adimensional que depende da geometria da amostra e do modo de carregamento, que nessa equação é apresentado como sendo função do comprimento da trinca “ a ” (mm) e da largura da amostra “ W ” (mm).

Na MFLE, quando o material apresenta para determinada condição de carregamento, uma trinca que propaga a uma taxa cada vez maior aproximando-se da fratura, tem-se um valor que é uma característica do material, sendo denominado como valor crítico do fator de intensidade de tensão (K_{IC}). Este valor depende do modo de carregamento, do meio ambiente, da microestrutura do material, da temperatura do meio, da taxa de deformação e do estado de tensão (SURESH, 2004). Experimentalmente o valor de K_{IC} pode ser obtido pela Norma ASTM E399 (ASTM, 2012), por exemplo.

3.3.1 Aplicação da Mecânica da Fratura

Uma das aplicações mais bem sucedidas da Mecânica de Fratura foi na caracterização da propagação de trinca por fadiga. Trata-se de uma formulação matemática desenvolvida inicialmente por PARIS e ERDOGAN (1960) e aperfeiçoada por PARIS et al. (1961).

A aplicação dessa formulação permite acompanhar o crescimento de uma trinca com tamanho determinado. Com o cálculo é possível estimar o número de ciclos (N) necessários para que uma trinca cresça a partir de um tamanho inicial (a_0) até um tamanho crítico (a_c). Com isso, é possível prever o tamanho da trinca em função do número de ciclos de carga aplicado da forma $a = f(N)$, possibilitando estimar a vida útil de um determinado componente.

Uma das formas de análise de um componente submetido a cargas cíclicas é através da curva “ $a \times N$ ”, obtida através de ensaio de fadiga e que permite acompanhar o crescimento de uma trinca no decorrer dos ciclos de carga impostos ao corpo de prova. Na Figura 3.5 é apresentada uma curva da propagação do crescimento da trinca (a) em função do número de ciclos (N), com isso é possível não só estimar a vida útil (a_r), mas também definir um período para a realização de uma manutenção programada. Nessa curva, a_i representa o comprimento inicial da trinca para aplicação da Mecânica de Fratura. Na figura tem-se a_i como sendo o tamanho da trinca já pode ser detectado por ensaios não destrutivos, possibilitando o acompanhamento do seu crescimento e comportamento. A partir daí a trinca cresce lentamente até a_r , considerada na Figura 3.5 como a vida útil do componente, em seguida começa a se

propagar muito rapidamente, atingindo um comprimento a_f em que ocorre a fratura final (GDOUTOS, 1993).

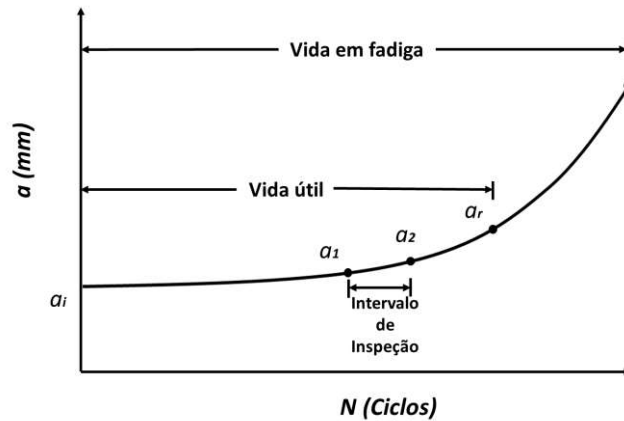


Figura 3.5 - Curva Típica do tamanho da trinca por fadiga (a) em função do número de ciclos (N) em um carregamento com amplitude constante.

Fonte: GDOUTOS, 1993. (Adaptado)

Os dados de propagação da trinca, como apresentados no exemplo da Figura 3.5, são obtidos monitorando o seu tamanho durante um ensaio e traçando a curva de crescimento.

Entretanto há de se considerar que, para que haja o crescimento das trincas pré-existentes ou originadas das cargas de serviço deve haver uma flutuação no valor do fator de intensidade de tensão K ($\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{min}}$) que ultrapasse um valor mínimo, denominado de “limiar de crescimento de trinca a fadiga” do material (K_{th}) (RICHARDS et al., 2008).

Considerando um corpo de prova submetido a carregamentos cíclicos, com tensões no modo I de carregamento e submetido a uma variação de tensão constante, a variação do fator de intensidade de tensão (ΔK_I) é definida como apresentada na Equação 3.2 Levando em consideração a Eq. 3.1.

Sendo: $\Delta K_I = K_{I\text{máx}} - K_{I\text{min}}$

Logo: $\Delta K_I = f\left(\frac{a}{W}\right) (\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{min}}) \sqrt{\pi a}$ Eq. 3.2

Ou: $\Delta K_I = f\left(\frac{a}{W}\right) \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$

O valor da tensão “ σ ” na Eq. 2 está relacionada à carga aplicada ao plano perpendicular ao plano da trinca, pode ser visível pelas setas indicadas no “modo I” apresentado na Figura 3.4.

Trabalhando matematicamente os dados como os obtidos na Figura 3.5, pode-se obter o parâmetro “ da/dN ” que é a taxa de crescimento da trinca e é obtida pela razão da derivada do tamanho da trinca (a) pelo número de ciclos (N). A Figura 3.6 representa esquematicamente a curva logarítmica da taxa de propagação da/dN relacionada à variação do fator de intensidade de tensão (ΔK).

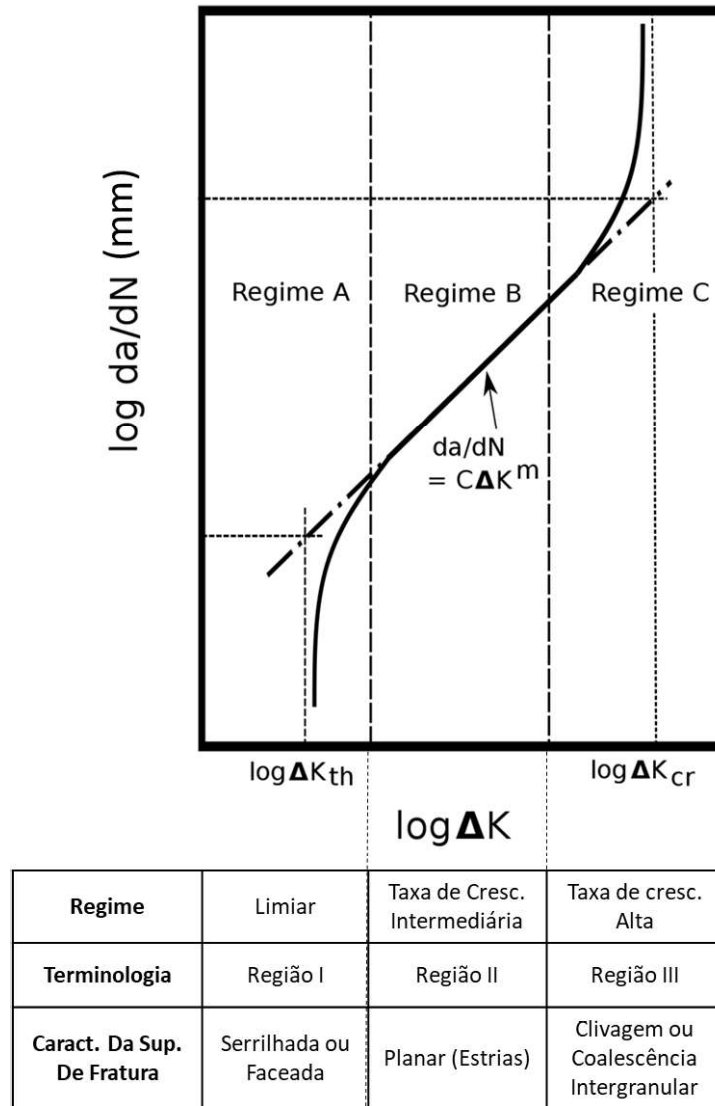


Figura 3.6 - Ilustração esquemática da curva $da/dN \times \Delta K$ mostrando as características principais de suas três regiões distintas.

Fonte: RITCHIE e SURESH, 1982. (Adaptado)

Ao plotar em uma curva com escala logarítmica relacionando a taxa de propagação (da/dN) com a variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) é possível perceber uma região onde a inclinação da curva é constante. Nessa região a curva logarítmica da taxa de propagação de trinca por fadiga em função da variação fator de intensidade de tensão ($da/dN \times \Delta K$) é linear e está compreendida entre 10^{-6} e 10^{-3} mm/ciclo (HANDROCK et al., 1990). Além disso a função

da/dN pode ser estimada por cálculos como indicado na Figura 3.6 e que será explicada adiante no sub-tópico “Região II – Equação de Paris”.

Para cada região da curva há diferentes características de comportamento da propagação da trinca e por essa razão as regiões são separadas e nomeadas de forma específica. Para valores intermediários de ΔK , a curva é linear (região de Paris), mas a sua inclinação tende a desviar-se desta linearidade para altos (região da fratura) e baixos (região do limiar) níveis de ΔK (BARBOSA, 2018). Nos subtópicos abaixo estão apresentadas as principais características de cada uma das regiões apresentadas na Figura 3.6:

Região I - ΔK Limiar (ΔK_{th})

Essa região, com taxa de propagação (da/dN) abaixo de 10^{-5} mm/ciclo, é sensível a diversos fatores tais como o histórico de carregamento, à tensão média, meio ambiente, fechamento de trinca, tensões residuais e principalmente, à microestrutura do material (ZERBST et al., 2016).

Na região I o valor de ΔK é limitado pelo limiar de fadiga e o crescimento da trinca é limitado pelo limiar de fadiga ΔK_{th} (ANDERSON, 2005). O índice “th” é proveniente do termo em inglês “*threshold*” que significa “limiar”. Esse nome é dado justamente por ser um valor de referência no qual representa que para valores abaixo desse limiar a propagação da trinca por fadiga não ocorre, ou ocorre a taxas tão baixas que não é possível realizar uma medição adequada. A velocidade de propagação é muito sensível a ΔK , tendendo para valores muito baixos quando este diminui. Segundo a norma ASTM E647-13 (ASTM, 2013) a taxa de propagação da trinca no limiar deve ser da ordem de 10^{-7} mm/ciclo.

Região II – Região de Paris

Na região II a curva é aproximadamente linear em escala log-log, representando uma região de crescimento estável da trinca. A maioria dos conceitos e aplicações da MFLE se refere a esta região que é muito estudada, pois sabe-se que grande parte da vida útil de um material já trincado é consumida para propagar a trinca no regime estável. Portanto, a possibilidade de prever o número de ciclos restantes para um comprimento crítico de trinca ou a falha total é conseguida analisando-se a curva nessa região, que é representada pela Lei de Paris apresentada na Equação 3.3.

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad \text{Eq. 3.3}$$

Onde “C” é uma constante do material que tende a ser menor com o aumento do limite de escoamento (MASOUNAVE e BAFLON, 1976) e “m” é a inclinação da Região II e o seu valor para aços varia normalmente entre 2 e 4. (MEYERS; CHAWLA, 2009).

A propagação de trinca por fadiga no estágio II produz estrias na superfície de fratura. Essas estrias são pequenas curvas perpendiculares a direção de propagação da trinca. Contudo, variações no ambiente (MURAKAMI E MATSUOKA, 2010), na tensão local e na microestrutura podem mudar a orientação do plano da fratura e alterar a direção de alinhamento das estrias, que são claramente vistas em metais dúcteis sujeitos a carregamentos cíclicos. O mecanismo mais aceito para sua formação consiste em sucessivos arredondamentos (embotamento) e reaguçamentos na ponta da trinca (ANDERSON, 2005) como é apresentado na Figura 3.7 com as seguintes etapas:

(a) Sob carga nula a trinca está fechada.

(b) Com o aumento da carga trativa, ocorre a formação de entalhes duplos na ponta da trinca, devido a indução da tensão cisalhante na direção de $\pm 45^\circ$.

(c) Ao atingir a carga máxima trativa no ciclo, ocorre o arredondamento completo na ponta da trinca.

(d) Com o decréscimo do carregamento, ocorrerá a inversão do escorregamento e do fechamento da ponta da trinca, deixando-a novamente aguçada e com dois entalhes remanescentes.

(e) Na carga mínima do ciclo, ocorre o fechamento total da trinca com formação de uma estria.

(f) O processo é repetido no ciclo subsequente, e em cada ciclo produzirá uma nova estria.

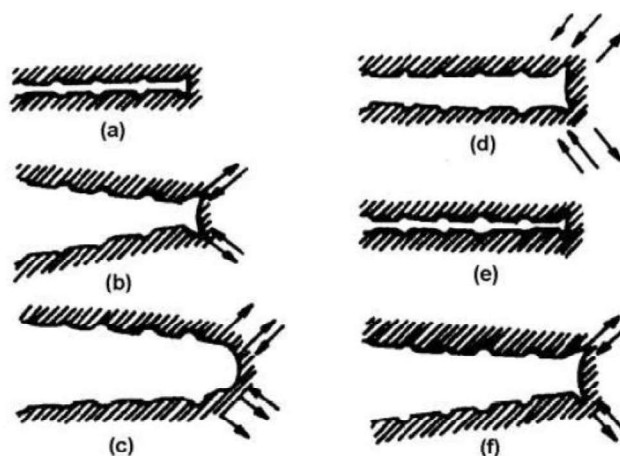


Figura 3.7 - Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird.

Fonte: ANDERSON, 2005.

Região III: - Crescimento até a propagação instável

Na região III, ocorre um aumento rápido e instável da taxa de crescimento da trinca para valores de ordem superiores a 0,01mm/ciclo, indicando uma aceleração da propagação da trinca. Analisando a superfície de fratura, observam-se que o modo de formação das estrias de fadiga é deslocado para o modo de fratura estático por tração, tal como ruptura dúctil ou por clivagem, devido aos elevados valores de ΔK (SCHIJVE, 2008). Em geral, essa região não possui muito interesse prático pois não representa uma parcela considerável da vida total em fadiga dos componentes. Todavia, essa região está relacionada com uma importante propriedade do material, a Tenacidade à Fratura ΔK_c .

3.4 Fatores que influenciam a propagação da trinca de fadiga por fadiga.

A taxa de propagação de trinca, depende de muitas variáveis que podem ser externas ou do próprio material. Assim, nos materiais metálicos de um modo geral, os fatores mais comumente considerados na literatura que tendem a influenciar a propagação de uma trinca de fadiga são: microestrutura, meio-ambiente e características do carregamento (CUI, 2002; NEWMAN, 1998).

3.4.1 Direção de laminação.

Há várias formas de retirar amostras de uma chapa laminada e elas são apresentadas na Figura 3.8. Essas variações interferem na propagação da trinca, podendo fazer com que, no processo de propagação, a trinca tenha que atravessar transversalmente as linhas de laminação (ALMEIDA, 2016).

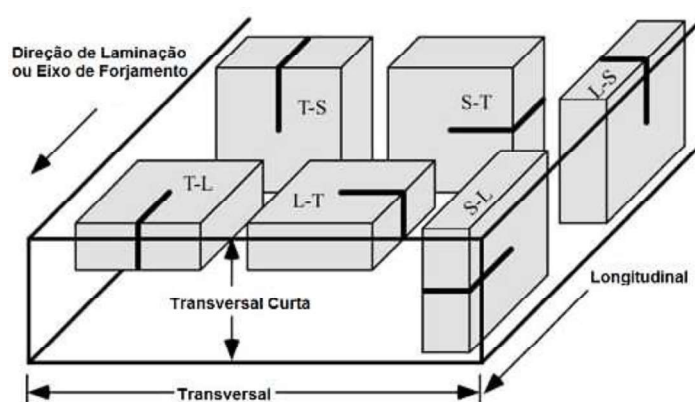


Figura 3.8 - Diferentes condições para a retirada do corpo de prova de uma chapa laminada.

Fonte: ASTM, 2019. (Adaptado)

3.4.2 Carregamento.

De maneira geral, a região de Paris, devido aos elevados valores de ΔK , não sofre grande influência da microestrutura e das dimensões dos corpos de prova (ZERBST et al., 2016). Essa região é influenciada pelas condições de carregamento e pela razão entre tensões R (XIONG e HU, 2012) de tal forma que quanto maior o valor de R, maior será a taxa de crescimento de trinca de fadiga (SARZOSA et al., 2013). Um valor elevado de R, na prática, representa condições de trabalho extremas e de aplicação de sobrecarga durante os ciclos de fadiga, que afetam negativamente o comportamento da trinca na região II, significando uma maior taxa de propagação da trinca (BELTRÃO et al., 2010).

A razão entre as cargas mínima e máxima é utilizada como o principal parâmetro nos ensaios de propagação de trinca por fadiga. Fixado o R, a taxa de propagação dependerá de K. Para um mesmo ΔK e aumentando-se R, aumenta-se K_{\min} e K_{\max} e há uma tendência ao aumento da taxa de propagação de trinca. O aumento na taxa de propagação ocorre em todas as regiões da curva sigmoidal (Figura 3.9).

Logo, a razão R tem um efeito significativo na taxa de crescimento de trinca sendo incapaz de explicar a taxa de crescimento da trinca sob diferentes relações-R, analisando unicamente o fator de intensidade de tensão ΔK . Muitas formulações bem conhecidas para o efeito da razão R foram propostas. Existem diferentes constantes da taxa de crescimento de trinca (C e m) para cada equação sob diferentes proporções R, mesmo para o mesmo material. (HUANG e MOAN, 2007).

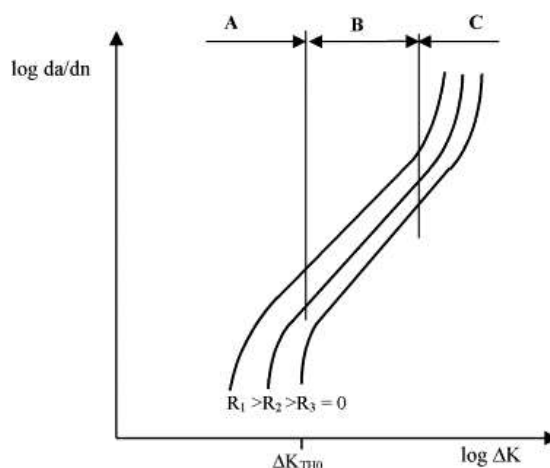


Figura 3.9 - Taxas de crescimento de trinca sob diferentes relações de carregamento (R).

Fonte: HUANG e MOAN, 2007.

Enquanto na região II o aumento da taxa de propagação é pequeno, na região III, onde a tenacidade à fratura K_{IC} controla o comportamento, há uma acentuada influência de R na taxa. Na região I, tem sido demonstrado que o aumento de R acarreta a diminuição do ΔK_{th} , sendo que esse fenômeno é uma consequência dos mecanismos de fechamento de trinca atuantes e ao efeito do histórico de carregamento (NINAKAWA, et al. 1981).

Sob amplitude de carregamento constante, outros fatores, além da razão de tensão, influenciam a propagação de trinca de fadiga. São eles: meio ambiente, frequência de aplicação de carregamento, espessura do componente, entre outros.

3.4.3 Meio

O meio ambiente pode afetar de maneira severa o comportamento em fadiga dos metais. Corrosão e temperatura são os dois principais fatores que afetam a taxa de crescimento de trinca (CUI, 2002). É de conhecimento geral que as falhas em componentes de engenharia sujeitos a um ambiente agressivo podem ocorrer sob tensões abaixo daquelas em ambientes inertes ou relativamente inofensivos.

A corrosão fadiga é um fenômeno que pode produzir falha em um componente ou estrutura através da combinação de cargas cíclicas com um ambiente agressivo gasoso ou líquido, que isoladamente não necessariamente produziria uma falha. 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 torna difícil a reversibilidade destes (SURESH, 2004).

Os mecanismos possíveis para iniciação de trincas de fadiga em ambientes agressivos aquosos tendem a ocorrer de forma mais acelerada quando comparados aos mecanismos de iniciação no ar. Esses podem estar associados ao aumento de concentração de tensões na corrosão por pites formado em ataque localizado na região da ponta da trinca; à dissolução preferencial do metal em região de maior deformação plástica, que age como anodo; à ruptura, pelos ciclos de deformação, dos filmes de óxidos formados na ponta da trinca; à redução da energia superficial causada pela adsorção de espécies presente no meio, promovendo a propagação de trincas de fadiga; ou ainda à fragilização por hidrogênio (SURESH, 2004). Todos estes efeitos podem agir separadamente ou em conjunto.

Um ambiente agressivo também tende a aumentar a taxa de crescimento de trincas de fadiga. Em aços de alta resistência mecânica, o efeito de gases e meios aquosos é ilustrado na Figura 3.10. A presença desse meio agressivo acelera a taxa de crescimento de trinca em muitas ordens de magnitude quando o fator de intensidade de tensões máximo ($K_{m\acute{a}x}$) é maior que o

fator de intensidade de tensões no trincamento por corrosão sob tensão, quando submetido à tração (K_{ISCC}) (SURESH, 2004).

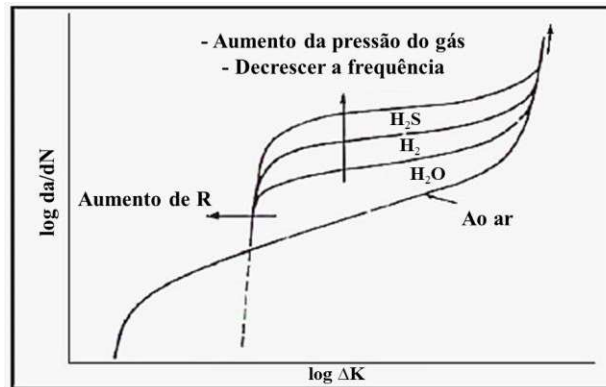


Figura 3.10 - Esquema do efeito de diferentes meios, da frequência e da razão de carregamento na taxa de propagação de trincas por fadiga em aços de alta resistência.

Fonte: SURESH, 2004.

A influência do ambiente salino também foi confrontada com a microestrutura no comportamento de trincas por fadiga de um aço baixa liga (SURESH, 2004). Independentemente da microestrutura e da resistência ao escoamento, efeitos ambientais significativos foram registrados sob testes de baixa razão R . Os valores de ΔK_{th} registrados em solução salina de 3,5% de NaCl foram significativamente maiores do que aqueles para um ambiente de ar. Tais efeitos foram atribuídos aos efeitos de fechamento induzidos por óxido (BULLOCH, 1991). O comportamento dos aços ferríticos-perlíticos para o ar seco e ambiente salino são apresentados nas Figuras 3.11 e 3.12, percebe-se que o aço bainítico sofre maior influência que o aço ferrítico-perlítico.

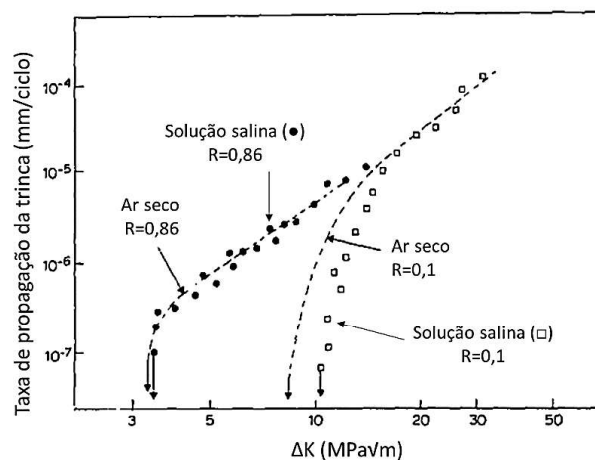


Figura 3.11 - Efeito da Razão de carregamento (R) na taxa de propagação da trinca por fadiga em um aço ferrítico-perlítico em ar seco e solução salina (pontos discretos).

FONTE: BULLOCH, 1991 [adaptado].

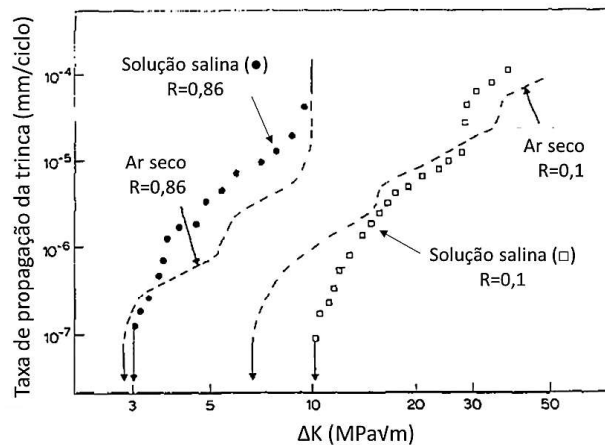


Figura 3.12 - Efeito da Razão de carregamento (R) na taxa de propagação da trinca por fadiga em um aço bainítico em ar seco e solução salina (3,5% NaCl).

FONTE: BULLOCH, 1991 [adaptado].

Acima do limiar, o comportamento de fratura assistida pelo meio nas soluções salinas foi o aparecimento de facetas de clivagem transgranular nas superfícies de fadiga. (BULLOCH, 1991).

3.5 Corrosão

O processo de corrosão consiste na deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente na presença ou não de esforços mecânicos. O termo corrosão algumas vezes é aplicado à degradação de plásticos, concreto e madeira, contudo, essa terminologia é mais associada aos materiais metálicos. (NUNES, 2007; GENTIL, 2011).

3.5.1 Mecanismos de Corrosão

O processo de corrosão pode ocorrer através de dois diferentes mecanismos: químico e eletroquímico (NUNES, 2007).

O mecanismo de corrosão química é também conhecido como corrosão em meio não aquoso ou corrosão seca, esse processo ocorre com menor frequência na natureza, sendo observado em operações com elevadas temperaturas. O mecanismo químico é caracterizado pela reação química direta entre o metal e o agente corrosivo, sem que haja deslocamento de elétrons de outras áreas (GENTIL, 2011).

A corrosão eletroquímica é definida como uma reação química que ocorre no metal quando inserido em um meio agressivo, essa interação físico-química gera transferência de

elétrons entre as regiões catódica e anódica do metal, fragilizando este substrato. É o processo mais comum, e se caracteriza principalmente, por ocorrer na presença de água em estado líquido, formando pilhas eletroquímicas, em temperaturas abaixo do ponto de orvalho (DUTRA e NUNES, 2006). A Tabela 3.1 apresenta as principais características associadas a cada um desses dois mecanismos.

Tabela 3.1 Características da corrosão eletroquímica e corrosão química

Natureza do processo corrosivo	Características
Corrosão eletroquímica (corrosão aquosa)	Presença de água líquida
	Temperatura abaixo do ponto de orvalho
	Formação de pilhas ou células eletroquímicas
Corrosão química (corrosão seca)	Ausência de água líquida
	Temperatura acima do ponto de orvalho
	Interação direta entre o metal e o meio

Fonte: Adaptado de DUTRA e NUNES, 2006.

O mecanismo eletroquímico é sempre acompanhado pela formação de uma pilha eletroquímica, que basicamente é composta por quatro constituintes: uma região anódica, uma região catódica, um condutor metálico que liga essas duas reações e um condutor iônico, chamado de eletrólito, onde:

- Área anódica: corresponde ao eletrodo ou região onde ocorre a reação de oxidação, ou seja, é a região onde ocorre o processo corrosivo;
- Área catódica: está associada ao eletrodo ou região sobre o qual ocorrem as reações de redução de alguma espécie presente no meio;
- Condutor Metálico: refere-se à ligação elétrica entre as áreas anódica e catódica, por onde fluirão os elétrons;
- Eletrólito: corresponde a uma solução condutora que deve estar em contato com as duas áreas, por onde irão fluir os íons resultantes das reações anódica e catódica.

3.5.2 Meios Corrosivos

O meio é um dos principais responsáveis pelo processo de corrosão. Diferentes materiais se comportam em relação ao processo de corrosão de forma distinta a depender do meio ao qual estão expostos. Os meios corrosivos que mais se destacam são: a atmosfera, o solo, as águas naturais, a água do mar e os produtos químicos.

Corrosão atmosférica

Os materiais quando expostos a atmosferas controladas sofrem menor corrosão do que aqueles expostos em ambientes mais agressivos. Fatores como a umidade relativa, contaminantes (gases, poluentes, sais, O_2 , NO_x , SO_4^{2-}), e a temperatura são determinantes na corrosividade da atmosfera sobre os metais.

As atmosferas marinhas e industriais são tidas como as mais agressivas, e a associação desses dois meios, propicia uma agressividade ainda superior, devido à presença de sais, e gases corrosivos atuando de forma associada. (GENTIL, 2011).

Corrosão em águas naturais

As águas naturais (lagoas, rios água chuva, águas subterrâneas) são meios caracterizados por conter quantidades baixas de sais solúveis e minerais, além de apresentarem valores de pH quase neutros, contudo, este meio pode conter sedimentos, microorganismos, resíduos industriais, ou outros poluentes. Esses fatores, associados às pequenas quantidades de sais e minerais presentes no meio podem interagir, fazendo com que as águas naturais acelerem a corrosividade nos metais.

Corrosão na água de mar

A água do mar é considerada um dos meios corrosivos mais agressivos, sendo constituída basicamente por compostos salinos, principalmente cloretos e sulfatos de sódio e de magnésio dissolvidos em água. A água do mar é um fluido altamente corrosivo, o que é atribuído principalmente a sua composição salina, constituída por uma elevada concentração de NaCl (35 g/l), e outros sais à base de Mg, Ca e K, além de outros solutos em menor quantidade. O pH da água do mar encontra-se em uma zona de baixa alcalinidade, na faixa de pH variando entre de 8,0 a 8,3 (TALBOT e TALBOT, 1998).

De forma geral a magnitude e velocidade do ataque corrosivo gerado nos diferentes meios corrosivos nomeados anteriormente, é influenciada por alguns fatores tais como efeito do oxigênio dissolvido, efeito do pH, temperatura e efeito de sais dissolvidos.

Efeito do pH

O pH é uma variável fundamental no processo de corrosão, a maioria dos materiais passivam-se em meios básicos, em consequência se há aumento do pH há diminuição da taxa de corrosão (DUTRA e NUNES, 2006). A maioria dos metais apresenta mais sensíveis ao processo corrosivo em meios com pH ácidos.

Temperatura

De modo geral, o aumento da temperatura acelera as reações químicas, pois se têm a diminuição da polarização e da sobretensão. No caso de fluidos como o óleo, ao se elevar a temperatura, a condutividade do eletrólito aumenta, permitindo que haja fluxo de elétrons e consequente diminuição da resistividade. No caso da água do mar, a elevação da temperatura promove o aumento da velocidade de difusão dos íons, além de incrementar o ponto de saturação dos sais; desse modo, esse eletrólito teria maior quantidade de sais dissolvidos do que a quantidade que seria observada em água gelada, portanto, o processo de corrosão é intensificado. (GENTIL, 2011).

Efeito de sais dissolvidos

Os sais podem agir acelerando (aumento da condutividade) ou retardando (diminuição da solubilidade do oxigênio, ação inibidora ou passivadora) a velocidade de corrosão. (GENTIL, 2011).

Efeito do oxigênio dissolvido

O oxigênio é um elemento despolarizante que vai funcionar como controlador dos processos corrosivos, ou seja, na pressão atmosférica a velocidade de corrosão aumenta com o acréscimo do oxigênio dissolvido pois participa da reação catódica para o meio neutro ou básico (DUTRA e NUNES, 2006) e pode retardar a corrosão, através da passivação do material.

3.5.3 Corrosão associada a Solicitações mecânicas

Os materiais durante o seu emprego estão expostos a diferentes solicitações mecânicas (forças aplicadas sobre eles) O meio corrosivo associado com estas solicitações, que podem ser contínuas ou intermitentes geram a aceleração do processo de deterioração destes materiais (HALL, 2009).

Corrosão sob fadiga e corrosão sob tensão são algumas das solicitações as quais os metais podem estar submetidos. Sendo uns dos objetivos nesta pesquisa, avaliar o comportamento corrosivo em sistemas dinâmicos.

Reações eletroquímicas na ponta da trinca

As reações eletroquímicas na solução de água destilada, podem ser expressas pelas Equações 1-6. A reação de dissolução anódica pode ser expressa pelas Eq. 1.



As principais reações de hidrólise do Fe^{2+} na água destilada são:



As duas reações catódicas principais são:



Como consequência destas reações químicas é possível que haja a formação de filme óxido que provoque uma diminuição na cinética das reações, porém essa camada é fraturada em consequência às oscilações de carga impostas. A carga cíclica imposta na fadiga fratura filmes de produtos corrosivos e expõe a superfície de metal da ponta da trinca à solução. A ruptura e formação repetidas do filme passivo aumentam a reação eletroquímica no campo de tensões da ponta da trinca e aceleram a dissolução do aço (Guo et al. 2015). Na água destilada e em soluções de NaCl, os átomos de hidrogênio para a fragilização por hidrogênio são provenientes da reação catódica.

É possível, como demonstrado Eq. 6, que ocorra a associação de prótons de hidrogênio gerados na reação de corrosão das Eqs. (2-4) em hidrogênio gasoso (H_2).

3.5.4 Corrosão Fadiga

Nos ensaios de corrosão fadiga a propagação da trinca é controlada pelo fator de intensidade de tensões máxima ($K_{\text{máx}}$) e pela razão de carga (R) no entanto uma vez que o ataque corrosivo é um fenômeno dependente do tempo, a corrosão é mais evidente em baixas frequências devido a maior tempo para interação entre o meio e o material, aumentando a fragilização do material.

É conveniente caracterizar os efeitos do ambiente nas taxas de propagação de trinca por fadiga considerando diferentes combinações de comportamento puramente mecânico e sobre aplicações de corrosão sob tensão.

Ambientes corrosivos favorecem a redução da vida útil dos materiais. A combinação entre fadiga e corrosão é conhecida por meio da expressão corrosão-fadiga. Em um ambiente corrosivo, o ataque à superfície do metal produz um filme de óxido. Este filme poderia ser utilizado como uma camada protetora para prevenir mais ações corrosivas no metal, no entanto, cargas cíclicas causam trincas localizadas nesta camada, expondo a superfície do metal a ambientes corrosivos e há formação de pites, o que pode causar concentradores de tensão e favorecerem a fadiga (RONG, 2008).

Corrosão fadiga é o termo utilizado para denotar o dano e a falha de componentes sujeitos a carregamentos cíclicos em um meio corrosivo. Os processos de corrosão sob fadiga são resultados da interação entre deformação plástica e reações químicas ou eletroquímicas localizadas (GHALI, 2010). Quando o material está sujeito a carregamento cíclico o processo de propagação de trinca por fadiga em meios corrosivos é controlado por três fatores: deslizamento nos grãos do material, corrosão da superfície livre na ponta da trinca e fechamento de trinca (RONG, 2008).

Quando o ataque corrosivo ocorre simultaneamente ao carregamento em fadiga, há redução nas propriedades de fadiga do material, pois com a ação da fragilização por hidrogênio e/ou corrosão anódica (oxidação do ferro metálico e formação de íons Fe) a taxa de propagação é acelerada. Por outro lado, a presença de óxidos altera o mecanismo de fechamento de trinca e consequentemente a taxa de propagação de trinca por fadiga (DIETER, 1981), esse mecanismo é apresentado na Figura 3.13.

Conclui-se que o resultado final da taxa de propagação de trinca deve-se a competição entre todos esses fatores discutidos. Com o decréscimo da carga cíclica a ponta da trinca não se desloca, fica muito fina e fechada com raio menor. Com aumento do carregamento estático a trinca se abre elasticamente e fica embotada e, nessas condições, se a tensão na ponta da trinca for menor ou igual a tensão de fratura, a trinca não propagará. Existe a possibilidade que algum resíduo de óxido provocado pela corrosão ou cristais de sal depositados na frente da trinca deformam plasticamente a ponta da trinca (KOMAI, 2003 e GANGLOFF, 2005) Nesse mecanismo é defendido que o óxido que se encontra na ponta da trinca é capaz de induzir um nível de deformação plástica e consequente encruamento e aumento de resistência da ponta da trinca, causando uma diminuição na taxa de propagação da trinca.

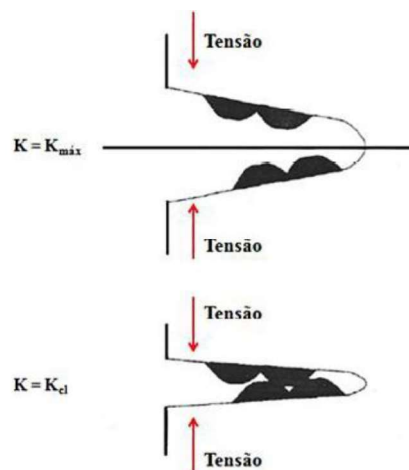


Figura 3.13 – Esquema do fechamento da trinca induzido por óxidos em meio corrosivo.

Fonte: GANGLOFF, 2005.

A interpretação da fragilização de ligas metálicas sujeitas a carregamentos monotônicos ou cíclicos em meio aquoso envolve dois mecanismos: a dissolução anódica e/ou a fragilização por hidrogênio.

Para a corrosão-fadiga, um ambiente corrosivo acelera a taxa de crescimento da trinca por fadiga e com o aumento do fator de intensidade de tensões gradualmente se aproxima da taxa de crescimento de trincas no ambiente inerte (KANG, 2011).

A dissolução anódica e a fragilização por hidrogênio são os dois principais mecanismos de danos à ponta de trinca no campo da fadiga por corrosão. Para a dissolução anódica, ocorre uma reação eletroquímica local entre o metal exposto e o ambiente corrosivo, e a carga de fadiga quebra o filme passivo na ponta da trinca (MAY et al. 2020). A ruptura e formação repetidas do filme passivo levam à dissolução local do substrato e acelera a taxa de crescimento da trinca de fadiga (FCG – Fatigue Crack Growth) (GUO ET AL. 2015).

Para fragilização por hidrogênio, o crescimento da trinca de fadiga é afetada pelo átomo de hidrogênio absorvido na ponta da trinca. O átomo de hidrogênio pode vir da reação eletroquímica em solução aquosa, polarização catódica ou do hidrogênio gasoso.

Em ambientes aquosos, a dissolução anódica e a fragilização por hidrogênio ocorrem simultaneamente na ponta da trinca, que é afetada pelas condições mecânicas, metalúrgicas e ambientais. Guo (2020) em testes com 20Hz de frequência de aplicação de carregamento, em ambientes aquosos distintos de água destilada e com 3,5%NaCl, a taxa de crescimento de trinca por corrosão por fadiga exibiu as características de corrosão-fadiga, cuja característica é apresentar uma aceleração na taxa de propagação da trinca. A taxa de propagação foi acelerada pelo ambiente corrosivo na região próxima ao limiar e gradualmente se aproximou daquela no ar com o aumento de ΔK . Além disso, o ambiente corrosivo afetou a taxa na região de baixo ΔK mais significativamente do que na região de alto ΔK .

Em comparação ao ar, com $R=0,2$ e $\Delta K=10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ a taxa de propagação foi 58% maior em água destilada e 135% em solução 3,5% de NaCl. Já para a região de $30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ esse aumento foi de 16% em água destilada e 34% em solução 3,5% de NaCl. Isso indica que entre $10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, a taxa de propagação da trinca é mais sensível nos menores valores de ΔK .

Essa sensibilidade da taxa FCG à variação da intensidade dos carregamentos (ΔK) pode ser atribuída à sensibilidade da zona plástica na ponta da trinca aos fenômenos corrosivos. A zona de plasticidade na ponta da trinca em ΔK baixo é pequena e pode ser facilmente afetada pelas condições de carga e ambientes corrosivos (SHIH e WEI 1983). A baixa taxa de

propagação e baixos valores de ΔK são favorecedores para a ocorrência da reação eletroquímica entre o meio corrosivo e o aço, que ativa o efeito de corrosão-fadiga.

Com o aumento de ΔK , a zona plástica na ponta da trinca torna-se maior e diminui sua sensibilidade ao ambiente corrosivo. A maior taxa de propagação em altos ΔK encurta o tempo de reação entre o meio corrosivo e o aço, resultando em uma redução do efeito de corrosão-fadiga. Portanto, a sensibilidade da taxa de propagação ao meio corrosivo em baixo ΔK é mais significativa do que em maiores valores de ΔK .

Zhao et al. (2017) estudaram o mecanismo de corrosão-fadiga do aço carbono E690 em água do mar simulada e descobriram que a dissolução anódica é o principal mecanismo de iniciação de trincas quando a tensão aplicada está próxima à tensão de escoamento do material.

3.6 Fragilização por hidrogênio

A partir do momento em que o aço é submetido a algum meio hydrogenado (líquido ou gasoso), ocorre a formação de hidrogênio iônico (H^+) que, posteriormente, é adsorvido pelo material. Em seguida, o hidrogênio é absorvido e se difunde na microestrutura (WANG, 2017). As variáveis dependem do material, das condições de carregamento de hidrogênio e das tensões presentes (KNARBAKK 2015 e ROBERTSON et al., 2015).

Os átomos de hidrogênio podem se alojar intersticialmente na rede cristalina do metal ou até nos contornos de grãos reduzindo drasticamente a tenacidade e a ductilidade do material. O hidrogênio induz o surgimento de fraturas como consequência do aparecimento de numerosas trincas superficiais que são nucleadas pelo processo de saída do hidrogênio sob forma gasosa. A fragilização também pode ocorrer por provocar aumento das tensões internas devido ao seu acúmulo em sítios aprisionadores ou nos locais de máxima tensão hidrostática. Essa concentração de tensão aumenta à medida em que o hidrogênio entra no material, até atingir uma tensão crítica de fratura local e, conseqüentemente, iniciar uma trinca (PERNS e ALSTETTER, 1990). O processo de adsorção e concentração de hidrogênio no interior do material é ilustrado na Figura 3.14 e descrito em seguida.

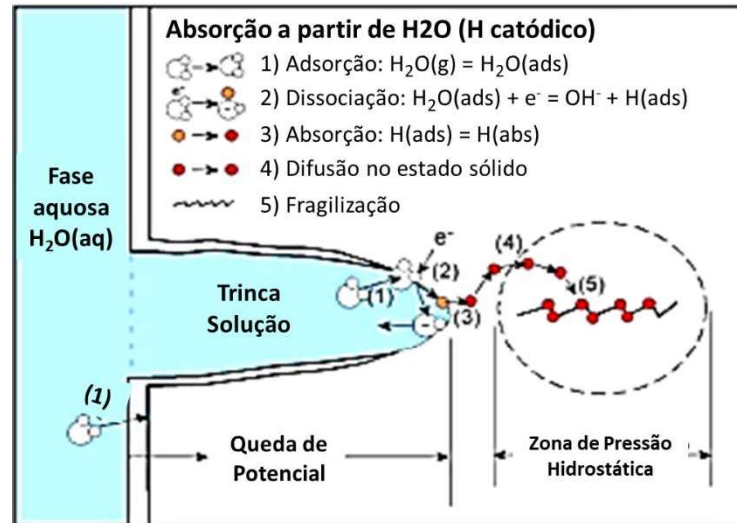


Figura 3.14 – Esquema do processo de absorção do H a partir de H₂O.

Fonte: Adaptado de HERRING, 2010.

Os passos críticos para os mecanismos de fragilização por hidrogênio que estão representados na Figura 3.14 são:

1. Difusão das moléculas de água ou íons de hidrogênio entre as paredes da trinca em direção à ponta da trinca;
2. A redução do H^+ para criar átomos de hidrogênio na superfície da ponta da trinca;
3. Difusão dos átomos absorvidos para localizações preferenciais;
4. Absorção de átomos em localizações críticas como contornos de grão ou vazios.

O hidrogênio pode se concentrar nos aços de diversas formas, sendo as principais: dissolvido na forma de hidrogênio iônico, precipitado na forma de hidrogênio molecular (H_2) e precipitado na forma de diferentes compostos (CH_4 , H_2O , hidretos, etc.) (ROSADO, 2011). Ele se localiza nos interstícios cristalinos do material ou nos seus defeitos (contornos de grão, poros, vazios, ponta da trinca, discordâncias, etc.). Os defeitos funcionam como sítios aprisionadores de hidrogênio, também denominados de “armadilhas de hidrogênio” pois apresentam pouca resistência à entrada de hidrogênio. Essas armadilhas são normalmente mais numerosas em locais com alta triaxialidade de tensões, como regiões em pontas de trinca e defeitos microestruturais como discordâncias, contornos de grão e alguns tipos de precipitados.

Variações locais na concentração de hidrogênio podem existir devido às imperfeições na estrutura cristalina (CARTER e CORNISH, 2001; PUNDT e KIRCHHEIM, 2006). Uma ilustração da interação do hidrogênio com os defeitos da estrutura cristalina de um metal puro é apresentada na Figura 3.15.

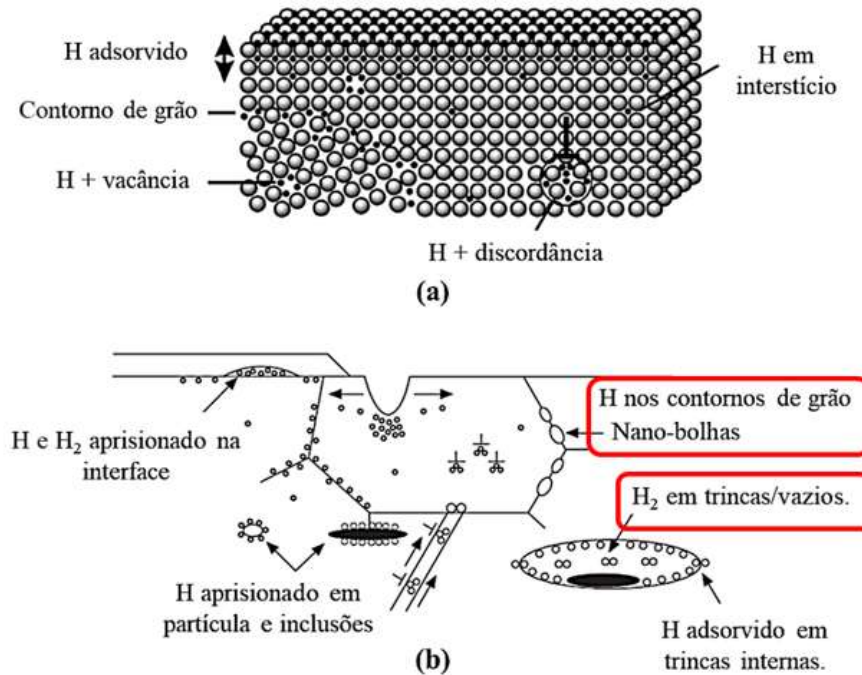


Figura 3.15 – Tipos de aprisionamento de hidrogênio em uma rede cristalina. (a) Interações entre hidrogênio e átomos do material; (b) Interações dos átomos com estruturas microscópicas.

Fonte: PUNDT e KIRCHHEIM, 2006.

Os diferentes tamanhos dos defeitos da estrutura cristalina podem ocasionar um acúmulo de hidrogênio e, conseqüentemente, pode causar a sua recombinação levando a formação de hidrogênio molecular (CARTER e CORNISH, 2001).

Uma alta concentração de vacâncias a frente das trincas pode ocorrer não apenas devido a altas concentrações de hidrogênio em regiões de alta tensão triaxial, mas também porque o hidrogênio estabiliza vacâncias produzidas por interações discordância-discordância (SONG, 2014).

Assim, uma das explicações para a maior velocidade de propagação da trinca, encontrada neste trabalho e proposta por outros autores é através do processo de coalescência de vazios, mais intenso do que o que ocorreria em ambientes inertes. Como consequência, tem-se uma maior propagação da trinca em ambiente agressivo quando comparado ao ar. É apresentado na Figura 3.16 um esquema do maior avanço da trinca quando há a fragilização por hidrogênio.

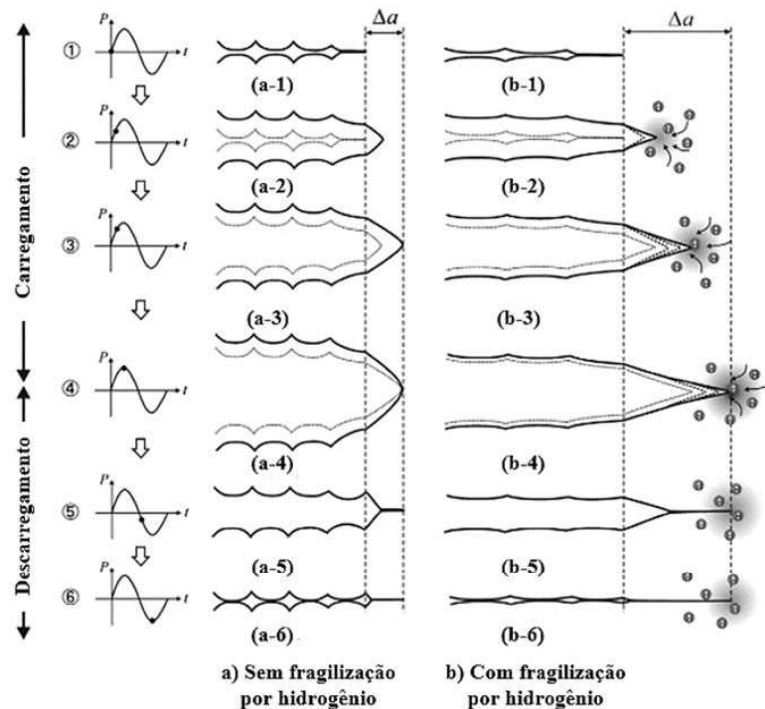


Figura 3.16 - Abertura da trinca e mecanismo de fadiga. (a) Sem efeito do hidrogênio, (b) Com efeito do hidrogênio. Sendo Δa o avanço da trinca no ciclo.

Fonte: (LYNCH, 2019. Adaptado).

3.6.1 Mecanismos de fragilização por hidrogênio

Os mecanismos de fragilização por hidrogênio têm sido amplamente estudados e discutidos, mas ainda não são completamente entendidos. Não há, atualmente, uma teoria única que possa explicar de maneira específica o fenômeno, uma vez que, diferentes mecanismos podem atuar em função das condições do ambiente ao qual um material está exposto. Assim sendo, há que se considerar o sistema como um todo quando se trata da fragilização por hidrogênio.

Diferentes mecanismos foram propostos para explicar a fragilização de metais na presença do hidrogênio. Sabe-se que o hidrogênio, quando entra na estrutura de um aço, pode causar sua fragilização (GOJIC et al., 2002). Dentre os diversos mecanismos referidos na literatura científica, os mais mencionados são a teoria da pressão interna, a decoesão, a adsorção, a interação com as discordâncias. A seguir são descritas algumas dessas teorias que tentam explicar a fragilização por hidrogênio sob a ótica de aspectos específicos envolvidos na interação entre o hidrogênio e a microestrutura do aço.

De acordo com Asgari et al. (2013), a fragilização por hidrogênio pode ser interpretada por alguns mecanismos principais: decoesão induzida por hidrogênio (HEDE: Hydrogen-Enhanced Decohesion), plasticidade localizada induzida por hidrogênio (HELP: Hydrogen-

Enhanced Localized Plasticity), emissão de discordâncias induzida por adsorção (AIDE: Adsorption-Induced Dislocation Emission) e formação de vacâncias e coalescência de microvazios e induzidas por hidrogênio. (HESIV: Hydrogen-Enhanced Vacancy Formation and nanovoid coalescence).

Teoria da pressão interna

Esta teoria tem como base a recombinação dos átomos de hidrogênio que podem encontrar condições e se difundir até que encontre um defeito, espaço vazio ou uma descontinuidade, aonde irá se combinar com outro hidrogênio atômico, formando hidrogênio gasoso ou molecular (H_2) (HIRTH, 1980).

A presença de moléculas de hidrogênio no estado gasoso faz com que haja uma elevação na pressão interna devido ao aumento do volume do hidrogênio, o que leva a uma expansão da cavidade do defeito onde o hidrogênio se encontra, resultando no aparecimento e favorecimento da propagação de trincas (GINGEL, 1997).

A teoria da pressão interna sugere a formação de *trincas induzida por hidrogênio* (TIH) sendo característica em materiais de baixa resistência mecânica em contato com ambiente contendo H_2S , H_2O , etc. O hidrogênio atômico formado pela reação catódica recombina-se formando hidrogênio gasoso, gerando empolamento (poros), como mostra a Figura 3.17.

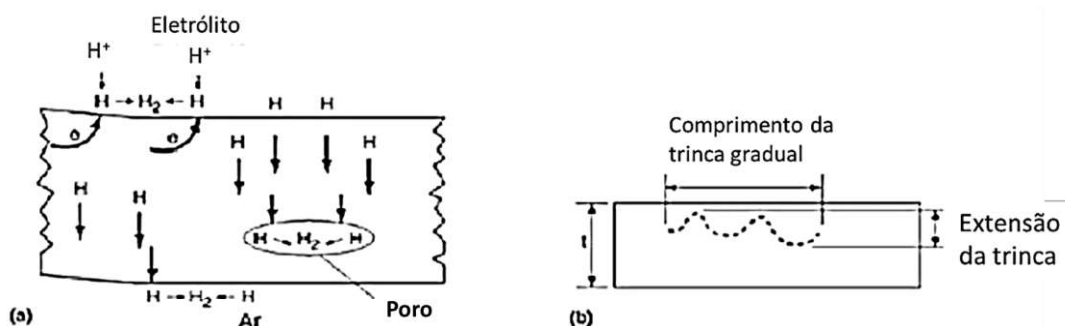


Figura 3.17 – Formação de bolhas e fratura induzida por hidrogênio. (a) Esquema de formação de bolhas; (b) Esquema de formação de trinca induzida por hidrogênio.

Fonte: Adaptado de METALS HANDBOOK, 2010.

A trinca induzida por hidrogênio e orientada por tensão mecânica resulta da presença de bolhas de H_2 e aplicação de tensão mecânica de projeto ou ainda tensões residuais do material. A presença de hidrogênio atômico e tensão mecânica é responsável pela ocorrência de trincas finas que se interconectam às TIH (ROSADO, 2011). Esse tipo de trinca tende a crescer na direção normal à tensão aplicada.

Teoria da decoesão

É o mecanismo citado mais frequentemente e baseado na hipótese de que o hidrogênio reduz localmente a força coesiva entre os átomos da estrutura cristalina pela dilatação do reticulado atômico e, assim, reduz-se a energia necessária para a fratura do material. (KNARBAKK 2015).

Nessa teoria é defendido que o átomo de hidrogênio tem maior solubilidade em regiões de alta concentração de tensão como pontas de trincas (estado triaxial de tensões) (OKAMOTO, 2010). Uma vez que a quantidade de hidrogênio na ponta da trinca começa a aumentar, os átomos da rede cristalina começam a se afastar uns dos outros, o que resulta na redução da energia coesiva entre eles (ORIANI e JOSEPHIC, 1979).

O acúmulo de hidrogênio, maior que a solubilidade da rede não-tensionada, é ocasionado principalmente pela deformação da rede devido a tensão imposta. Segundo essa teoria, o dano causado pelo hidrogênio ocorre principalmente em regiões à frente da ponta da trinca, onde é induzido o aumento da concentração de hidrogênio pela ação da tensão aplicada. A concentração de hidrogênio nesta região chega a valores críticos que fazem a trinca propagar, gerando uma nova ponta de trinca. Repetidamente, o hidrogênio irá se concentrar na extremidade da trinca, causando consecutivas propagações até haver a ruptura do material.

O dano induzido pelo hidrogênio é mais pronunciado à frente da ponta da trinca, onde é observada a máxima tensão de tração (OKAMOTO, 2010). Este processo, ilustrado na Figura 3.18, demanda tempo e mostra o caráter intermitente e atrasado da fratura assistida por hidrogênio.

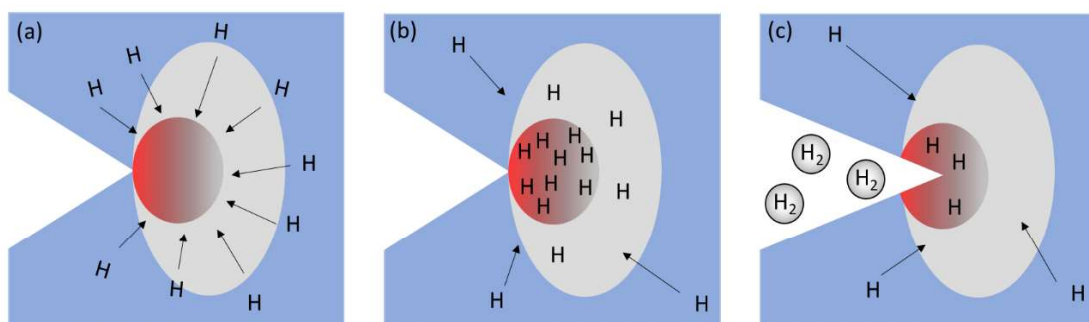


Figura 3.18 – Estágio da propagação da trinca na teoria da decoesão: a) hidrogênio difunde-se para a zona de alta concentração de tensão; b) ponta da trinca saturada de hidrogênio; c) propagação da trinca.

Fonte: Adaptado de OLIVEIRA, 2008.

Teoria da adsorção

A teoria de adsorção é baseada no critério de Griffith. Acredita-se que o hidrogênio atômico adsorvido reduz a energia de superfície, particularmente na região em torno da ponta da trinca, abaixo de um nível crítico da tensão de cisalhamento que é necessária para criar novas superfícies de fratura (LYNCH, 1989).

Há evidências de fragilização de metais (ligas de alumínio, níquel, ligas de titânio e magnésio) em ambientes aquosos ou de hidrogênio gasoso. São observadas velocidades de trincas que são muito altas para permitir que o hidrogênio se difunda antes das trincas e este fenômeno suporta ainda um mecanismo baseado na adsorção de espécie fragilizantes nas pontas das trincas. Estudos metalográficos e fractográficos de crescimento de trincas mostram que trincas assistidas ambientalmente ocorrem por um fluxo plástico mais localizado e processo de coalescência de microvazios (LYNCH, 2019). Lynch (1988) conclui que o trincamento induzido pelo ambiente ocorre porque a adsorção de fragilizantes e facilita a emissão de discordâncias das pontas das trincas e, assim, promove a coalescência das trincas com vazios que estão à frente.

O termo “emissão de discordâncias” no modelo AIDE (Adsorption-induced decohesion mechanism) engloba tanto a nucleação quanto o movimento subsequente de discordâncias para longe da ponta da trinca. A fase de nucleação é crítica e é facilitada pela adsorção e o enfraquecimento das ligações interatômicas por essa adsorção de hidrogênio pode facilitar o processo de propagação da trinca. Uma vez nucleadas, as discordâncias podem facilmente se afastar da ponta da trinca sob a tensão aplicada logo, nesses casos o crescimento de trincas ocorre principalmente pela emissão de discordâncias das pontas das trincas (LYNCH, 2018).

Teoria da Plasticidade Localizada

O mecanismo, identificado em inglês como HELP (Hydrogen Enhanced Localized Plasticity) – como o nome sugere, é baseado no aumento local de plasticidade em determinadas regiões do material. A presença do hidrogênio em solução sólida irá aumentar a mobilidade das discordâncias, aumentando a densidade de discordâncias em pontas de trinca, o que irá criar regiões com alta deformação localizada. Este “amacramento” local do material resulta em trincamento devido à coalescência de microvazios ao longo de planos cristalográficos (STROE, 2006).

Segundo a teoria, a plasticidade localizada é causada devido à redução de interação entre discordâncias e entre discordâncias e outros obstáculos. Portanto, as discordâncias passam a se mover mais próximas umas das outras e mais próximas de outros obstáculos, criando

empilhamentos de discordâncias mais densos. Este fenômeno cria regiões de alta deformação (onde o hidrogênio aumentou a mobilidade das discordâncias), como pode ser visto na Figura 3.19.

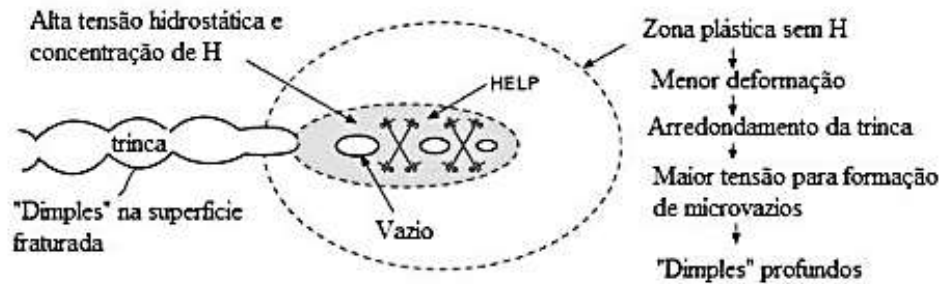


Figura 3.19 – Representação esquemática do mecanismo de Plasticidade Localizada (HELP). No processo há coalescência de microvazios com plasticidade localizada e facilitada em regiões de alta concentração de hidrogênio.

Fonte: Adaptado de GANGLOFF, 2005.

3.6.2 Resumo do capítulo

Com base na literatura, percebe-se o esforço em estudar o comportamento dos materiais que são submetidos a esforços cíclicos e em diferentes meios. Dos mecanismos de degradação de estruturas em aço submetidas a esforços dinâmicos em meio aquoso, destacam-se a dissolução anódica do metal imposta pela corrosão e a fragilização por hidrogênio (HE – *Hydrogen Embrittlement*).

No mecanismo de HE, o hidrogênio atuante na fragilização pode advir do interior do material (IHE – *Internal Hydrogen Embrittlement*) ou de origem externa por interação com o meio (EHE – *External Hydrogen Embrittlement*). Várias teorias, citadas neste capítulo, buscam explicar o mecanismo que promove a variação de propriedades dos aços na presença de hidrogênio e a consequente fragilização, as mais aceitas e que foram relacionadas são:

- Decoção induzida por hidrogênio (HEDE – *Hydrogen induced decohesion*),
- Teoria da plasticidade Localizada (HELP - *Hydrogen enhanced local plasticity*),
- Teoria da adsorção (AIDE – *Adsorption-induced dislocation emission*),
- Teoria de formação de vacâncias e coalescência de microvazios e induzidas por hidrogênio (HESIV: *Hydrogen-Enhanced Vacancy Formation and nanovoid coalescence*).

4 METODOLOGIA

4.1 Introdução e aspectos gerais

O presente trabalho buscou avaliar o fenômeno de desprendimento de bolhas na região da trinca de fadiga durante sua propagação por fadiga em ambiente subaquático no aço A-36. Para isto foram cumpridas as seguintes etapas gerais, destacando que a aquisição de imagens proposta na Etapa 2 é repetida nas etapas seguintes:

1. Confecção e preparação dos corpos de prova para ensaio de fadiga;
2. Montagem e preparação dos sistemas de captura de imagens;
3. Levantamento de parâmetros para o ensaio de fadiga com repetibilidade do fenômeno do desprendimento de bolhas;
4. Variação de parâmetros do ensaio de fadiga;
5. Variação do meio;
6. Variação do material ensaiado para estudo comparativo;
7. Análise das imagens e caracterização da propagação da trinca.

Inicialmente, buscou-se parâmetros de ensaio de fadiga que promovessem a repetibilidade do fenômeno de desprendimentos de bolhas. Esses parâmetros iniciais são apresentados no capítulo 4.4.2. Após alcançada a repetição nestes ensaios prévios, os seguintes parâmetros sofreram variação para relacionar com o aumento, com a diminuição ou com a inibição do fenômeno:

- Carga máxima ($P_{m\acute{a}x}$) e Carga mínima ($P_{m\acute{i}n}$) aplicadas;
- Variação da carga aplicada (ΔP);
- Frequência de ensaio (f);

Além de parâmetros de ensaio de fadiga, também foi investigada a influência do meio na geração e no desprendimento de bolhas. Além de “água de torneira” sem alterações, onde anteriormente havia sido presenciado o fenômeno, foi estudado o comportamento da trinca na água de torneira com menores concentrações de gases dissolvidos. Corpos de prova foram ensaiados ao ar para comparação e análise de possíveis consequências do desprendimento das bolhas no comportamento da propagação de trinca. Os diferentes ambientes estudados e a preparação de cada um deles é descrita no capítulo 4.4.1.

Grande parte dos resultados foram obtidos através da análise de imagens. Para acompanhamento do ensaio foram utilizadas duas câmeras, sendo uma delas conhecida como

“super câmera lenta” com a capacidade de aquisição de até 10000fps possibilitando a análise de eventos rápidos e uma convencional (64fps).

A utilização da câmera, também conhecida como “câmera de alta velocidade” ou “super câmera lenta” possibilitou uma melhor visualização do fenômeno e do comportamento da trinca em diferentes momentos do ensaio. Parâmetros de filmagem e configuração das câmeras são apresentados no capítulo 4.5.

Buscando estudar a influência do material no desprendimento das bolhas no ensaio de fadiga em ambiente subaquático, foram utilizados corpos de prova geometricamente idênticos porém fabricados em outro material para fins comparativos. Foram utilizadas amostras confeccionadas em acrílico - poli(metacrilato de metila). Sua escolha deu-se principalmente por ser transparente, possibilitando a visualização da propagação da trinca em toda espessura do corpo de prova, a possível verificação do local do surgimento das bolhas e a dinâmica para seu desprendimento. No capítulo 4.7 são apresentadas as configurações para o ensaio deste material.

4.2 Corpos de prova em Aço

Os corpos de prova (CPs) em aço foram confeccionados em aço ASTM A36 fornecido em chapas laminadas a quente e a sua composição química é apresentada na Tabela 4.1. Seguindo a norma ASTM E647-13, todos os corpos de prova foram do tipo C(T). As dimensões características deste CP são apresentadas no esquema da Figura 4.1.

Tabela 4.1 - Composição química do aço para confecção dos CPs.

Elemento	Fe	C	Mn	Cu	Si	S	P
%Peso	bal	0,25	1,03	0,20	0,28	0,007	0,026

Análise química indicada pelo fornecedor

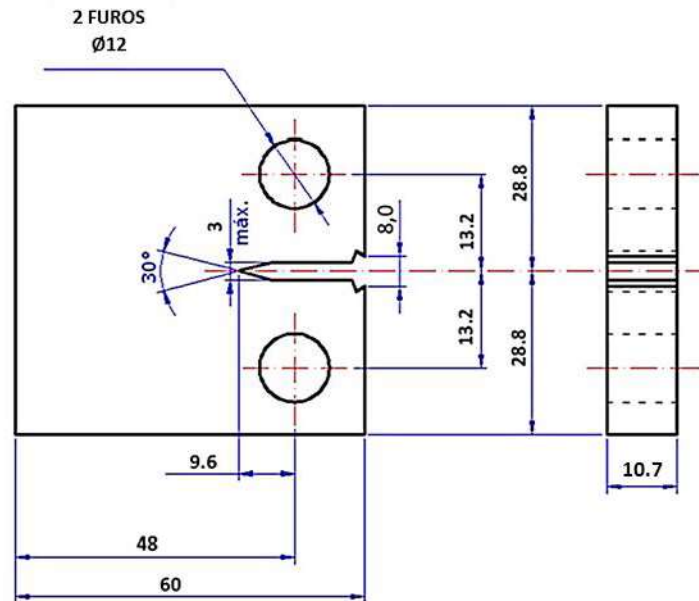


Figura 4.1 - Esquema do corpo de prova que será utilizado - C(T). Dimensões em milímetros.

Fonte: ASTM E647, 2015 (adaptado).

Para todos os corpos de prova, o entalhe foi feito perpendicularmente à direção de laminação, na configuração L-T (Figura 3.8), fazendo com que a trinca se propagasse transversalmente às linhas de laminação. Vale ressaltar que, para preparação dos corpos de prova, a influência dos cortes com forte gradiente térmico foi suprimida pois após realização destes todas as superfícies da amostra foram faceadas utilizando processo de usinagem com abundante refrigeração, chegando assim às dimensões finais estabelecidas por norma (ASTM E647, 2015). Para atingir estas dimensões finais, as superfícies dos corpos de prova sofreram um processo de desbaste com um retificador e após essa etapa de retificação, as amostras foram lixadas, utilizando lixas até 1200# e posteriormente foram polidas com alumina (0,3 μ m) para melhor visualização da trinca durante o ensaio.

4.2.1 Pré-trincamento dos corpos de prova.

Como o objetivo do trabalho baseia-se em grande parte na observação da região da fratura durante o ensaio, buscou-se um comprimento de trinca inicial que facilitasse, desde o seu início, a visualização da ponta da trinca. As garras responsáveis pela fixação e aplicação das cargas de ensaio poderiam impedir uma visualização da região da trinca na ausência de um pré-trincamento.

Uma pré-trinca por fadiga com o comprimento de 7,4mm foi introduzida nos corpos de prova. Dessa forma o comprimento em relação ao centro dos furos do CP, onde são aplicadas as cargas do ensaio, totalizou em 17,0mm, atendendo parâmetros especificados em norma. Esse

comprimento é o parâmetro que, segundo a norma ASTM 647 (2015), deve ser considerado para cálculo do ΔK , descrito na seção 4.6.2. É apresentado na Figura 4.2 um esquema do corpo de prova pré-trincado e posicionado nas garras de fixação da máquina.

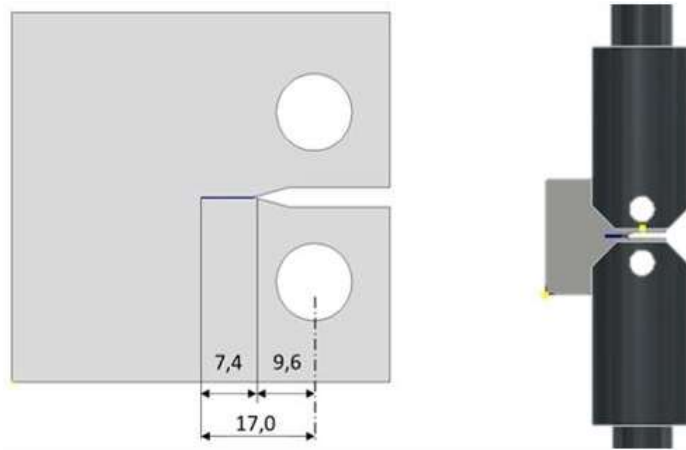


Figura 4.2 - Esquema do CP pre-trincado. (B) CP posicionado nas garras para ensaio.

O comprimento da pré-trinca e os parâmetros durante essa etapa foram controlados pelo *software* da própria máquina de ensaio, através do método da *compliance*, com a utilização de um clip-gage e um célula de carga de 25kN. A pré-trinca foi realizada utilizando carga decrescente, com a razão de tensões $R = 0,1$ (mesma utilizada nos ensaios) e frequência $f = 30\text{Hz}$. Vale destacar que, para atender à norma ASTM 647, o valor da carga máxima ($P_{\text{máx}}$) ao final do pré-trincamento deve ser inferior ao valor utilizado posteriormente no ensaio em ambiente aquoso. Com isso tem-se um valor final de $P_{\text{máx}}$ abaixo de 5,5kN, menor valor usado nos testes de fadiga que foram realizados posteriormente. É apresentado na Figura 4.3 um exemplo do comportamento da carga durante o pré-trincamento.

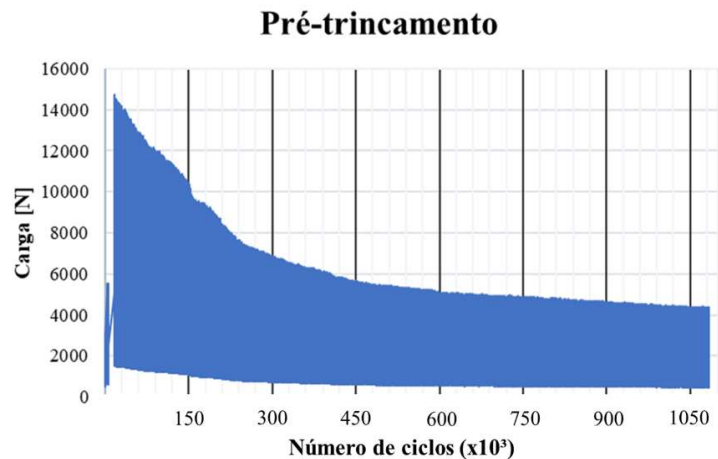


Figura 4.3 - Exemplo do comportamento da carga durante o pré-trincamento com $P_{\text{máx}}$ final abaixo de 5,5kN.

4.3 Máquina para ensaio de fadiga e dispositivo para ensaio subaquático

Máquina para ensaio

As pré-trincas e os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados no LRSS - Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação, no Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), em uma máquina servo-hidráulica INSTRON modelo 8802 de 250kN. A máquina está equipada com um sistema dinâmico com capacidade máxima de 250 kN. O modelo da máquina utilizado é apresentado na Figura 4.4.



Figura 4.4 – Máquina Instron modelo 8802 utilizada no ensaio.

Câmara para teste subaquático

Para que fosse possível realizar o teste em ambiente subaquático, foi utilizada uma câmara semelhante a um vaso de pressão previamente construído (ARIAS, 2012), com vedação que permite manter todo o interior da câmara (corpo de prova e garras de ensaio) em ambiente controlada, líquida ou gasosa (Figura 4.5(A)). Para transmitir o carregamento imposto pela máquina de ensaio INSTRON 8802 ao corpo de prova, foram construídos dois eixos que são mostrados na Figura 4.5 (B) é possível perceber o rebaixo no corpo do eixo, ele foi introduzido para facilitar a colocação dos anéis de vedação permitindo assim seu isolamento hermético, porém mantendo a mobilidade necessária que o atuador terá durante o ensaio de propagação da trinca. Na Figura 4.5 (C) é apresentado um esquema da montagem da câmara na máquina de ensaio.

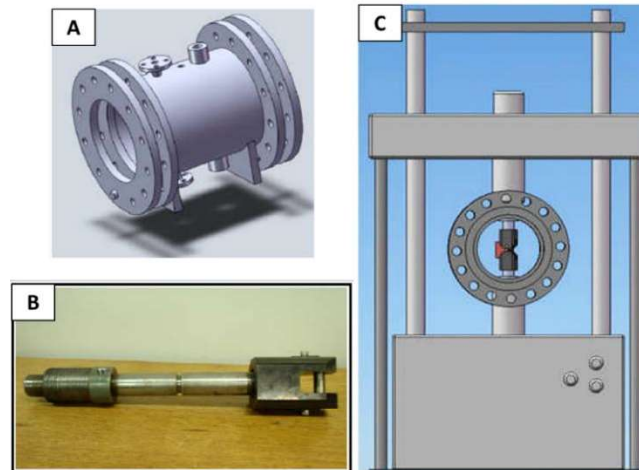


Figura 4.5 – (A) Projeto da câmara; (B) Eixo construído para transmissão do atuador para o CP no interior da câmara; (C) Esquema do conjunto (Máquina – eixo – câmara) montado.

Fonte: ARIAS, 2012. (Adaptado)

Para possibilitar a visualização e filmagem do corpo de prova e sobretudo da região da trinca durante o ensaio, utilizou-se tampas de policarbonato que, sendo um material transparente, permite boa visibilidade do corpo de prova e sobretudo da região trincada e acompanhamento dos fenômenos que ocorrerão durante os testes. As tampas transparentes são posicionadas nos dois lados opostos, permitindo o acompanhamento do ensaio pelas duas superfícies maiores do CP. Além das tampas, dois aros em aço foram acoplados na parte externa, que possibilitava uma melhor fixação pelo sistema de parafusos, com isso a pressão era distribuída no policarbonato, evitando a ocorrência de trincas na tampa transparente. É apresentado na Figura 4.6 o projeto da câmara com detalhe para os sistemas de vedação e de introdução de água ou gás, situado na parte inferior. A câmara possui, na parte superior, uma válvula com possibilidade de abertura e conexão com a atmosfera.

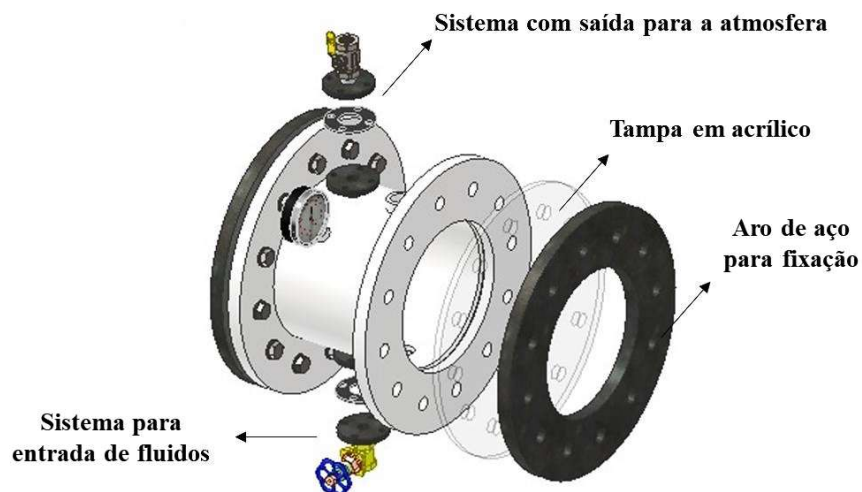


Figura 4.6 – Esquema da câmara hiperbárica utilizada no trabalho.

4.4 Ensaio de Fadiga

Após a formação da pré-trinca, foram conduzidos os ensaios de fadiga. Esta seção apresentará as variações dos ambientes de ensaio e dos parâmetros de carregamento.

4.4.1 Ambientes de ensaio

Para preparação do ensaio em ambiente subaquático, o corpo de prova era posicionado e a câmara era então fechada, com as tampas de policarbonato e os aros de aço, assim a câmara estava vedada. A introdução da água foi feita pelo sistema de alimentação na parte inferior. O nível d'água utilizado foi o mesmo em todos os ensaios em ambiente subaquático. O esquema de posicionamento do CP e introdução da água é apresentado na Figura 4.7.



Figura 4.7 – Esquema de introdução da água na câmara hiperbárica.

Água de torneira

O primeiro ambiente utilizado como meio para o ensaio de propagação da trinca foi “água de torneira” proveniente do sistema de abastecimento de Belo Horizonte – MG, mesmo meio utilizado quando o fenômeno das bolhas foi constatado previamente.

Borbulhamento de gás nitrogênio

Uma das variações realizadas no ambiente ensaiado foi utilizando a técnica de "stripping", que envolve o borbulhamento de um gás através de um líquido. Com esse procedimento é possível obter uma diminuição do gás oxigênio (O_2) dissolvido na água.

A introdução do gás nitrogênio foi feita pelo mesmo orifício da alimentação de água. Essa abertura está situada no ponto mais baixo, na parte inferior da câmara, aumentando assim

sua passagem através do meio aquoso. É apresentado na Figura 4.8 um esquema da técnica de *stripping* utilizada no trabalho.

É importante ressaltar que a utilização da técnica seguiu a metodologia de Zeckos (2019) e demandou 30 minutos de borbulhamento para o volume de 15 litros d'água utilizados e que, durante esse tempo, o CP está submerso (Figura 4.8 (A)). Com isso, para equalizar o tempo em ambiente submerso de todos os CPs, o ensaio de fadiga só tinha início 1 hora após o sistema atingir o nível de água estipulado (Figura 4.8 (B)). Assim sendo, todos os CPs ficaram submersos durante o mesmo tempo antes do início do ensaio. Esse procedimento é esquematizado na Figura 4.8.

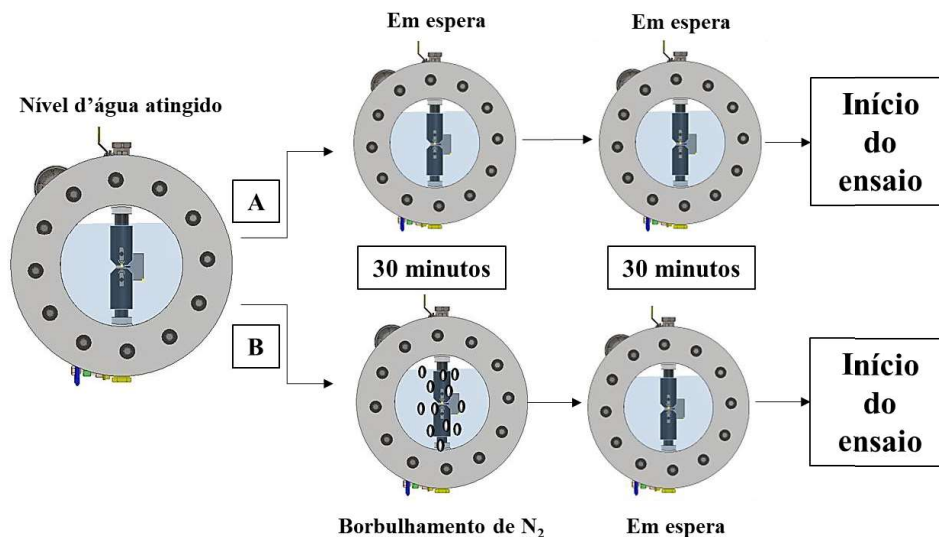


Figura 4.8 – Esquema de borbulhamento e tempo de espera para início do ensaio.

Ao ar

Para comparação com os ensaios em ambiente subaquático, corpos de prova foram ensaiados ao ar em temperatura em torno de 25°C. Diferentemente do ambiente subaquático, os ensaios ao ar foram acompanhados pelo *clip-gage*.

4.4.2 Parâmetros de carregamento.

Para os CPs em aço, foi utilizado o método de ensaio com amplitude de carga (ΔP) constante. No ensaio com amplitude de carga constante, as cargas máxima ($P_{\text{máx}}$) e mínima ($P_{\text{mín}}$) são mantidas constantes de modo que, $K_{\text{máx}}$ e $K_{\text{mín}}$ aumentam à medida que a trinca cresce, conseqüentemente, o ΔK aumenta. A aplicação de carga teve uma variação senoidal entre máximo e mínimo. A temperatura dos testes foi mantida em torno de 25°C.

Teste preliminares foram realizados buscando uma configuração para o desprendimento de bolhas que, após definida, foi submetida em 3 CPs distintos. A configuração inicial de parâmetros é apresentada na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Parâmetros para os testes iniciais.

Nº do CP	Ambiente	ΔP (kN)	F (Hz)	$P_{\text{máx}}$ (kN)	R
1	Água de Torneira	5	30	5,5	0,1
2	Água de Torneira	5	30	5,5	0,1
3	Água de Torneira	5	30	5,5	0,1

Foram ensaiados 9 CPs em ambiente subaquático, com a variação de alguns parâmetros. A configuração para cada CP é apresentada na Tabela 4.3. Para facilitar a identificação dos CPs ensaiados em relação aos parâmetros utilizados, em sua nomenclatura são indicados “Meio- ΔP -Frequência”, respectivamente.

Tabela 4.3 – Parâmetros dos ensaios realizados.

Nomeclatura	Meio	ΔP (kN)	f (Hz)	$P_{\text{máx}}$ (kN)	R
A _T -5-30 (1)	Água de Torneira	5	30	5,5	0,1
A _T -5-30 (2)	Água de Torneira	5	30	5,5	0,1
A _T -5-30 (3)	Água de Torneira	5	30	5,5	0,1
A _T -5-10	Água de Torneira	5	10	5,5	0,1
A _T -6-30	Água de Torneira	7	30	7,7	0,1
A _T -7-10	Água de Torneira	7	10	7,7	0,1
A _T -8-10	Água de Torneira	8	10	8,8	0,1
A _N -5-30	Água com borbulhamento de N ₂	5	30	5,5	0,1
A _N -7-30	Água com borbulhamento de N ₂	5	30	7,7	0,1
Ar	Ar	5	30	5,5	0,1

Sendo: A_T – Água de Torneira;

A_N – Água de torneira com borbulhamento de N₂;

Ar – Ensaio conduzido ao Ar.

4.5 Captura de imagens

Um dos principais pontos da metodologia foi na captura de imagens durante o ensaio, principalmente para aquisição do fenômeno do desprendimento de bolhas. Além de capturar o fenômeno as imagens também foram utilizadas para levantamento das curvas $a \times N$ e posteriormente das curvas $da/dN \times \Delta K$.

Para acompanhamento dos ensaios, filmagens foram feitas em posições distintas do corpo de prova. Duas câmeras foram posicionadas sempre na mesma posição em relação do CP, cada uma delas perpendicular à uma superfície lateral (de maior área) do corpo de prova, com o objetivo de capturar o desprendimento de bolhas caso o fenômeno acontecesse pelas laterais da amostra e também de acompanhar a propagação da trinca no decorrer do ensaio.

4.5.1 Filmagem em alta velocidade

Uma das câmeras utilizadas foi a Phantom Miro LAB110, sendo a mais importante na metodologia do trabalho. A câmera dispõe do software (PCC) que permite tratamento de imagens e análises das filmagens feitas. A filmagem permite a medição da trinca em posterior análise de imagem.

A Figura 4.9 apresenta a câmera Phantom Miro LAB110 (A) e a montagem em relação à máquina de ensaio (B).

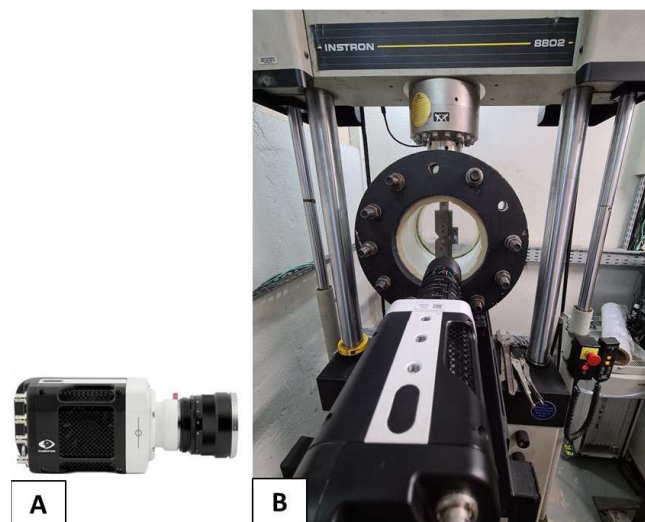


Figura 4.9 - Sistema para filmagem de alta velocidade do ensaio de fadiga em ambiente subaquático. (A) Câmera Phantom Miro LAB110; (B) Sistema montado.

Parâmetros de filmagem

O modelo Phantom Miro LAB110 é capaz de adquirir um intervalo máximo de até 4,7s com taxa de aquisição de 1600fps em máxima resolução (1280x800) e 19,5s com 40000fps e menor resolução (128x8). Esse intervalo máximo de tempo é devido à sua memória interna de 12GB, quanto maior a resolução e a quantidade de imagens por segundo, menor o intervalo de tempo máximo de gravação. Para filmagem dos ensaios foi selecionada uma resolução de 1260x240 e uma taxa de aquisição de imagens de 700fps, possibilitando um tempo de filmagem máximo de até 9,3s.

Quando a memória interna da câmera é completada, há a necessidade da transferência dos arquivos para um computador. A transferência dos 12GB leva cerca de 5 minutos, o que dificultava a aquisição de fenômenos que ocorressem em intervalos próximos (abaixo do tempo de transferência), já que o ensaio é contínuo. Para possibilitar a aquisição de fenômenos próximos, uma segmentação em 10 partes da memória interna foi realizada, possibilitando a captura de 10 intervalos de 0,93s.

Como metodologia padrão, aquisições foram feitas a cada intervalos de 1000 ciclos para ensaios com $f=30\text{Hz}$ e intervalos de 500 ciclos para ensaios com $f=10\text{Hz}$. O acompanhamento da contagem de ciclos pôde ser realizado através da interface digital da máquina de ensaio com um computador, que fornece o número de ciclos em tempo real.

Caso fosse constatado o desprendimento de bolhas na superfície observada pela Phantom, aquisições eram realizadas em intervalos menores, buscando uma maior quantidade de capturas do evento. Cada filmagem foi realizada, portanto, em um momento específico com o número de ciclos respectivo àquele momento.

4.5.2 Filmagens com câmera convencional

Uma segunda câmera, convencional e com capacidade de filmagem de 64fps, com maior memória e capaz de filmar todo o ensaio sem interrupções, foi posicionada com visualização para a superfície oposta àquela observada pela Phantom. Com essa configuração foi possível a visualização do ensaio nas duas superfícies para acompanhamento da propagação da trinca durante o ensaio e também são usadas para levantamento das curvas $a \times N$.

4.5.3 Análise de imagens

Após ensaios realizados, as filmagens e imagens capturadas foram tratadas para melhor visualização do fenômeno do desprendimento de bolhas e também para medição do tamanho da trinca durante o ensaio. Foi utilizado o *software* “PCC” (*Phantom Camera Control*), fornecido pela fabricante da câmera *Phantom*, para seleção e tratamento das imagens. Para análise e medição da trinca foi utilizado o *software* livre “ImageJ”.

A calibração das imagens foi realizada através de uma marcação com dimensões conhecidas realizada previamente na superfície do corpo de prova. Com essa marcação é possível calibrar o *software* e realizar medições da trinca que estão na mesma superfície da marcação calibrada, evitando possíveis erros na medição.

4.6 Comportamento da propagação da trinca

Uma das avaliações feitas foi o comportamento na propagação da trinca durante o ensaio. Curvas “ $a \times N$ ” e “ $da/dN \times \Delta K$ ” foram plotadas para cada amostra. A metodologia para aquisição das curvas é descrita nas seções 4.6.1 e 4.6.2.

4.6.1 Curvas de crescimento da trinca ($a \times N$)

De acordo com a norma ASTM E647, para o corpo de prova do tipo C(T) é necessário que a amostra se comporte de forma predominantemente elástica para todos os valores de forças aplicadas. Com isso, devem ser considerados os valores de comprimento de trinca (a) que respeitem a Equação 4.1.

$$(W - a) \geq (4/\pi)(K_{m\acute{a}x}/\sigma_{YS})^2 \quad \text{Eq. 4.1}$$

Onde:

W = largura do corpo de prova.

a = comprimento total da trinca.

(W - a) = comprimento não fraturado do corpo de prova.

$\sigma_{YS} = 250\text{Mpa}$.

Seguindo a recomendação da norma, os comprimentos de trincas serão mensurados e utilizados até os valores máximos apresentados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Tamanho máximo da trinca a ser considerado para cada valor de P_{máx} utilizado.

Tamanho máximo da trinca (mm)	P _{máx} (N)
29,00	5500
27,14	6600
25,53	7700
23,78	8800

Ao ar

Para o ambiente seco é possível o acompanhamento da propagação da trinca utilizando um *clip-gage*, que permite o monitoramento do tamanho da trinca a partir da análise da flexibilidade do corpo de prova durante o ensaio. Essas análises são feitas pelo próprio software fornecido pelo fabricante da máquina e é o mesmo utilizado na realização e acompanhamento do pré-trincamento ao ar.

Ambiente subaquático

Como não foi possível o uso do *clip-gage* em ambiente subaquático, devido ao risco de dano a esse componente, a medição da propagação da trinca foi realizada acompanhada através de avaliações das imagens adquiridas pelas filmagens e tratadas no *software* “ImageJ”.

Como descrito na seção 4.5, as filmagens são feitas em momentos conhecidos do ensaio, em relação ao número de ciclos aplicados. Com isso é possível fazer a avaliação do tamanho da trinca (a) para um número de ciclos (N) específico daquele momento, fornecendo o comportamento da trinca e a curva $a \times N$ do ensaio.

4.6.2 Curvas da/dN x ΔK

Determinação da taxa de propagação da trinca (da/dN)

As curvas $a \times N$ geradas para cada CP foram aproximadas de uma curva de 7º grau em relação a pontos consecutivos medidos de acordo com a metodologia da seção 4.6.1 e então derivadas com o auxílio do *software* MATLAB. Com isso, pode-se fazer a determinação da taxa de propagação da trinca (da/dN) para cada tamanho de trinca mensurado e assim possibilitar o levantamento da curva de taxa de crescimento da trinca (da/dN x ΔK).

Determinação da Variação do Fator de Intensidade de Tensões (ΔK)

O ΔK foi calculado em pontos de 0,48mm a 0,48mm, valores que são indicados pela norma para que fiquem igualmente espaçados quando plotados na curva da/dN. O cálculo da Variação do Fator de Intensidade de Tensões (ΔK) para o C(T) utilizado tem como referência a norma ASTM E647 (2015) e é dado pela Equação 4.2:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2+a)}{(1-a)^{1,5}} (8,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad \text{Eq. 4.2}$$

Sendo $\alpha=W/a$

Assim sendo, cada ponto discreto para os valores medidos de a da curva $a \times N$ (seção 4.6.1) está associado à um valor de da/dN e um valor de ΔK e que são considerados para levantamento da curva da curva da/dN x ΔK .

4.7 CP em Acrílico

Corpos de prova confeccionados em acrílico foram ensaiados. Buscou-se com isso eliminar a hipótese de que o fenômeno da ocorrência de bolhas fosse um efeito exclusivo da

movimentação da água na região da trinca, visando verificar a dependência do material para a ocorrência do fenômeno estudado.

Para simular a mesma movimentação do fluido presente dos ensaios com CPs em aço, os corpos de prova feitos de acrílico possuem as mesmas dimensões apresentadas na seção 4.1. Estão apresentadas na Figura 4.10 dois exemplos de amostras, uma confeccionada em aço e outra em acrílico.

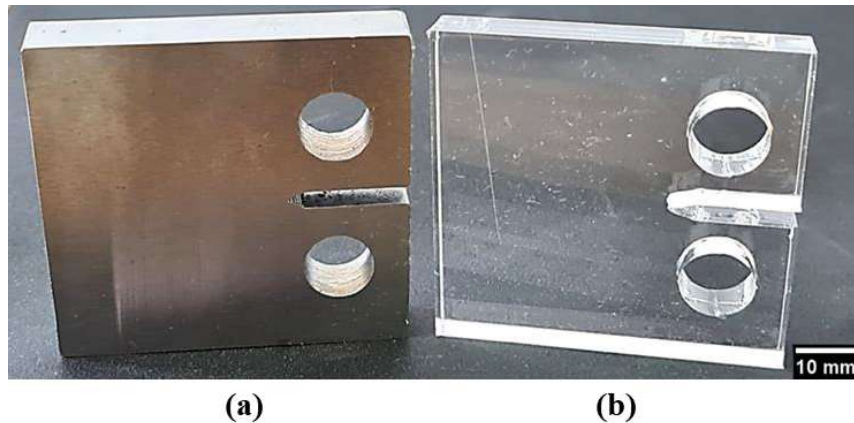


Figura 4.10 – Corpos de prova em aço (a) e em acrílico (b) utilizados no trabalho.

Como os materiais possuem características muito distintas, não é possível a utilização de parâmetros de ensaio de fadiga. Assim, para simular o movimento da água no ensaio foi realizada uma imposição de movimento das garras, semelhante à produzida nos ensaios realizada nos CPs de aço.

Devida à diferença das propriedades entre o aço A36 e o acrílico, a aplicação de carga foi diferente. Como a intenção na utilização de corpos de prova em acrílico era a verificação da movimentação do fluido na ponta da trinca, buscou-se simular as mesmas condições de oscilação, tanto na amplitude quanto na velocidade de abertura e fechamento da trinca.

Mesmo sem utilização do *clip-gage*, o *software* da INSTRON armazena a posição do atuador ao decorrer do ensaio. Para reproduzir a mesma abertura da trinca nos CPs em acrílico das experimentadas nos CPs em aço, foram utilizados os valores máximos e mínimos de posição do atuador do CP - (1) A_T-5-30 e esses foram replicados para produção de uma curva senoidal ao longo dos ensaios realizados em acrílico. Três ensaios foram conduzidos em acrílico também foram acompanhados pelas mesmas câmeras descritas na seção 4.5.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo os resultados do trabalho serão apresentados, juntamente com a discussão em relação a trabalhos da literatura.

O desprendimento de bolhas foi recorrente nos ensaios com o CP em aço e ausente quando o CP é confeccionado em acrílico. Por fim, os resultados buscam relacionar o fenômeno com os parâmetros utilizados nos ensaios. A análise de resultados é apresentada na ordem:

1. Identificação da ocorrência do desprendimento de bolhas.
2. Resultados dos ensaios de Fadiga, comparando-os com valores da literatura.
3. Observações em relação ao fenômeno do desprendimento de bolhas.
4. Relação entre o fenômeno do desprendimento de bolhas com a propagação da trinca.
5. Modelo proposto para explicação do fenômeno.
6. Apresentação dos resultados para o CP em acrílico.

5.1 Desprendimento de bolhas

Para melhor apresentação das imagens, foi criado um canal no *YouTube* com uma seleção de vídeos do fenômeno do desprendimento para melhor visualização.

Disponível em:

https://www.youtube.com/playlist?list=PL8UR8sfYH2-wHhHk4IAhsWn8e_EvwcDK7

Um fato marcante em relação ao fenômeno do desprendimento de bolhas é que, ao se aproximar do final do ensaio (tamanho final da trinca), não eram mais detectadas bolhas se desprendendo da região de fratura. Essa constatação é uma das principais bases para a explicação do fenômeno e dos resultados de propagação da trinca encontrados no trabalho.

A observação inicial que foi constatada em relação a todos os corpos de prova é de que o fenômeno era suprimido a partir de determinado momento do ensaio. Para apresentação dos momentos em que ocorreram o desprendimento, a Tabela 5.1 apresenta o tamanho da trinca no último momento em que o fenômeno foi observado. O fenômeno só não foi detectado no CP AT-8-10.

Tabela 5.1 – Tamanho da trinca na última ocorrência do desprendimento de bolhas.

Nomeclatura	Desprendimento de bolhas	Tamanho da trinca na última ocorrência de bolhas [mm]
A _T -5-30 (1)	Sim	22,8
A _T -5-30 (2)	Sim	23,2
A _T -5-30 (3)	Sim	22,7
A _T -6-30	Sim	21,3
A _T -5-10	Sim	24,1
A _T -7-10	Sim	17,1
A _T -8-10	Não	Não houve bolhas
A _N -5-30	Sim	23,1
A _N -7-30	Sim	17,2

As principais observações a serem consideradas a respeito do fenômeno e que são consideradas para avaliação e comparação com os resultados avaliados são:

1. O Fenômeno ocorre para as duas frequências ensaiadas (10Hz e 30Hz).
2. Há ocorrência nas duas variações do meio (com e sem borbulhamento de N₂).
3. O desprendimento é intermitente, ou seja, acontece em momentos do ensaio, não sendo um fenômeno contínuo.
4. Ao aproximar-se do final do ensaio, não houve mais a constatação de desprendimento de bolhas.
5. Observou-se o fenômeno em todos os CP's, exceto no CP AT-8-10.

5.1.1 Análise das bolhas desprendidas

Foi constatado que quando as bolhas surgiam elas apresentavam um diâmetro inferior quando comparadas às bolhas que surgiam em momentos posteriores do ensaio. Com a continuidade do ensaio, as bolhas apresentavam um aumento considerável no seu diâmetro, ou seja, com o crescimento da trinca o fenômeno ficava mais intenso.

Para analisar as imagens, foi utilizado o *ImageJ*, que possibilitou acompanhar o movimento realizado pelas bolhas e realizar a medição do seu diâmetro. Na Figura 5.1 estão apontadas as bolhas desprendidas que foram detectadas ao atingir 81000 ciclos do corpo de prova CP1.

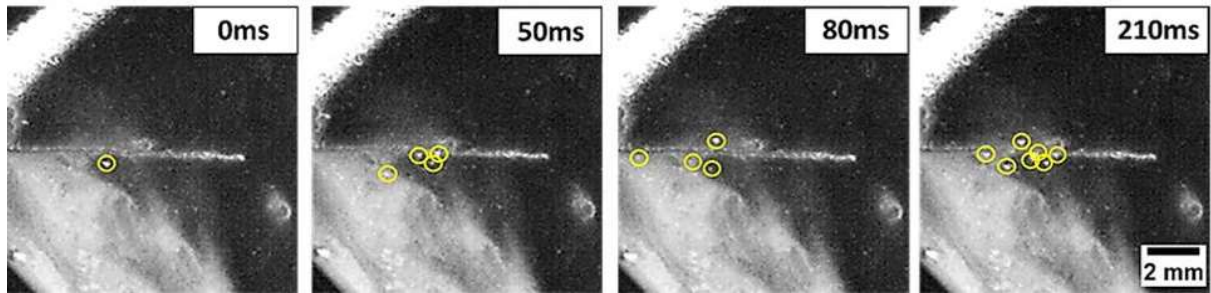


Figura 5.1 – CP1 com desprendimento de bolhas nos 81000 ciclos. Imagens em 0, 50, 80 e 210ms.

5.2 Propagação da trinca nos CP em aço

Os resultados de ensaios de fadiga são mostrados neste tópico, com base na análise das curvas de comportamento da trinca. Primeiramente, serão apresentadas as curvas “ $a \times N$ ” (comprimento da trinca pelo número de ciclos) dos ensaios em ambiente subaquático. Em seguida as curvas “ $da/dN \times \Delta K$ ”, analisando a influência das variações nos parâmetros de ensaio com os resultados e comparando-os com trabalhos disponíveis na literatura.

5.2.1 Curvas $a \times N$

Neste tópico estão apresentadas as curvas do comportamento do crescimento da trinca no decorrer do ensaio. Primeiramente serão apresentadas as curvas para os corpos de prova AT-5-30 (1; 2 e 3) e pela Figura 5.2 pode-se observar um comportamento semelhante entre os 3 CPs. Na Figura 5.3 são apresentadas todas as curvas “ $a \times N$ ” dos ensaios realizados mostrando as curvas de crescimento de trinca para ciclos de carga aplicados. É possível notar a influência marcante no comportamento da propagação da trinca quando há variação de ΔP e da frequência e que serão discutidas ao longo desta seção.

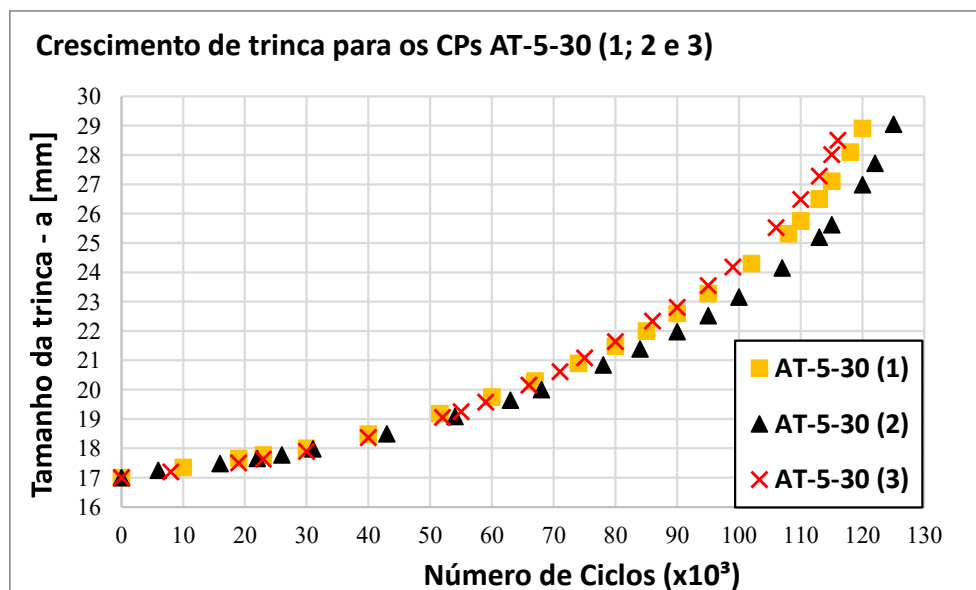


Figura 5.2 – Curva $a \times N$ para corpos de prova AT-5-30 (1); (2) e (3).

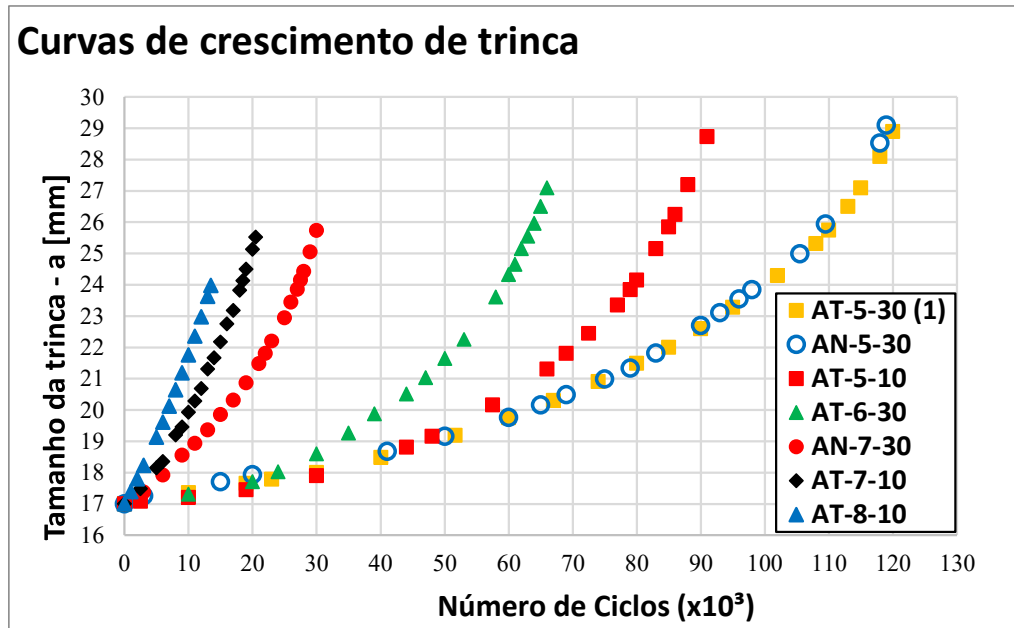


Figura 5.3 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados apresentando as curvas e crescimento da trinca em relação aos ciclos de carga aplicados.

Ensaio com mesma frequência

Para melhor comparação dos efeitos da variação de ΔP , são apresentadas nas Figuras 5.4 e 5.5 os resultados para os ensaios com 30Hz e 10Hz respectivamente.

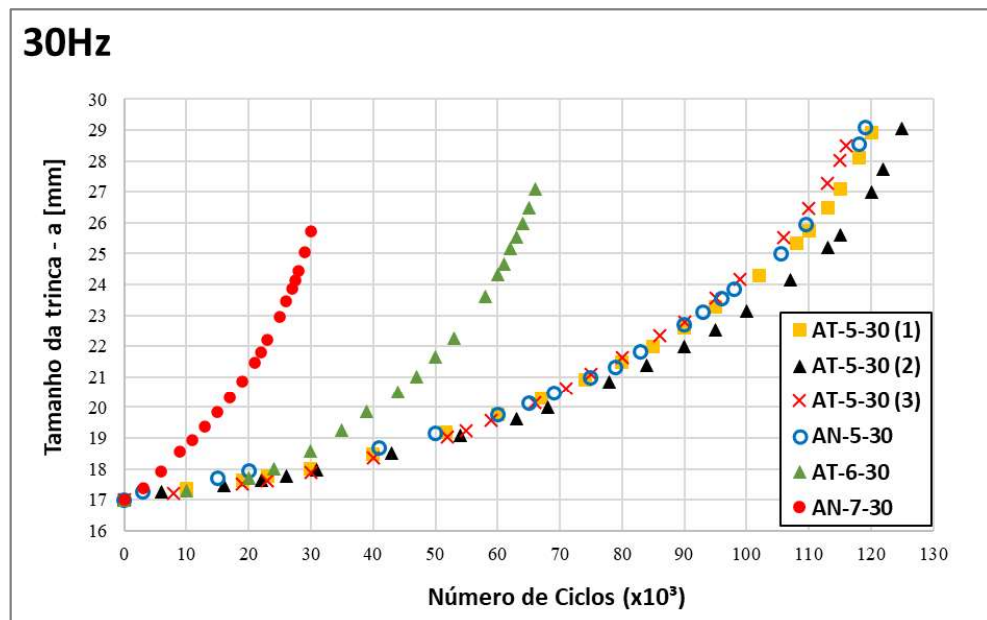


Figura 5.4 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados com 30Hz de frequência de oscilação da carga aplicada.

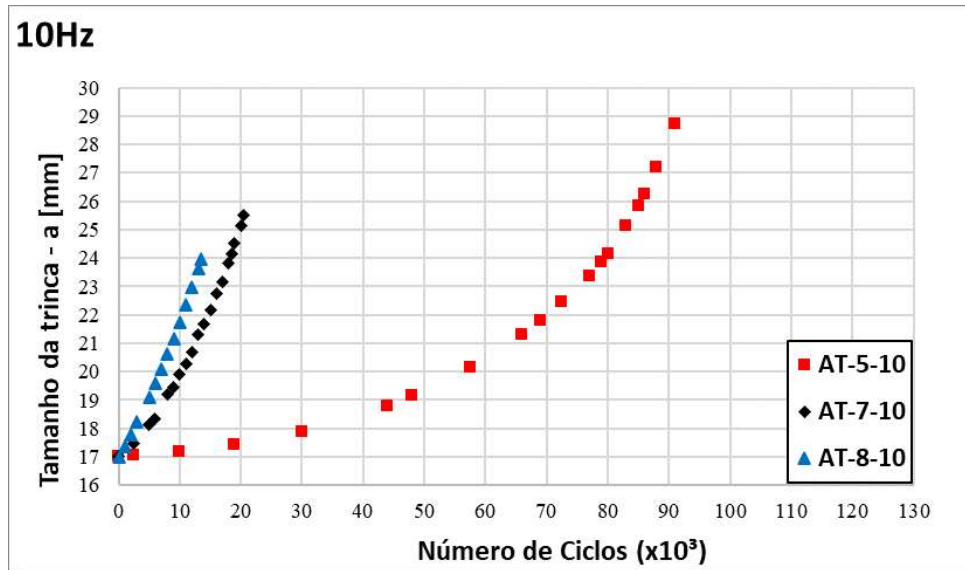


Figura 5.5 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados com 10Hz de frequência de oscilação da carga aplicada.

Pelas Figuras 5.4 e 5.5 é possível notar, como esperado, a diminuição do número de ciclos necessários para atingir o final do ensaio quando utilizados maiores valores de ΔP . Os resultados estão em consonância com o trabalho de Barsom e Novak (1977) que também utiliza diferentes valores para ΔP constantes e aço ferrítico-perlítico, como neste trabalho. Os autores afirmam que o aumento na magnitude da Variação da Carga aplicada (ΔP) diminui a vida em fadiga dos corpos de prova que possuam geometrias idênticas, a Figura 5.6 apresenta o resultado do trabalho, bem semelhante com as curvas apresentadas nas Figuras 5.4 e 5.5 deste trabalho. Como as magnitudes de cargas impostas foram menores no trabalho de Barson e Novak, um maior número de ciclos é observado na Figura 5.6.

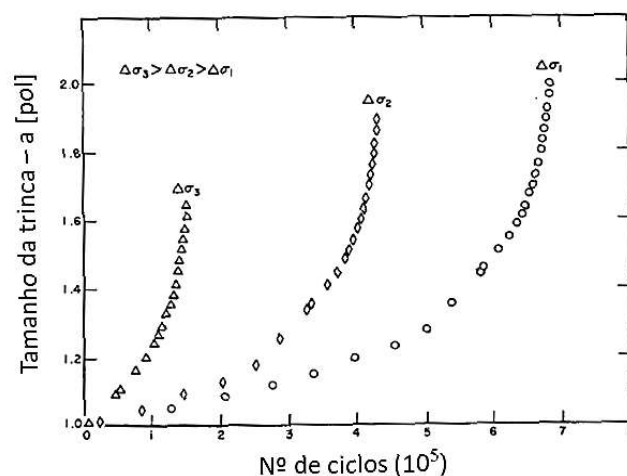


Figura 5.6 – Efeito da variação da carga aplicada (ΔP) no crescimento da trinca.

Fonte: Barsom e Novak, 1977 (adaptado).

Também é possível notar, ao comparar os CPs AT-5-30 e AN-5-30 (Figura 5.2), que a utilização do borbulhamento não provocou alteração no comportamento da propagação da trinca. Apesar de haver apenas um CP para essa comparação, ela apresenta resultados que estão de acordo com Ouchi et. al (1994) que utilizam a mesma técnica de borbulhamento de N₂ e também afirmam não haver diferença, indicando que a utilização da água com menores teores de oxigênio dissolvido não afetam na propagação da trinca em aço ferríticos-perlítico submetido a cargas cíclicas.

Ensaio com mesmo ΔP

Para melhor comparação do efeito da variação na frequência de ensaio, são apresentadas na Figuras 5.7 e 5.8 os ensaios com mesmo ΔP .

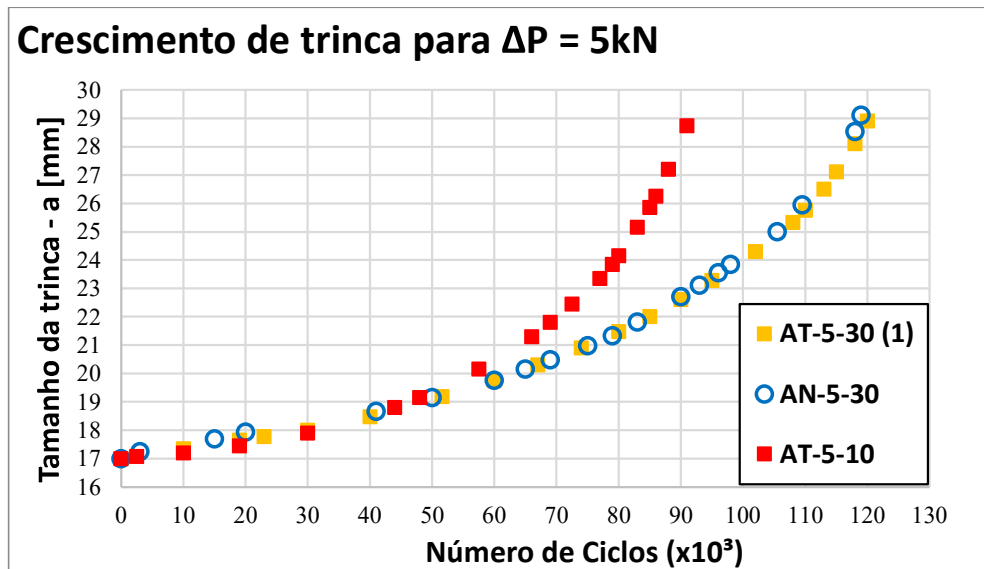


Figura 5.7 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados com $\Delta P = 5\text{kN}$.

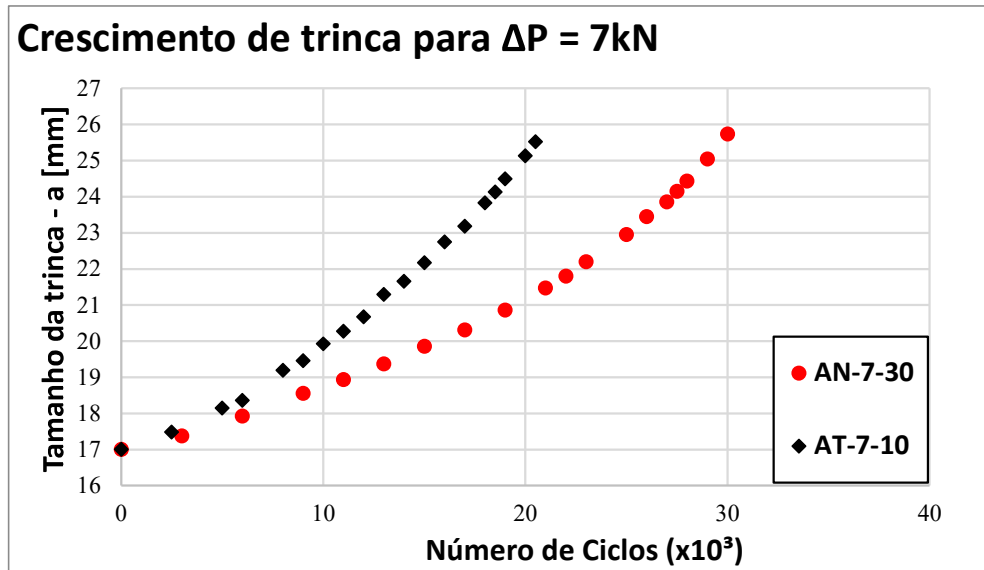


Figura 5.8 – Curvas $a \times N$ para os corpos de prova ensaiados com $\Delta P = 7\text{kN}$.

É discutido por outros trabalhos a influência da frequência de variação da carga nos ensaios de fadiga em ambiente aquoso (MUSUVA, 1980; KNOP, 2010; IGWEMENZIE, 2020).

5.2.2 Curvas $da/dN \times \Delta K$

A curva para a taxa de propagação no ensaio ao ar foi obtida através da utilização do *clip-gage*, conforme metodologia da seção 4.2. A equação e reta plotada nos diagramas são a aproximação da curva para o ensaio obtido ao ar. Estes dados são apresentados juntos aos outros resultados para efeito comparativo. A Figura 5.9 apresenta os resultados para a taxa de propagação dos ensaios apresentados na Figura 5.4.

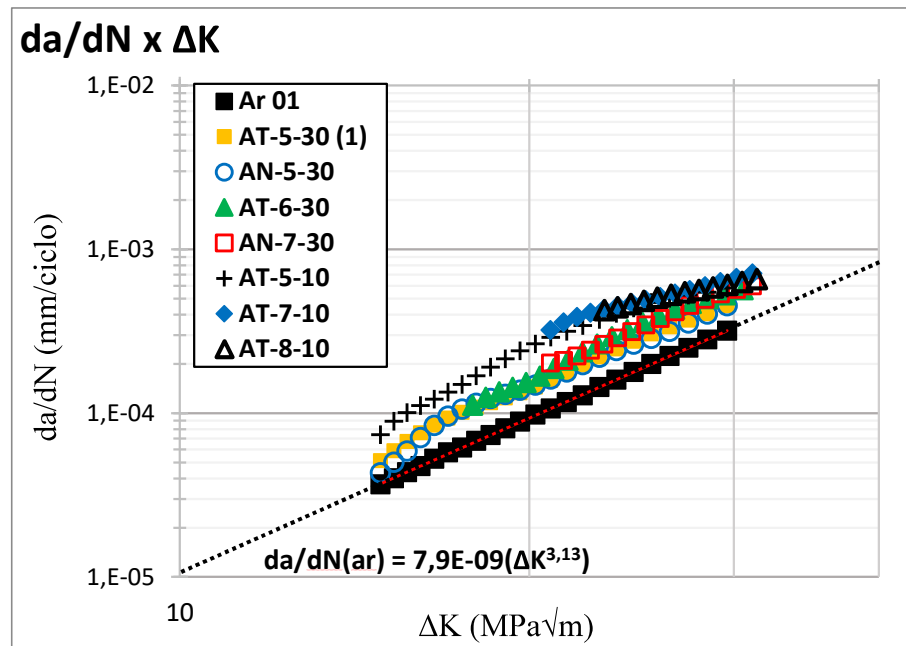


Figura 5.9 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados.

O resultado para a curva ao ar apresenta como curva de propagação a relação $da/dN(ar) = 7,9E-09(\Delta K^{3,13})$, com da/dN dado em mm/ciclo e ΔK em $MPa\sqrt{m}$ e está em concordância com diversos trabalhos já publicados para aços ferríticos-perlíticos e com o trabalho de Igwemezi et. al (2020) que reúne resultados do aço ASMT A36 e apresenta a equação $da/dN(A36) = 6,9E-09(\Delta K^{3,00})$.

Os resultados mostram que o meio aquoso influenciou e provocou aumento na taxa de propagação da trinca para os parâmetros ensaiados, essa influência será discutida de forma separada para alguns ensaios. Como já apresentado na Seção 3, trabalhos relatam não haver diferença significativa entre a taxa de propagação da trinca em ambiente com sais e de água destilada, como reportado por Musuva e Novak (1980).

Para mesma frequência de ensaio

A influência de diferentes valores de ΔP na taxa de propagação da trinca pode ser avaliada com curvas de ensaios que possuam a mesma frequência. A utilização de maiores valores de ΔP , apesar da diminuição da vida em fadiga do componente, percebida pelo menor número de ciclos necessários para fratura, apresentadas na Seção 5.2.1, não foram observadas alterações significativas nas curvas $da/dN \times \Delta K$. As Figuras 5.10 e 5.11 apresentam as curvas $da/dN \times \Delta K$ para ensaios com frequências de 30Hz e 10H, respectivamente.

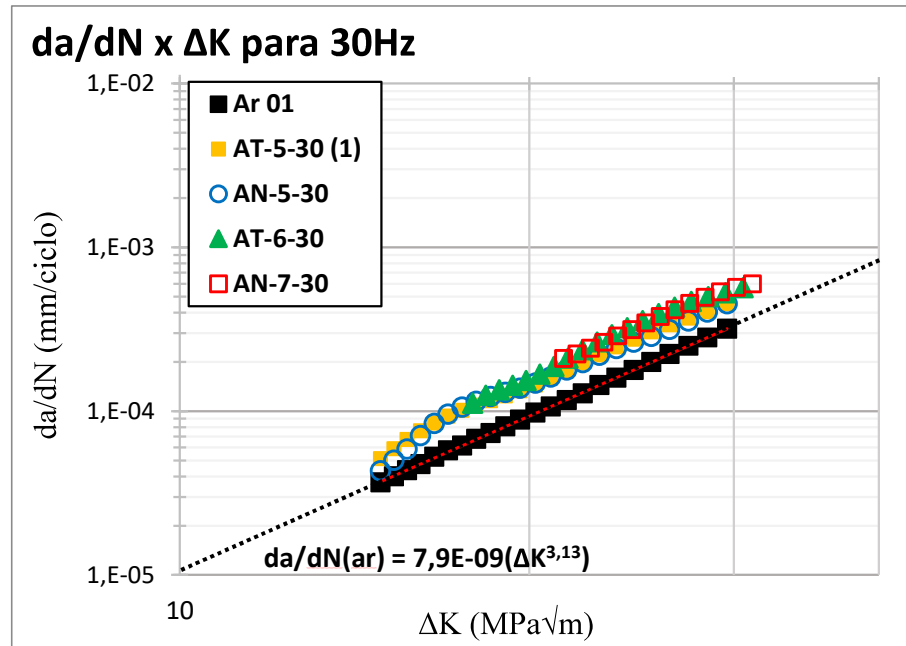


Figura 5.10 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados com 30Hz.

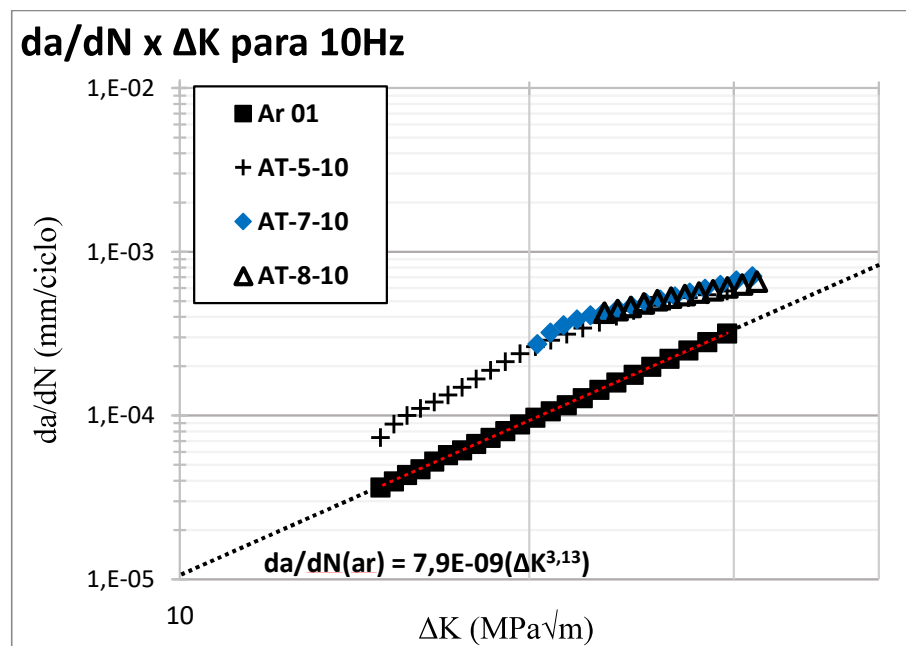


Figura 5.11 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados com 10Hz.

Para mesmo ΔP

A influência da frequência na taxa de propagação da trinca pode ser avaliada com curvas de ensaios que possuam o mesmo ΔP. As Figuras 5.12 e 5.13 apresentam as curvas da/dN x ΔK para ensaios com ΔP 5kN e 7kN, respectivamente.

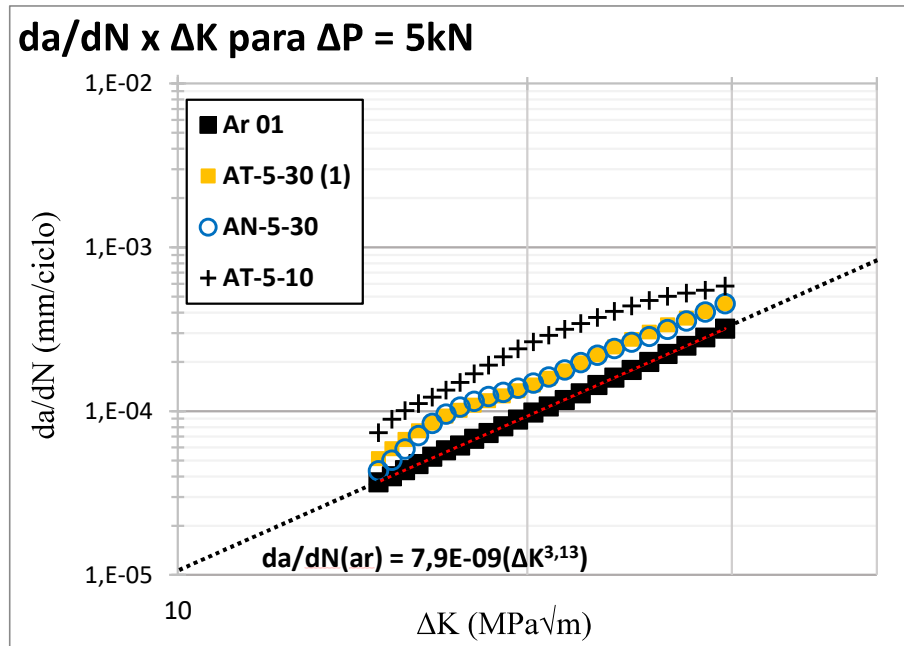


Figura 5.12 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados $\Delta P=5kN$.

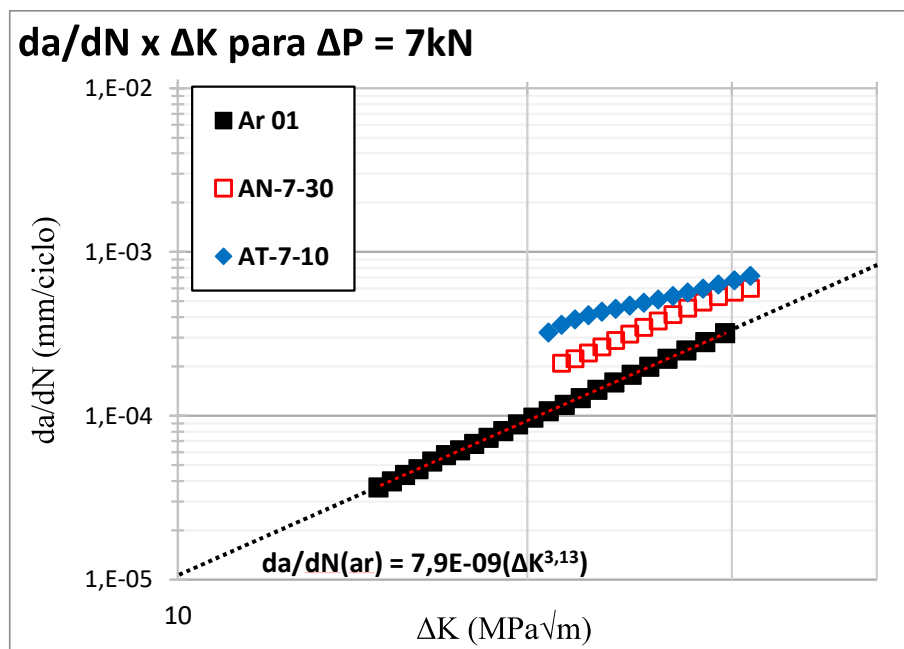


Figura 5.13 – Curvas da/dN para os corpos de prova ensaiados $\Delta P=7kN$.

A explicação da influência da frequência nos ensaios subaquáticos para os aços, se dá pela influência do ambiente agressivo no comportamento da taxa de propagação da trinca e é atribuída, principalmente, à fragilização por hidrogênio e à dissolução anódica (BARRERA, et. al. 2018; VOSIKOVSKI, 1975;).

Em ambientes aquosos, a dissolução anódica e a fragilização por hidrogênio ocorrem simultaneamente na ponta da trinca. Estes fenômenos são os dois principais mecanismos de danos à ponta da trinca quando há a corrosão-fadiga.

Para a dissolução anódica, ocorre uma reação eletroquímica local entre o metal exposto e o ambiente corrosivo, e o carregamento cíclico quebra o filme passivo na ponta da trinca (MAY et al. 2020). A ruptura e formação repetidas do filme levam à dissolução local do substrato e acelera a taxa de propagação da trinca (GUO ET AL. 2015).

A fragilização por hidrogênio resulta de um processo sequencial: acesso das espécies corrosivas; adsorção; dissociação de superfície e produção de hidrogênio; entrada e transporte de hidrogênio para a ponta da trinca; reação de fragilização (MUSUVA, 1980). Em ambiente aquoso, o hidrogênio disponível para se difundir no material é produzido pela reação corrosiva na ponta da trinca e hidrólise (reação catódica). Ambos os processos são dependentes do tempo e, portanto, a frequência do carregamento afeta este fenômeno e conseqüentemente, a taxa de propagação da trinca.

Em relação à aplicação de carga percebe-se que, com o aumento de ΔK as curvas tendem a se aproximar. Autores (VOSIKOVSKY, 1975; LIN WENG, 2013; ZHONGZHAO GUO, 2020; IGWEMEZIE, 2020) relatam que o fenômeno de aceleração da trinca em ambiente aquoso também apresenta o mesmo padrão, ou seja, apresentam um aumento até um pico e posterior diminuição de intensidade na propagação da trinca com o aumento de ΔK , ou seja, com o aumento da trinca. Esse fato também foi notado no atual trabalho e é um comportamento típico para a corrosão-fadiga em um ambiente corrosivo. Neste comportamento o material apresenta uma maior taxa de crescimento da trinca por fadiga, porém, com o aumento da intensidade da tensão, gradualmente se aproxima da taxa de crescimento de trincas no ambiente inerte (KANG, 2011).

De acordo com Atkinson e Lindley (1979) já há evidências consideráveis em uma ampla gama de aços que, sob certas condições de teste, a exposição a ambientes aquosos pode levar a taxas de propagação de trinca por fadiga aumentadas em comparação com um ambiente de ar, mesmo na ausência de suscetibilidade à corrosão sob tensão (SCC). Esse comportamento é frequentemente descrito como o comportamento de “Corrosão-Fadiga”. Os autores apresentam que para $\Delta K = 50\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ o comportamento da trinca se aproxima do comportamento ao ar, uma tendência a ser observada no atual trabalho, que, em valores de $\Delta K = 30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ já apresentam uma tendência a equivalência do comportamento entre os meios. Assim sendo, a variação da taxa de crescimento pelo efeito do meio é fortemente dependente de ΔK . Porém, para o atual trabalho, mesmo para os mais altos valores de ΔK

testados as curvas em ambiente subaquático não se sobrepuseram à curva do ensaio realizado ao ar.

Semelhante aos resultados encontrados neste trabalho, Guo, Ma e Wang (2020) realizaram testes com 10Hz de frequência de aplicação de carga sobre um aço em ambientes aquosos de água destilada e com 3,5%NaCl. As taxas de crescimento de trinca por fadiga também exibiram as características de corrosão-fadiga. Também foi observado que a taxa de propagação foi acelerada pelo ambiente corrosivo na região de baixo ΔK mais significativamente do que na região de alto ΔK . Os autores apontam para 2 causas principais, a Dissolução Anódica (DA) e a Fragilização por Hidrogênio (HE). Em comparação ao ar, com $10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ a taxa de propagação foi 58% maior em água destilada e 135% em solução 3,5% de NaCl. Já para a região de $30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ esse aumento foi menor, sendo de 16% em água destilada e 34% em solução 3,5% de NaCl. Isso indica que entre $10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, a taxa de propagação da trinca é mais sensível nos menores valores de ΔK , semelhante aos resultados encontrados no presente trabalho.

Os resultados apresentados também estão em consonância com Vosikovsky (1975), que ensaiou em frequências variando entre 0,1 e 10Hz. O autor afirma que a variação na taxa de propagação devido à fatores ambientais em água ocorre em faixas de intensidade de tensões intermediárias. Ainda afirma que a propagação da trinca é fortemente influenciada pela frequência cíclica, particularmente em ambientes moderadamente agressivos, como solução de NaCl a 3,5%. Isso se dá em cargas cíclicas pois a superfície recém criada pela quebra de óxido na ponta da trinca durante a abertura é exposta ao ambiente durante a parte ascendente do ciclo e possibilita o seu contato com o meio corrosivo. Embora o aço X-65 Vosikovsky não seja suscetível a SCC em água salgada, é muito sensível à fadiga por corrosão, particularmente em menores frequências, assim como percebido neste trabalho para o aço A36.

5.3 Relação do desprendimento de bolhas com a propagação da trinca

Depois de comparado e discutido com trabalhos que analisam os efeitos do meio sob corpos de prova metálicos ensaiados em ambiente aquoso, percebeu-se a similaridade entre os resultados obtidos para a taxa de propagação da trinca, sendo um efeito sobreposto de fragilização por hidrogênio e dissolução anódica. Pelo comportamento das curvas obtidas com os diferentes parâmetros utilizados, percebe-se que há determinados valores de ΔK que o material se apresenta mais sensível ao meio e com isso apresenta maiores taxas de propagação, em consonância com trabalhos apresentados (VOSIKOVSKY, 1975; GUO, 2020).

Observando os resultados para as taxas de propagação (curva $da/dN \times \Delta K$), é possível perceber que os momentos que ocorrem o desprendimento de bolhas e os momentos que esse fenômeno não é mais observado (Tabela 5.1), coincidem com as regiões onde o aumento da taxa de propagação da trinca, consequente da fragilização por hidrogênio, é intensificada e diminuída, respectivamente. A Figura 5.14 apresenta as curvas de taxa de propagação da trinca e são apresentadas as regiões onde foram percebidas o desprendimento de bolhas.

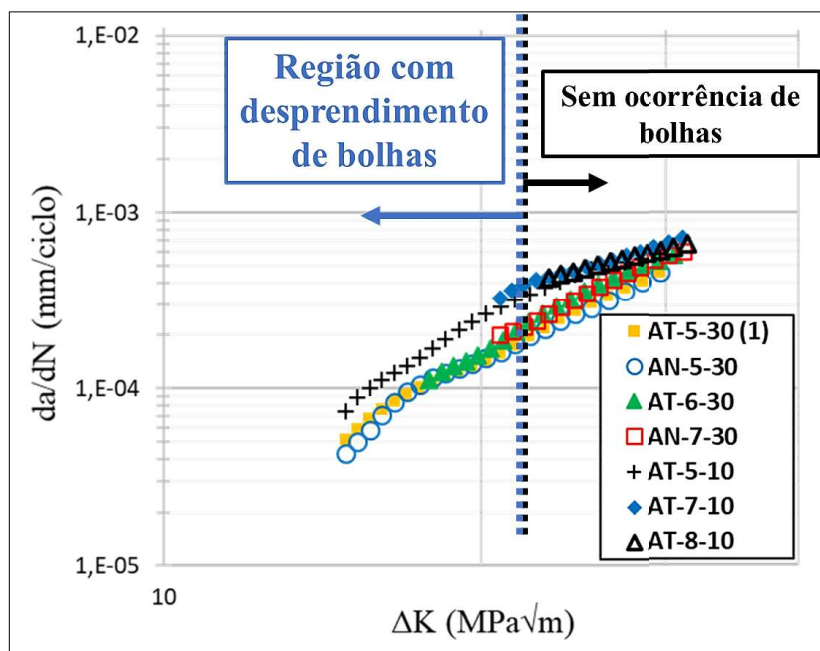


Figura 5.14 – Curvas da/dN dos testes realizados evidenciando as regiões de da/dN e ΔK onde ocorrem os desprendimentos de bolhas durante o ensaio.

Essa região de transição, apresentada na Figura 5.14 pelas linhas tracejadas, é projetada observando as curvas de taxa de propagação, que apresentam semelhança pela consequente intensificação da taxa de propagação da trinca (maiores valores de da/dN) e essa intensificação finda em valores de ΔK em que se percebe o fim do fenômeno do desprendimento de bolhas, através da tradução dos valores de tamanho de trinca em valores de ΔK .

Ao analisar o diagrama $da/dN \times \Delta K$, é possível notar um aumento na diferença entre a taxa de propagação no meio aquoso e no ar, mas essa diferença tende a diminuir com o aumento de ΔK acima de valores próximos a $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Assim, a curva de taxa FCG pode ser dividida em duas regiões: uma região de baixo ΔK (aproximadamente na faixa de $14\text{--}20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) e uma região de alto ΔK (aproximadamente acima de $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). Um resultado importante é notar que o fenômeno de desprendimento das bolhas ocorre até um determinado momento do teste e é coincidente com região de aceleração da taxa de propagação da trinca.

5.4 Diâmetro das bolhas desprendidas

Uma outra variável que foi percebida pelos os ensaios foi a variação no tamanho das bolhas desprendidas. Foi notado um crescimento médio nas dimensões das bolhas no decorrer do ensaio, reforçando a constatação de uma intensificação no fenômeno antes do seu cessamento.

Ao analisar as imagens notou-se que as primeiras bolhas desprendidas apresentavam um menor volume em comparação às bolhas em momentos posteriores do ensaio. Para avaliação numérica desse parâmetro, medições foram realizadas em diferentes momentos dos ensaios duplicados (AT-5-30). Os valores médios do diâmetro das bolhas desprendidas em diferentes momentos do ensaio são apresentados na Figura 5.15.

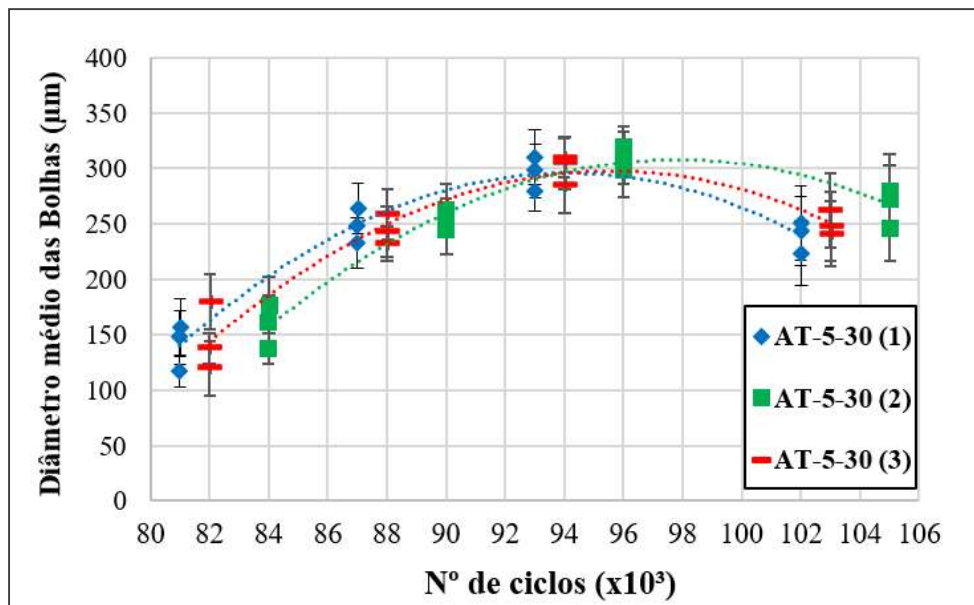


Figura 5.15 - Diâmetro médio das bolhas desprendidas para os corpos de prova ensaiados.

Ao analisar o diâmetro das bolhas em diferentes momentos dos ensaios em ambiente aquoso foi possível perceber uma diferença no tamanho médio. O valor máximo para o diâmetro das bolhas foi cerca de 300µm, sofrendo uma pequena diminuição, dentro da margem de erro, com a continuação do ensaio até que não fosse mais perceptível a presença de bolhas sendo desprendidas pela lateral do corpo de prova. Essa análise aponta para um fenômeno que se intensifica com o aumento da trinca até valores máximos e tende a cessar após atingir sua maior influência no corpo de prova.

O trabalho que mais se assemelha a este resultado é apresentado por Olive, Cwiek e Desjardins (1998) que buscaram quantificar a produção de hidrogênio gasoso produzido pela

corrosão durante a propagação de uma trinca, trabalho que utilizou um microscópio para monitorar e quantificar o diâmetro das bolhas produzidas e liberadas pela trinca. Eles também afirmam que os processos anódicos e catódicos que ocorrem dentro de uma trinca são descritos pelas Equações 1-6, como apresentado na Seção 3.5.3.

Qualquer que seja o mecanismo de produção de hidrogênio gasoso, as reações mostram que a produção de um mol de hidrogênio, H_2 , necessita do consumo de dois mols de elétrons, sendo esses elétrons produzidos pela reação de dissolução anódica.

Olive também afirma que há uma “zona de processo” de fratura que está dentro de um círculo de raio "r" com seu centro na ponta da trinca. São esses os locais de pico de hidrogênio e são induzidos pelo do seu aprisionamento nas discordâncias presentes na zona plástica. A grande concentração de hidrogênio nessa região se dá pela difusão induzida pelo campo de tensão triaxial à frente da ponta da trinca. Essa zona processo é rica em hidrogênio e o seu tamanho depende principalmente da carga aplicada, e o raio de uma zona é geralmente menor que $4\mu m$.

A relação do hidrogênio gasoso e o maior avanço observado pela trinca, quando notado sua presença, é também verificada através de observações fractográficas que sugerem que a fratura ocorre por processos de deslizamento localizados. Para o modelo de plasticidade localizada induzida por hidrogênio (HELP), o hidrogênio em solução sólida (hidrogênio interno) diminui as dificuldades à movimentação das discordâncias, aumentando sua mobilidade e causando regiões de alta deformação localizadas, provocando falha localizada por processos plásticos. O modelo de emissão de discordância induzida por hidrogênio (HEDE) assume que o hidrogênio adsorvido (hidrogênio externo) facilita a geração de discordâncias na superfície da ponta da trinca e, portanto, induz a falha por processos plásticos.

Outros autores (Vosikovsky, 1975; Weng, 2013; Guo, 2020; Igwemezie, 2020) relatam que o fenômeno de aceleração da trinca em ambiente aquoso também apresenta o mesmo padrão, de aumento e diminuição de intensidade na propagação da trinca com o aumento de ΔK , ou seja, com o aumento da trinca, semelhante ao encontrado neste trabalho e apresentado na Figura 5.15.

5.5 Modelo proposto

Este trabalho propõe o modelo para desprendimento das bolhas aliado a alguns modelos já propostos por estudos que apontam a influência do hidrogênio em carregamentos cíclicos. A hipótese proposta para a formação e o desprendimento de bolhas é que sejam bolhas de hidrogênio provenientes de reações corrosivas do material com o meio. Parte deste hidrogênio

se difunde para dentro do material onde se acumulam à frente da trinca e são liberadas à medida que a trinca avança.

Esse modelo baseia-se principalmente nos resultados de propagação obtidos e se relacionam com os trabalhos de autores que afirmam que as acelerações da propagação da trinca em situação semelhantes possuem, principalmente, relação com a fragilização por hidrogênio, sobretudo para regiões deformadas e com alta triaxialidade de tensões, condições que são encontradas na ponta da trinca.

Como apresentado por trabalhos anteriores, a fragilização por hidrogênio em ambiente corrosivo resulta de um processo sequencial e muitos mecanismos são propostos para explicar a fragilização por hidrogênio, tais como o mecanismo de acúmulo da pressão de hidrogênio em bolhas que geram tensão e que promovem a formação e propagação de trincas, onde o hidrogênio solubilizado também pode recombinar como gás hidrogênio em vazios. O hidrogênio presente no material se concentrará à frente de trincas e entalhes onde há altas tensões hidrostáticas favorecendo a propagação (ROBERTSON, 2001; ZHAO et al., 2017).

Com apresentado na Figura 3.15, as principais locais para concentração de hidrogênio incluem: próximo a átomos de soluto; superfícies livres e locais entre as primeiras camadas atômicas; vacâncias e aglomerados de vacâncias; em região de discordâncias e campos de deformação; contornos de grão; interfaces entre os precipitados e a matriz; e vazios e trincas internas (LYNCH, 2011). Detalhe para o Hidrogênio acumulado em trincas, vazios e contornos de grão, pois nesses locais há a possibilidade de associação em hidrogênio gasoso H_2 .

Assim sendo, propõe-se que, quando aprisionados no interior dos aços, os átomos de H podem se recombinar, formando bolhas de H_2 . A trinca ao propagar encontra essas cavidades com acúmulo de hidrogênio e as bolhas são liberadas. A Figura 5.15 apresenta um esquema do modelo proposto, adaptado do modelo de Murakami e Matsuok (2010) que até então não apresentava um modelo para o desprendimento de bolhas e tal modelo foi introduzido pelo atual trabalho na parte (c) da Figura 5.15. Além da liberação das bolhas, também é apresentado a maior propagação da trinca Δa quando há a fragilização por hidrogênio.

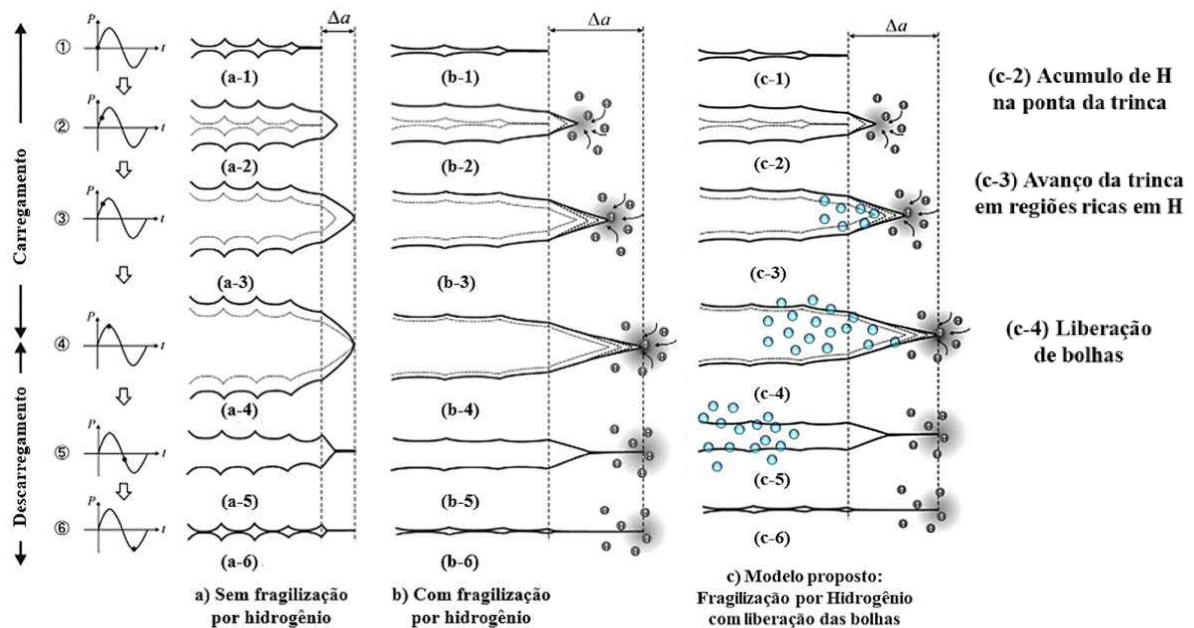


Figura 5.16 - Abertura da trinca e mecanismo de fadiga. (a) Sem efeito do hidrogênio, (b) Com efeito do hidrogênio (c) Modelo proposto para o desprendimento das bolhas. Sendo Δa o avanço da trinca no ciclo. Adaptação (LYNCH, 2019).

A supressão do fenômeno a partir de determinados valores de ΔK se dá, principalmente, pela interação da zona plástica gerada à frente da ponta da trinca com o meio e com a movimentação interna do hidrogênio. De acordo com McEvily (1972), uma zona de plasticidade parece controlar a taxa de propagação das trincas de fadiga em aços α -P (IGWEMEZIE, 2020). O tamanho da zona microplástica e a sua intensidade de dissolução eletroquímica apresentam-se como os principais fatores que influenciam o crescimento de trincas. A zona microplástica refere-se à(s) área(s) mais próxima(s) da ponta da trinca que experimentam a maior distorção, intensidade de tensão ou deformação plástica como resultado da força cíclica na ponta da trinca. Estas são áreas de alta energia de rede e espera-se que sejam os pontos de maior taxa de corrosão.

Como consequência, essa sensibilidade da taxa de propagação da trinca à variação do fator de intensidade de tensões (ΔK) pode ser atribuída à sensibilidade à corrosão da zona plástica na ponta da trinca. Em menores valores de ΔK essa zona é menor pois o fator de intensidade de tensões é menor pelos menores valores de tamanho de trinca e é afetada pelas condições de carga e ambientes corrosivos (SHIH E WEI 1983), sendo, portanto, favorecidas as ocorrências das reações eletroquímicas entre o meio corrosivo e o aço, aumentando a intensidade da fragilização por hidrogênio e da taxa de propagação da trinca em comparação ao ensaio ao ar.

Com base nessas informações, o modelo proposto para o comportamento do fenômeno em relação à variação do fator de intensidade de tensões (ΔK) é apresentado na Figura 5.16. No esquema é identificado em (a) as situações com baixo ΔK (pequenas trincas): há o avanço de trinca por ciclo (traço amarelo) que atinge posições de alta triaxialidade (região vermelha) onde é esperada a presença de hidrogênio. Em (b), com o aumento de ΔK e maior taxa de propagação, a trinca tem um maior avanço por ciclo e ocorre sobre uma maior zona plástica, que é mais afetada pelo ambiente corrosivo e possui maiores teores de hidrogênio, intensificando o fenômeno do desprendimento de bolhas. Por fim, em (c) há altos valores de ΔK e grandes avanços de trinca, com isso há menores tempos para que o material sofra o processo corrosivo e também há um grande aumento na zona plástica, em outras palavras, a componente de fadiga mecânica controla o processo de fadiga-corrosão em (c). Isso sugere, então, que na região de Paris, dois domínios parecem existir: o dominado por corrosão e dominado por componente mecânica. O domínio controlado por corrosão é fortemente influenciado pelo $K_{\text{máx}}$.

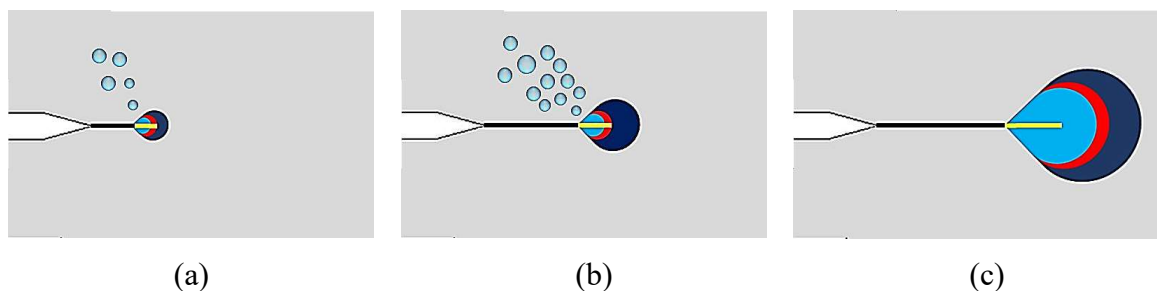


Figura 5.17 - (a) Situações com baixo ΔK (trincas pequenas), o avanço da trinca por ciclo (traço amarelo) atinge pequenas posições de alta triaxialidade com a presença de hidrogênio (região vermelha). Em (b) ΔK e FGCR superior, o avanço da trinca ocorre sobre uma zona plástica maior, que é mais afetada pelo ambiente corrosivo e possui maior teor de hidrogênio. Em (c) O componente de fadiga mecânica sobrepõe ao processo de corrosão.

Observando os resultados para as curvas “ $da/dN \times \Delta K$ ”, é possível notar que os momentos em que ocorre o desprendimento das bolhas e os momentos em que esse fenômeno deixa de ser observado coincidem com as regiões onde a fragilização por hidrogênio e que pode ser notada como a influência na inclinação da curva. Na Figura 5.17 são apresentadas as curvas de propagação de trinca e as regiões onde se notou o desprendimento das bolhas.

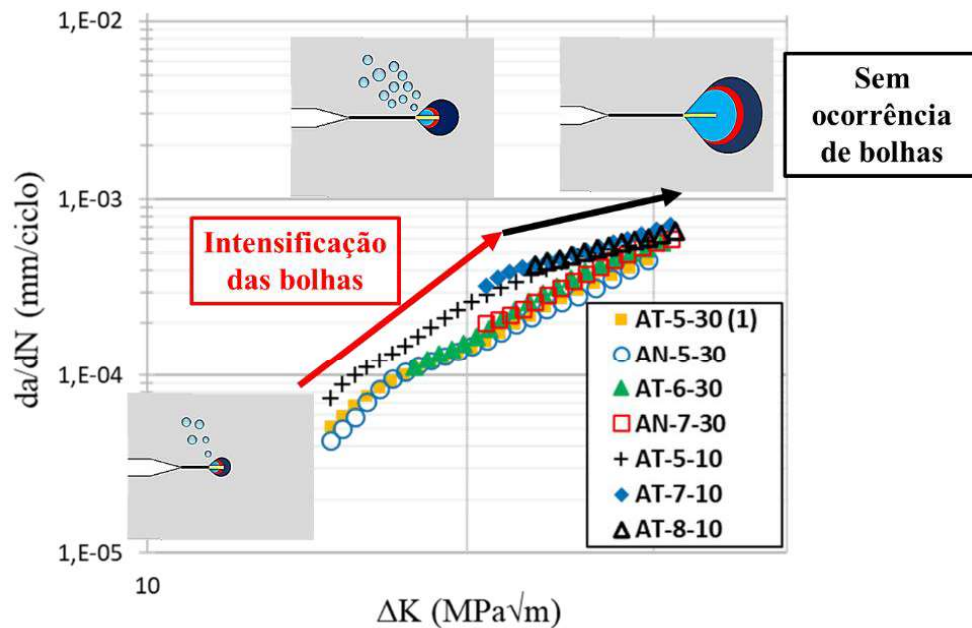


Figura 5.18 - Esquema que relaciona o desprendimento de bolhas ao crescimento acentuado e atenuação da taxa de propagação de trinca.

O esquema mostra que a intensificação do fenômeno de desprendimento da bolha coincide com o aumento acentuado da propagação (seta vermelha). O desaparecimento do fenômeno da bolha coincide com a diminuição da inclinação da curva, tendendo a se aproximar da curva no ar (seta preta). Percebe-se ainda que as transições ocorrem em diferentes valores de ΔK e essa diferença só é percebida entre os ensaios que são realizados com diferentes valores de frequência de oscilação de carregamento.

Com o aumento de ΔK , a zona de plasticidade na ponta da trinca torna-se maior e diminui sua sensibilidade ao ambiente corrosivo. A maior taxa de propagação em altos ΔK encurta o tempo de reação entre o meio corrosivo e o aço, resultando em uma redução do efeito de corrosão-fadiga. Portanto, a sensibilidade em relação ao meio da taxa de propagação em baixo ΔK é mais significativa do que em maiores valores de ΔK , coincidindo com regiões de ensaio onde há o fenômeno de bolhas é notado ou suprimido, como apresentado na Figura 5.17.

5.6 CP em acrílico

Em relação aos Corpos de prova confeccionados em acrílico, em nenhum momento do ensaio realizado em ambiente aquoso foi notado o desprendimento de bolhas. Esse fato aliado aos resultados e discussões já apresentadas, suporta o mecanismo proposto para o desprendimento de hidrogênio gasoso da região de fratura e que foi capturada neste trabalho. São apresentados na Figura 5.18 diferentes momentos do ensaio com CP em acrílico, onde

percebe-se a propagação da trinca (maiores comprimentos), porém em nenhum momento foi verificado o desprendimento de bolhas.

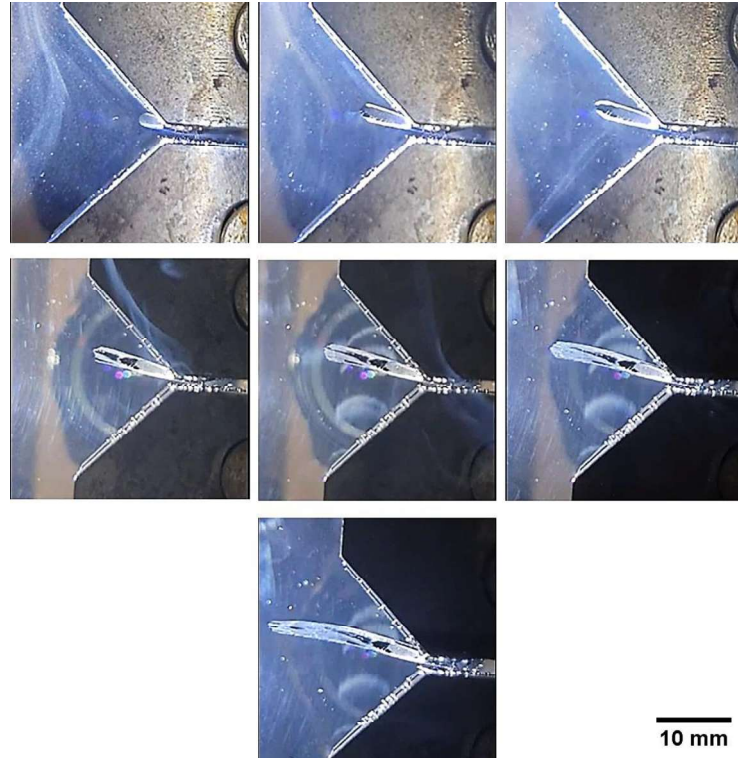


Figura 5.19 – Diferentes momentos do ensaio realizado com corpo de prova em acrílico e que não houve desprendimento de bolhas.

Disponível em: <https://youtu.be/WC4vKp8pU1o> vídeo acelerado em 5X.

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho, buscou-se capturar e explicar o fenômeno de desprendimento de bolhas na região de fratura em corpo de prova submetido à fadiga e ensaiado em ambiente aquoso, que até então não havia sido reportado em trabalhos para esse tipo de ensaio. Alcançou-se a repetição do fenômeno para o aço ASTM A-36 em diferentes parâmetros de frequência (10Hz e 30Hz) e variações de carga ($\Delta P=5\text{kN}$ a 7kN). A partir dos dados obtidos e embasado em trabalhos publicados, chegou-se às seguintes conclusões:

- O desprendimento de bolhas ocorre até valores de ΔK próximos a $22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, em valores superiores o fenômeno não é mais observado.
- O borbulhamento de N_2 não influenciou no fenômeno de desprendimento de bolhas, nem no comportamento da trinca por fadiga em ambiente subaquático, indicando que a diminuição do oxigênio dissolvido não afetou na variação da taxa de propagação da trinca em ambiente subaquático para os parâmetros ensaiados.
- O aço A36 apresentou, para os parâmetros ensaiados, um comportamento de corrosão-fadiga, em que o material se apresenta mais suscetível à influência do meio para menores valores de ΔK e com isso apresenta maiores valores de propagação de trinca em relação ao ar.
- Com o aumento de ΔK o A36 as taxas de propagação da trinca se aproximam das taxas observadas ao ar, evidenciando menor influência do meio e propagação dominada pelo carregamento mecânico.
- A hipótese para o desprendimento é de que sejam bolhas de hidrogênio. O hidrogênio é proveniente das reações corrosivas experimentadas pelo A36 em água, possibilitando sua formação, dissociação e difusão para o interior do material onde se concentra a frente da ponta da trinca e parte dele associa-se formando $\text{H}_{2(\text{g})}$ em vazios e microtrincas à frente da ponta da trinca. Com a propagação, a trinca avança sobre essas regiões, possibilitando o desprendimento das bolhas visualizadas durante o ensaio.
- A partir de determinado comprimento de trinca não foi mais possível detectar o surgimento de novas bolhas, indicando que o desprendimento é afetado por valores de ΔK .
- O diâmetro médio das bolhas e o volume de gás desprendido tende a crescer, atingindo um valor máximo e após isso tende a estabilizar e/ou apresentar uma pequena diminuição, até ocorrer a supressão do fenômeno e não mais ser observado.

7 CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO

O atual trabalho apresenta parâmetros de ensaio que possibilitam a repetibilidade do fenômeno do desprendimento de bolha. Apresenta a detecção de imagens e relaciona o fenômeno às variações da taxa de propagação de trinca durante o ensaio de fadiga em ambiente subaquático do aço ASTM A36.

Mesmo sendo bastante estudada, a Fragilização por Hidrogênio nos aços ainda apresenta dificuldade de compreensão e comprovação. Diversos modelos são propostos (HEDE, HELP, AIDE, HESIV etc) e que foram utilizadas para criação da hipótese criada neste trabalho.

Outros trabalhos realizaram experimentos semelhantes aos feitos neste e apresentaram resultados igualmente semelhantes, porém não havia sido ainda reportado na literatura o desprendimento de bolhas na região da trinca e que, neste trabalho é defendido como mais uma evidência que indica a ocorrência e ajuda a entender o fenômeno de fragilização por hidrogênio, tão estudado e ainda com lacunas a serem elucidadas.

Principalmente baseado em resultados da propagação da trinca e comparações com trabalhos anteriores que afirmam a ocorrência da fragilização por hidrogênio, este trabalho agrega uma nova evidência, relatando e apresentando o desprendimento de bolhas nos momentos em que os resultados apontam para uma influência da fragilização por hidrogênio.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALMEIDA, A. F. **Avaliação Do Efeito Da Direção De Laminação Sobre A Taxa De Propagação De Trincas No Alumínio 7050-T7451**. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia, Publicação 33A/2016, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, nº.129 p. 2016.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 3rd edition. Boca Raton CRC Press, 2005.

ARIAS, A. R. **Comportamento Da Velocidade De Propagação De Trinca Por Fadiga Do Aço Astm-A36 Em Condições Atmosféricas E Subaquáticas**. Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFMG, 2012.

ARIAS, A. R.; BRACARENSE, A. Q. **Fatigue Crack Growth Assessment in Underwater Wet Welds**. Welding Journal, v. 96, 2017.

ARIAS, A. R. **Avaliação Da Propagação De Trinca Por Fadiga Em Soldas Subaquáticas Molhadas**. Tese de doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFMG, 2017.

ATKINS, A. G.; CHEN, Z.; COTTERELL, B. **Prediction of the energy dissipation rate in ductile crack propagation**. Volume 26, 2002.

ASTM. **ASTM E399-12e3, Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012.

ASTM. **ASTM E1823-13, Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing**, AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.

ASTM. **ASTM E647-15. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM International, 2015.

ATKINSON, J.D., AND LINDLEY, T C. **Effect of stress waveform and hold-time on environmentally assisted fatigue crack propagation in C-Mn structural steel.** Metal Science. 1979, 13, 444-448. <https://doi.org/10.1179/msc.1979.13.7.444>.

BARBOSA, L. H. S., **Propagação de Trincas por Fadiga na Zona Fundida de Soldas Obtidas em Único Passe com Altíssima Energia de Soldagem Através do Processo SAW com Adição de Arame Frio em um Aço EH36.** Tese de Doutorado apresentada a Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalurgia, Materiais e de Minas da UFMG. Belo Horizonte, 2018.

BARRERA, O., BOMBAC, D., CHEN, Y. ET AL. **Understanding and mitigating hydrogen embrittlement of steels: a review of experimental, modelling and design progress from atomistic to continuum.** J. Mater. Sci. 2018. 53, P6251–6290. <https://doi.org/10.1007/s10853-017-1978-5>.

BARSON J. M., NOVAK, S. R. **Subcritical Crack Growth And Fracture Of Bridge Steels.** United States Steel Corporation. National Cooperative Highway Research Program Report. Transportation Research Board 1977.

BELTRAO, M. A. N.; CASTRODEZA, E. M.; BASTIAN, F. L. **Fatigue crack propagation in API 5L X-70 pipeline steel longitudinal welded joints under constant and variable amplitudes.** Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, v. 34, p. 321–328, 2010.

BULLOCH, J. H. **Threshold fatigue crack extension characteristics of a low alloy steel: The influence of environment and microstructure.** [https://doi.org/10.1016/0308-0161\(91\)90034-Y](https://doi.org/10.1016/0308-0161(91)90034-Y) International Journal of Pressure Vessels and Piping. Volume 47, Issue 3, 1991, Pages 317-331

BURDEKIN, F. M.; STONE, D. E. W. **The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials.** Journal of Strain Analysis, v. 1, p. 145-153, 1966.

CARTER, T. J.; CORNISH, L. A. **Hydrogen in metals**. Engineering Fracture Analysis. P. 113-121, 2001.

CETLIN, P.R., SILVA, P.S.P., **Análise de Fraturas**. Associação Brasileira de Materiais - ABM. São Paulo, 1979.

CUI, W. **A state of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures**, Journal of Marine Science and Technology, v.7, n.1, p.43-56, Junho, 2002.

DIETER, G.E. **Metalurgia mecânica**. 2nd ed. Rio de Janeiro: Guanabara, 1981.

DOWLING, N. E., **Mechanical behavior of materials. Engineering methods for deformation, fracture, and fatigue**; 2 ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, 1999.

DUTRA, A. C.; NUNES, L. P., **Proteção Catódica: Técnica de combate à corrosão**. 5ª ed. Rio de Janeiro: Inter ciência. 2006.

GANGLOFF, R. P. **Environmental cracking corrosion fatigue**. Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation-Second Edition, ASTM. p. 1-20, 2005.

GDOUTOS, E. E. **Fracture Mechanics: An Introduction**. Springer Science & Business Media, 1993.

GENTIL, V. **Corrosão**. 6ª ed. Rio de Janeiro: Livros técnicos e científicos, 2011.

GHALI, E. **Corrosion resistance of aluminum and magnesium alloys: Understanding, performance and testing**. New Jersey: Wiley, 2010.

GINGEL, A., **A Bibliographical Study of Hydrogen Trapping and Embrittlement in Line Pipe Steels**. IRSID - UNISOR SACILOR, Rapport Interne, 1997.

GOJIC, M.; KOSEC, L.; MATKOVIC, P. **Embrittlement Damage of Low Alloy Mn-V Steel**, Engineering Failure Analysis, U.K, v. 10, p. 93-102, 2002.

GRIFFITH, A. A. **The phenomena of rupture and flow in solids**. Phil. Trans. Roy. Soc., v. 221A, n. 163, 1920.

GUIMARÃES, S. R. **Desenvolvimento e aplicação de uma metodologia para previsão de vida de eixos de mandris de bobinadeiras de laminação a frio submetidas a danos acumulados por fadiga**. Dissertação em Engenharia Mecânica. Belo Horizonte: UFMG, 2009.

GUO, Z., YAFEI MA, A.M., LEI, W., JIANREN, Z. AND ISSAM, E.H. **Corrosion Fatigue Crack Propagation Mechanism of High-Strength Steel Bar in Various Environments**. J. Mater. Civ. Eng. 2020, 32 (6), 04020115. DOI:10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0003165.

GUO, Q., LIU, J., YU, M. AND LI, S. **Effect of passive film on mechanical properties of martensitic stainless steel 15-5PH in a neutral NaCl solution**. Appl. Surf. Sci. 2015, 327, 313–320. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.11.154>.

HALL, S. **Biomecânica Básica**. 5.ed., Rio de Janeiro, Editora Guanabara Koogan, 2009.

HANDROCK, J. L.; COMER, J. J.; BANNANTINE, J. A. (1990). **Fundamentals of metal fatigue analysis**. Prentice-Hall, Inc: Englewood Cliffs, 1990.

HERRING GROUP, Inc. **Hydrogen Embrittlement**. Elmhurst, IL – EUA, 2010. 4p. Relatório Disponível em : <https://www.yumpu.com/en/document/read/11302838/hydrogen-embrittlement-the-heat-treat-doctor>. Acesso 31 jan 2020.

HIRTH, J. P. **Effects of hydrogen on the properties of iron and steel**, Metallurgical Transactions A, vol. 11A, 1980, 861–890, 1980.

HUANG, X.; MOAN, T. **Improved modeling of the effect of R-ratio on crack growth rate**. International Journal of Fatigue. Volume 29, Issue 4, 2007.

IGWEMEZIE V; MEHMANPARAST A; BRENNAN F. **The influence of microstructure on the fatigue crack growth rate in marine steels in the Paris Region.** Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2020; 43: p2416-2440. <https://doi.org/10.1111/ffe.13312>.

INGLIS, C. E. Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners. **Transactions of the Institute of Naval Architects**, v. 55, p. 219-241, 1913.

IRWIN, G. R. Fracture Dynamics. **Fracturing of Materials**, American Society for Metals, Cleveland OH, p. 147-166, 1948.

IRWIN, G. R. **Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate.** Journal of Applied Mechanics, v. 24, p. 361-364, 1957.

IRWIN, G. R. Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness. **Sagamore Research Conference Proceedings**, v. 4, p. 63-78, 1961.

KANG, D.H., LEE, J.K., KIM, T.W. **Corrosion fatigue crack propagation of high-strength steel HSB800 in a seawater environment.** Procedia. Eng. 2011, 10: 1170–5. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.195>.

KNARBAKK, K. **Hydrogen Induced Stress Cracking of Inconel 718 under Cathodic Polarization. Effect of Hydrogen on the Initiation and Propagation of Cracks**, 2015.

KOMAI, K. **Corrosion fatigue. Comprehensive structural integrity: fracture of materials from nano to macro.** Amsterdam: Elsevier. V.4, p.345-3458, 2003.

LIN WENG, JIXI ZHANG, SERGIY KALNAUS, MIAOLING FENG, YANYAO JIANG, **Corrosion fatigue crack growth of AISI 4340 steel.** International Journal of Fatigue, Volume 48, 2013, p156-164, ISSN 0142-1123, <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.10.015>.

LYNCH, S. P. **A fractographic study of hydrogen-assisted cracking and liquid–metal embrittlement in nickel.** J Mater Sci 21(2):692–704. 1986. <https://doi.org/10.1007/BF01145543>

LYNCH, S. P. **Environmentally assisted cracking: overview of evidence for an adsorption-induced localized slip process.** *Acta Metall* 36(10):2639–2661. 1988.
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90113-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90113-7).

<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616088901137>

LYNCH, S.P. **Metallographic contributions to understanding mechanisms of environmentally assisted cracking.** *Metallography*, 23(2), pp. 147–171, 1989.

LYNCH, S.P. **Hydrogen embrittlement (HE) phenomena and mechanisms.** Defense Science and Technology Organization, Australia. Published by Woodhead Publishing Limited, 2011.

LYNCH, S. P. **Hydrogen embrittlement phenomena and mechanisms.** *Corrosion Review* 30:105–123. 2012. <https://doi.org/10.1515/corrrev-2012-0502>

LYNCH, S. P. **A review of underlying reasons for intergranular cracking for a variety of failure modes and materials and examples of case histories.** *Eng. Fail. Anal.* 100. 2019 Jun: p329–350.

MASOUNAVE, J.; BAFLON, J. P. **Effect of Grain Size on the Threshold Stress Intensity Factor in Fatigue of a Ferritic Steel.** *Scripta Metallurgica*, v. 10, p. 165-170, 1976.

MAY L. MARTIN, MATTHEW J. CONNOLLY, FRANK W. DELRIO, AND ANDREW J. SLIFKA. **Hydrogen embrittlement in ferritic steels.** *Appl. Phys. Rev.* 7, 041301 (2020);
<https://doi.org/10.1063/5.0012851>

MC EVILY, A. J., AND R. P. WEI. **Fracture mechanics and corrosion fatigue.** 1972, *Corrosion fatigue: Chemistry, mechanics and microstructure NACE-2*, 381–395.

MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Mechanical Behavior of Materials.** 2nd ed. Cambridge University Press, 2009.

MURAKAMI, Y.; MATSUOKA, S. **Effect of hydrogen on fatigue crack growth of metals.** *Engineering Fracture Mechanics* 77(11):1926-1940. 2010

MUSUVA, J. K. **Fatigue Crack Growth In A Low-Alloy Steel**. A thesis submitted for the award of the degree of Doctor of Philosophy in the University of London. 1980.

NEWMAN Jr, J.C. **The merging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective**, Progress in Aerospace Sciences, v.34, issues 5-6, p.347-390, 1998.

NINAKAWA, K.; AND MCEVILY, A. J. **On crack closure in the near-threshold region**, Scripta Metallurgica, v.15,p.633-636, 1981.

NORTON, R. L. **Projeto de Máquinas**, 2 ed. Porto Alegre: Artmed, 931 p. 2004.

NUNES, L. P. **Fundamentos de Resistência à Corrosão**. Rio de Janeiro: Interciência Ltda, 2007.

OKAMOTO, M. A. **Danos causados pelo hidrogênio em aços API 5L X65 e X80**. Monografia apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010

OLIVEIRA, S. P.; MIRANDA, P. E. V. **Concentração crítica de hidrogênio para a fragilização pelo hidrogênio em aços**. Revista Matéria. Rio de Janeiro, 2008.

ORIANI, R. A.; P.H. JOSEPHIC, P. H. **Equilibrium aspects of hydrogen-induced cracking of steels**, Acta Metall v.22, 1974.

OUCHI, H.; KOBATASHI, J.; OKAMOTO, K. **Fatigue Crack Growth in a High Tensile Strength Steel in Seawater and Several Other Environments**. ISIJ Internacional v. 34, 1994.

PARIS, P. C.; ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagations Laws. **Journal of Basic Engineering**, v. 85, p. 528-534, 1960.

PARIS, P. C.; GOMEZ, M. P.; ANDERSON, W. P. A Rational Analytic Theory of Fatigue. **The trend in Engineering**, v. 13, p. 9-14, 1961.

PERES, L. O. R., **Efeito de Concentração de Tensão na Vida em Fadiga de Aço Utilizado em *Spindle* de Laminador de Chapas Grossas – Análise Experimental e Modelamento via MEF**. Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT. Ouro Preto, 2008.

PERNS, T. P.; ALSTETTER, C. J. **Hydrogen effects in austenitic stainless steels**. *Materials Science and Engineering A*, v. 129, n.1, 1990.

PUNDT, A., KIRCHHEIM, R., 2006. **Hydrogen in metals: microstructural aspects**. *Annu. Rev. Mater. Res.* 36, 2006.

RICE, J. R. **A Path Independent Integral and the Aproximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks**. *Journal of Applied Mechanics*, v. 35, p. 379-386, 1968.

RICHARDS, H. A., SANDER, M., FULLAND, M. KULLMER, G. **Development of fatigue crack growth in real structures**. *Engineering Fracture Mechanics* v. 75, 2008.

RITCHIE, R. O.; SURESH, S. **Some Considerations on Fatigue Crack Closure at Near-Threshold Stress Intensities Due to Fracture Surface Morphology**. *Metallurgical Transactions A*, v. 13A, p. 937-940, 1982.

ROBERTSON, I.M.; SOFRONIS, P.; NAGAO, A.; MARTIN, M.L.; WANG, S.; GROSS, D.W.; E NYGREN, K.E. **Hydrogen Embrittlement Understood**. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2015.

ROBERTSON I. **The effect of hydrogen on dislocation dynamics**. *Eng. Fract. Mech.* 2001. 68(6): p671–692.

RONG, W. **A Fracture model of corrosion fatigue crack propagation of aluminum alloys based on the material elements fracture ahead of a crack tip**. *International Journal of Fatigue*, v.30, n.8, p. 1376-1386, 2008.

ROSADO, D. B. **Comparação do efeito da fragilização por hidrogênio e aços com resistência à tração acima de 1000 MPa.** Dissertação de Mestrado da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

ROYLANCE; D.; **Introduction to Fracture Mechanics.** 17 f., Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, 2001.

SANTOS, E. A. **Resistência à fadiga de tubo API 5L X65 cladeado e soldado circunferencialmente com eletrodos de Inconel® 625.** Dissertação de mestrado do programa de pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Escola de Engenharia de São Carlos – USP. São Carlos, 2016.

SARZOSA, D. F. B.; GODEFROID, L. B.; RUGGIERI, C. **Fatigue crack growth assessments in welded components including crack closure effects: Experiments and 3-D numerical modeling.** International Journal of Fatigue, n. 47, p. 279–291, 2013.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Material.** [S.l.]: Kluwer Academic Publishers, 2008.

SHIH, T. H., AND WEI, R. P. **The effects of load ratio on environmentally assisted fatigue crack growth.** Eng. Fract. Mech. 1983, 18 (4) : 827–837. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(83\)90127-3](https://doi.org/10.1016/0013-7944(83)90127-3).

SONG J, CURTIN W. **Mechanisms of hydrogen-enhanced localized plasticity: an atomistic study using a-Fe as a model system.** Acta Mater 2014. 68: p61–69

STROE, M. E. **Hydrogen Embrittlement of Ferrous Materials.** Tese de Doutorado - Université Libre de Bruxelles, Bélgica, 2006.

STROHAECKER, T. R. Mecânica da fratura. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2018. Apostila disponível em:<<ftp://ftp.feq.ufu.br/Claudio/1.pdf>>.

STEPHENS, R.L. et al. **Metal Fatigue in Engineering.** 2nd ed. New York: John Wiley & Sons, 2001.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2^a. ed. [S.l.]: Cambridge University Press, 2004.

TALBOT, D.; TALBOT, J. **Corrosion Science and Technology**. Boca Raton: CRC press, 1998.

VOSIKOVSKY, O. **Fatigue-Crack Growth in an X-65 Line-Pipe Steel at Low Cyclic Frequencies in Aqueous Environments**. ASME. J. Eng. Mater. Technol. 1975. p298–304. <https://doi.org/10.1115/1.3443302>.

WANG, Y.; CHENG, G.; QIN, M.; LI, Q.; ZHANG, Z.; CHEN, K.; LI, Y.; HU, H.; WU, W.; ZHANG, J. **Energy of High Temperature Deformation on the Microstructure, Mechanical Properties and Hydrogen Embrittlement of 2.25Cr-1-Mo-0,25V Steel**. International Journal of Hydrogen Energy. IK, 2017.

WELLS, A. A. **Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture**. Proceedings of the Crack Propagation Symposium, Cranfield, UK, v. 1, Paper 84, 1961.

XIONG, Y.; HU, X. X. **The effect of microstructures on fatigue crack growth in Q345 steel welded joint**. Fatigue Fracture of Engineering Materials Structures, n. 35, p. 500–512, 2012.

ZERBST, U. et al. **About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion – A review**. Engineering Fracture Mechanics, n. 153, p. 190-243, 2016.

ZHAO, T., Z. LIU, C. DU, C. DAI, X. LI, AND B. ZHANG. **Corrosion fatigue crack initiation and initial propagation mechanism of E690 steel in simulated seawater**. Mat. Sci. Eng. 708. 2017. (Dec): p181–192. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.09.078>.

ZHONGZHAO GUO; YAFEI MA, A.M.; LEI WANG; JIANREN ZHANG; AND ISSAM E. HARIK, A.M. **Corrosion Fatigue Crack Propagation Mechanism of High-Strength Steel Bar in Various Environments**. J. Mater. Civ. Eng., 2020, 32(6): 04020115. [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.0002193](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0002193).