



**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA
CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ**

Análise da Vida em Fadiga da Liga AISI 8630M Forjada, em Meios Hidrogenantes

Douglas Gonçalves da Silva
Marlon Nonato Alves Duque
Rafael Soares Santos Oliveira

Orientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge

Coorientador: Leonardo Sales Araújo

**Rio de Janeiro
Novembro de 2014**

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA
CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ**

Análise da Vida em Fadiga da Liga AISI 8630M Forjada, em Meios Hidrogenantes

Douglas Gonçalves da Silva
Marlon Nonato Alves Duque
Rafael Soares Santos Oliveira

Projeto Final apresentado em cumprimento às normas do Departamento de Educação Superior do CEFET/RJ, como parte dos requisitos para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge

Coorientador: Leonardo Sales Araújo

**Rio de Janeiro
Novembro de 2014**

AGRADECIMENTOS

Aos professores Leonardo Sales Araújo e Jorge Carlos Ferreira Jorge que se mostraram dispostos a encarar o desafio de nos orientar neste trabalho, iniciando este projeto com prazo de conclusão de apenas três meses. Devemos agradecer também por todo o conhecimento e apoio técnico que estes professores nos concederam durante a realização deste trabalho.

Ao professor Luis Felipe Guimarães de Souza que nos auxiliou nas práticas laboratoriais, viabilizando este estudo.

Aos nossos pais: Márcia Maria Gonçalves da Silva e Luiz Carvalho da Silva; Mônica Maria Nonato Alves e Mauro Duque; Rosemary Soares Santos e Francisco de Assis Oliveira; que são os maiores responsáveis por cada conquista que obtemos nesta vida, pois eles foram nossos primeiros incentivadores e apoiadores, sem os mesmos, nada conquistaríamos.

Aos nossos irmãos e irmãs que sempre nos auxiliaram com palavras de incentivo e motivação.

Aos nossos amigos, que dividiram conosco os momentos de alegria e dificuldade enfrentados durante a graduação.

Aos nossos amores que não puderam acompanhar a conclusão deste curso de Engenharia Mecânica, mas que temos a certeza de que onde estiverem, estarão muito felizes com a realização desta conquista. A eles deixamos nosso abraço de saudade e gratidão.

As mulheres, tendo sido elas passageiras ou não durante este curso, sem a companhia delas esses cinco anos de curso teriam sido muito mais árduos, agradecemos principalmente àquelas que aceitaram ser trocadas por livros em diversos finais de semana.

“Deus auxilia o homem de gênio pela inspiração oculta, mas não o isenta do trabalho e da pesquisa, a fim de deixá-lo o mérito”.

(Allan Kardec)

RESUMO

O cenário brasileiro de petróleo e gás passa por um momento extremamente oportuno para a realização de pesquisas e investimentos, com o objetivo de se alcançar a eficiência máxima e a operação segura de unidades flutuantes, visto que, diversas novas reservas estão sendo descobertas, nas bacias de Campos e Macaé, e principalmente, as imensas reservas encontradas na camada do Pré-Sal, na bacia de Santos. Essas descobertas promovem uma demanda crescente de aprimoramentos na área da ciência dos materiais, devido à exposição dos mesmos a ambientes cada vez mais agressivos.

O presente estudo aborda o material utilizado na confecção de acessórios para linhas de ancoragem, o Aço AISI 8630M, que pode ser classificado como aço da classe IACS W22 (2011) Grau R4, de acordo com a norma reguladora para confecção de amarras e acessórios de linhas de ancoragem de plataformas *offshore*.

Este trabalho apresenta como objetivo principal realizar uma comparação entre o desempenho do material citado anteriormente, sob o efeito de solicitações cíclicas em meios hidrogenantes, em relação ao seu comportamento em meios livres de hidrogênio. Também foram realizadas comparações destes resultados com os encontrados em pesquisas realizadas por outros autores.

Desta forma, foram realizados ensaios de fadiga por flexão rotativa em corpos de prova do aço AISI 8630M, divididos em dois grupos, os que passaram pelo processo de hidrogenação gasosa e os que não passaram por este procedimento.

Os resultados demonstraram que o hidrogênio de fato reduziu o limite de vida em fadiga deste material, porém, mesmo constatada esta redução os valores obtidos continuaram superiores aos requeridos pelos critérios de aceitação das sociedades certificadoras. Neste estudo também foi possível verificar a influência do acabamento superficial no limite de vida em fadiga.

Palavras Chave:

Fadiga; AISI 8630M; Acessórios de Ancoragem; Fragilização por Hidrogênio.

ABSTRACT

The Brazilian oil and gas scenario is going through an extremely convenient moment for the execution of researches and investments with the objective of reaching maximum efficiency and safe operation of floating units, since many new reservoirs are being discovered in the Campos and Macaé basin, for instance, and mainly, the immense reservoirs found in the pre-salt layer, in the Santos basin. These discoveries promote an increasing demand for improvements in the science of materials area, due to the exposition of these materials to more aggressive environments.

The study here presented covers the material used in the confection of accessories for mooring lines, the AISI 8630M, which can be classified as a IACS W22 (2011) Grade R4 Steel, according to the regulatory standard for the confection of hawsers and accessories of mooring lines of offshore platforms.

This works' main goal is to realize a comparison between the performance of the previously mentioned material, under the effect of cyclic loadings in hydrogen full environments, and its performance in hydrogen-free environments. Comparisons were also conducted between the results obtained in this work and others found in other research projects conducted by other authors.

Therefore, rotational bending fatigue tests were realized using AISI 8630M Steel samples, which were divided in two groups: the ones that underwent the gaseous hydrogenation process and the ones that did not undergo this procedure.

The results show that Hydrogen, in fact, reduced the fatigue life of the material, however, despite the identification of this reduction, the values obtained continued to be higher than the ones required by the acceptance criteria of the certifying societies. In this study, it was also possible to verify the surface finish influence on the fatigue life.

Keywords:

Fatigue; AISI 8630M; Mooring accessories; Hydrogen embrittlement

Sumário

1. Introdução.....	1
2. Revisão Bibliográfica	4
2.1 Caracterização da Liga AISI 8630M	4
2.1.1 Aplicação da liga AISI 8630M	6
2.2 Fragilização pelo Hidrogênio.....	9
2.2.1 Formas de Contaminação Pelo Hidrogênio.....	10
2.2.2 Difusão do Hidrogênio	12
2.2.3 Mecanismos de Fragilização Pelo Hidrogênio.....	16
2.2.4 Danos pelo Hidrogênio	21
2.2.5 A Fragilização Pelo Hidrogênio e a Corrosão Sob Tensão.....	23
2.3 Considerações Sobre Fadiga.....	24
2.3.1 Carregamento dinâmico	26
2.3.2 Fatores que Influenciam a Ocorrência de Falhas por Fadiga.....	28
2.3.3 Fatores que Influenciam a Vida em Fadiga.....	30
2.3.4 Metodologias de Avaliação da Vida em Fadiga.....	32
2.4 Efeito do Hidrogênio Difundido nas Propriedades Mecânicas em Fadiga.....	48
3. Materiais e Métodos	51
3.1 Objetivo	51
3.2 Materiais	51
3.3 Dimensões e Preparação dos Corpos de Prova.....	52
3.4 Hidrogenação	54
3.4.1 Cálculo do Tempo de Hidrogenação.....	55
3.5 Ensaio de Fadiga	56
3.6 Ensaio Metalográfico.....	57
4. Resultados Experimentais	58

4.1 Ensaio de Fadiga	58
4.1.1 Equações das Retas Obtidas.....	65
4.2 Ensaio Metalográfico.....	65
5. Discussão.....	67
5.1 – Análise das Curvas S-N	67
5.1.1 – Curvas S-N nas condições hidrogenada e não hidrogenada.....	67
5.1.2 - Curvas S-N comparativas, para a condição não hidrogenada, entre as pesquisas de Chaves e o presente estudo.	67
5.1.3 - Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, em comparação com os critérios de aceitação da DNV-RP-C203.....	68
5.1.4 – Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, em comparação com os critérios de aceitação da DNV-OS-E301.....	69
6. Conclusões.....	70
6.1 Sugestões de Trabalhos Futuros.....	71
Referências Bibliográficas.....	72

Índice de Figuras

Figura 1 - Placa triangular presa às manilhas [10]	7
Figura 2 - Efeito do hidrogênio na velocidade das discordâncias [19].	17
Figura 3 - Avanço da ponta da trinca de acordo com o modelo HELP [19].	18
Figura 4 - Efeito do hidrogênio sobre a energia coesiva (U) e sobre a tensão coesiva (σ).[19].....	19
Figura 5 - Esquema simplificado da atuação do hidrogênio na zona plástica. [17].	24
Figura 6 - Principais modelos de padrões de flutuação de carregamento. [24].....	28
Figura 7 - Seção de um eixo fabricado com aço AISI 4320 após falha por fadiga [24].	29
Figura 8 - Seção de um componente forjado após falhar a fadiga [24].....	30
Figura 9 - Carta de sensibilidade ao entalhe de aços e alumínio A92024-T submetidos à flexão ou esforços axiais alternados [24]	31
Figura 10 - Gráfico S-N para aço UNS G41300 gerado em ensaio de fadiga axial [24].	33
Figura 11 - Gráfico do parâmetro f em função do Sut [24].....	34
Figura 12 - Gráfico Deformação total x Reversões até a falha. [24].....	40
Figura 13 - Curva de histerese indicando cinco reversões de tensão realizadas em um ensaio segundo a metodologia ϵ -N e seu efeito nas deformações resultantes [24].	41
Figura 14 - Variação da velocidade com a qual a trinca evolui em função da diferença entre as tensões máximas e mínimas [24].	47
Figura 15 - Evolução de uma trinca ao longo dos três estágios de propagação [24].....	48
Figura 16 - Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios. Adaptada de [25].....	53
Figura 17 - Corpo de prova preparado para ensaio de fadiga.....	54
Figura 18 - Autoclave para realização da hidrogenação gasosa.....	55
Figura 19 - Máquina utilizada nos ensaios de fadiga.	57
Figura 20 - Curvas S-N do material estudado para as condições com e sem hidrogênio.	61
Figura 21 - Curvas S-N construídas com os resultados obtidos nos ensaios sem hidrogênio, realizados nas pesquisas de CHAVES [25] e no presente trabalho.	62
Figura 22 - Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, de acordo com os resultados obtidos nos ensaios realizados neste estudo em comparação com a curva que	

consta na Prática Recomendada DNV-RP-C203 [35], para acessórios de ancoragem expostos à corrosão atmosférica. Gráficos construídos até 10^6 ciclos.	63
Figura 23 - Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, de acordo com os resultados obtidos nos ensaios realizados neste estudo em comparação com a curva que consta na norma <i>offshore</i> DNV-OS-E301 [36], para elos com malhete.	64
Figura 24 - Aspecto microestrutural do Aço AISI 8630 Modificado, observado com a utilização de MEV. Ataque Nital 2%.	66
Figura 25 – Micrografias do aço analisado. Em vermelho são marcadas as inclusões de: (a) Al_2O_3 e; (b) MnS. Ataque Nital 2%.	66

Índice de Tabelas

Tabela 1 - Composição Química do Aço AISI 8630 Modificado.[5]	6
Tabela 2 - Limites mínimos para as propriedades mecânicas conforme requerido pela IACS W22 [2].....	8
Tabela 3 - Propriedades mecânicas conforme resultados dos ensaios de tração em corpos de prova obtidos de placas triangulares, de acordo com informação do fabricante do material.	8
Tabela 4 - Aprisionadores de Hidrogênio e energias de interação [17].	15
Tabela 5 - Tabela do fator f em função do S_{ut} [24].....	34
Tabela 6 - Parâmetros a e b na fórmula de Marin [24].....	36
Tabela 7 - Tabela onde constam os fatores K_d [24].....	37
Tabela 8 - Tabela representando o fator de confiabilidade e o fator z_a , para um desvio padrão de 8 % [24]	38
Tabela 9 - Tabela dos valores M e K [25].	42
Tabela 10 - Tabela com os valores de C e m em função do material utilizado [24]	46
Tabela 11 - Composição química do aço forjado estudado.....	51
Tabela 12 - Divisão dos corpos de prova entre os níveis de tensão e momentos aplicados na máquina de fadiga.....	56
Tabela 13 - Registro dos ensaios de fadiga para levantamento da curva S-N para o material na condição não hydrogenada.	58
Tabela 14 - Registro dos ensaios de fadiga para levantamento da curva S-N para o material na condição hydrogenada.	59

1. Introdução

O advento da indústria do petróleo e naval, alicerçado por diversas descobertas nas bacias de Macaé e Campos, aliado às novas explorações da camada do Pré-Sal, cria um ambiente propício ao aprimoramento contínuo de métodos e processos, de forma a se alcançarem a eficiência máxima e a operação segura de estruturas flutuantes. Assim, ao se levantarem as principais causas de falha em componentes mecânicos sujeitos a carregamentos cíclicos, verifica-se que as falhas de fadiga são as principais causadoras, principalmente, mas não somente, devido à dificuldade em se prever a sua ocorrência, decorrente do alto espalhamento de dados nos estudos já realizados. [1]

Estruturas flutuantes e submarinas estão em constante exposição à carregamentos cíclicos oriundos do efeito das marés, ondas, ventos, etc, de forma que é primordial a avaliação do dano causado por esses efeitos nas amarras utilizadas para se manter essas estruturas em equilíbrio conjuntamente com o equipamento de tração das amarras. Nesta estabilização, as amarras constituem o elemento crítico de operação, de forma que seu monitoramento e inspeção periódica tornam-se vitais. Os engenheiros responsáveis por projetar essas amarras devem se certificar de que os aços utilizados suportarão as cargas de serviço.

O aço 8630 Modificado, utilizado em acessórios dos sistemas de amarração de estruturas flutuantes, resiste a variados carregamentos oscilatórios enquanto se encontra submerso em água salina. Assim, neste trabalho, procurou-se determinar as limitações de uso deste material quando opera em ambientes hidrogenantes e a influência do hidrogênio na redução da vida em fadiga de componentes fabricados com este material.

Desta forma, o presente projeto visa contribuir, enquanto material técnico, para o aumento da crescente bibliografia na área de metalurgia e fadiga. Segundo DIETER [1] o fenômeno da fadiga contribui para 90% das falhas mecânicas ocorridas em equipamentos, o que justifica a crescente demanda por estudos na área de fadiga estrutural e metalúrgica. Portanto, o presente material contempla as principais metodologias de abordagem do fenômeno da Fadiga, além de prover projetistas com dados que concernem à aplicação do Aço 8630M em ambientes com presença de hidrogênio.

O trabalho se divide na parte experimental e na parte teórica (revisão bibliográfica), esta última consistindo no estudo dos principais métodos utilizados na avaliação da vida em fadiga de componentes estruturais: Metodologia S-N (mais difundida), Mecânica da Fratura ($da/dn/dK$) (onde pressupõe-se que exista uma trinca no material), Metodologia T-N (onde se cruzam dados oriundos de análises de elementos finitos e métodos estatísticos, sendo um dos principais métodos utilizados na análise de amarras) e Metodologia ϵ -N (onde o principal fator norteador é a deformação resultante no material, sendo este método usado principalmente na avaliação da fadiga de baixo ciclo). Também foram abordados os principais fatores responsáveis pela redução do limite de resistência à fadiga, tendo sido detalhados todos eles e o método de contagem de acúmulo de dano (Regra de Miner).

No que concerne aos efeitos do Hidrogênio, uma revisão bibliográfica foi realizada, onde constam os principais mecanismos de contaminação por hidrogênio (fabricação, tratamentos superficiais e serviço), as principais formas segundo as quais o hidrogênio se difunde através da estrutura do material (Leis de Fick) e os principais mecanismos de fragilização por hidrogênio também foram contemplados neste projeto (fragilização pela formação de Hidretos, interações entre hidrogênio e discordâncias). Outros fatores abordados foram a transformação Austenita – Martensita e os danos causados pelo Hidrogênio (fissuração, empolamento, trincamentos e corrosão sob tensão).

A parte experimental consistiu na hidrogenação dos corpos de prova no Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFRJ, seguida pela realização de ensaios de fadiga por flexão rotativa no Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET/RJ), onde se avaliaram a vida de 17 (dezesete) corpos de prova, cujas superfícies foram previamente lixadas e polidas. Os corpos de prova foram então submetidos à cargas iguais a 40%, 50%, 60% e 70% do limite de resistência do material.

Na parte experimental (Materiais e Métodos), os principais dados coletados são explicitados, além de todos os procedimentos realizados ao longo daquela, tais quais lixamento, aplicações de pastas de diamante e utilização do maquinário.

O principal objetivo deste trabalho foi avaliar a influência do hidrogênio no desempenho a fadiga do Aço 8630 Modificado, obtido por forjamento, que devido as

suas propriedades mecânicas pode ser classificado segundo a norma IACS W22 [2], como o aço Grau R4, de forma a se prever a vida de acessórios de sistemas de amarração utilizados em aplicações *off-shore*. Ressalta-se para os devidos fins que ensaios de flexão rotativa como os realizados no presente trabalho apresentam alto espalhamento de dados quando pequenos fatores são alterados como acabamento superficial, microestrutura etc.

2. Revisão Bibliográfica

2.1 Caracterização da Liga AISI 8630M

Os aços baixa liga podem ser classificados em diversas categorias, tais como: temperados e revenidos de baixo carbono, temperados e revenidos de médio carbono, aços para mancais e os do tipo Cr-Mo. O aço AISI 8630 Modificado, utilizado neste trabalho, é classificado como um aço temperado e revenido de médio carbono. Estes são considerados aços estruturais com teor de carbono entre 0,25 e 0,5%, com a restrição de 5% de elementos de liga, e apresentam suas propriedades mecânicas melhoradas devido aos tratamentos térmicos de têmpera e revenido [3,4].

A temperabilidade destes aços é garantida através da adição de cromo e molibdênio, que deslocam as curvas de transformação de fase para a direita. O molibdênio possibilita a formação de carbonetos de molibdênio (Mo_2C), aumentando a resistência mecânica (limites de escoamento, ruptura e fadiga) [5].

Na têmpera desses aços ocorre a transformação de austenita em martensita. Esta transformação ocorre com a aplicação de taxas de resfriamento suficientemente altas, capazes de alterar as condições de equilíbrio da fase ferrita, em uma transformação adifusional onde a martensita mantém a composição química semelhante à austenita anterior [5].

As temperaturas de início e fim de formação de martensita são relacionadas por fórmulas empíricas, com bases nas composições químicas dos aços, como na fórmula de Andrews, por exemplo [6]:

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 12,1Cr - 17,7Ni - 7,5Mo$$

A têmpera proporciona um aumento na dureza e na resistência desses aços, porém, prejudica a ductilidade e a tenacidade. Para a melhoria dessas características, o aço temperado é submetido ao tratamento de revenido, onde o material é aquecido à temperatura abaixo da crítica, entre 175 a 705°C, mantido durante um intervalo de tempo de modo que ocorram as transformações microestruturais [7].

O aço temperado e revenido apresenta, como principal microestrutura, a martensita revenida. As diferenças microestruturais encontradas nestes aços podem ser

atribuídas a fatores como diferentes percentuais de carbono, tempo e temperaturas de revenido e tamanho de grãos austeníticos de origem. Estas ligas demandam um rigoroso controle desses fatores previamente citados, visto que, neste material pode ocorrer a formação de diversas microestruturas complexas, de difícil identificação por microscopia óptica, e que apresentam propriedades mecânicas diferentes das desejadas em projeto. Este fenômeno ocorre em aços multifásicos, onde identificar componentes aciculares e discernir entre ferrita e perlita é extremamente confuso [8].

Além de Cr e Mo, como mencionado anteriormente, outros elementos de liga são adicionados ao aço AISI 8630M, tais como vanádio (V), titânio (Ti) e nióbio (Nb) [3].

O níquel (Ni) é adicionado nesses aços, em teores entre 0,6 e 1%, com o objetivo de aumentar a ductilidade, porém, a adição de níquel, torna o aço mais propício à fragilização por hidrogênio. Para a fabricação com o AISI 8630M, muito utilizado no ramo petrolífero e com presença de H₂S, deve ser seguida a norma NACE MR 0175 [9], que especifica o teor máximo de 1% de Ni. Ainda na questão de fragilização por hidrogênio, a mesma norma determina que o limite máximo de dureza deva ser de 250HV e que a dureza é a principal propriedade a ser controlada para prevenir a fragilização do aço em meio com H₂S [4, 5, 9].

A dureza do AISI 8630 Modificado, bem como a tensão de ruptura, pode ser controlada pela adição de vanádio. A adição deste elemento promove um aumento na resistência à fragilização por hidrogênio, devido à formação de carboneto de vanádio, designado pela fórmula V₄C₃, este dificulta a difusividade do hidrogênio no material [5].

Tanto o titânio como o nióbio são adicionados neste aço, pois são elementos refinadores de grãos e formadores de carbonetos. O titânio forma TiC disperso pela matriz e o nióbio forma carbonetos em altas temperaturas [5].

Na tabela 1 pode ser vista a composição química do aço AISI 8630 Modificado.

Tabela 1 - Composição Química do Aço AISI 8630 Modificado.[5]

AISI 8630 modificado	
% C	0,28 – 0,43
% Mn	0,75 – 0,95
% Si	0,15 – 0,35
% Ni	0,7 – 0,9
% Cr	0,8 – 1,0
% Mo	0,35 – 0,45
% P	0,025 máx
% S	0,025 máx
% Nb	0,025 máx
% V	0,025 máx
% Ti	0,025 máx

2.1.1 Aplicação da liga AISI 8630M

Um sistema de ancoragem é composto por linhas de ancoragem, âncoras e conectores. O principal objetivo de um sistema de ancoragem é manter a unidade flutuante em posição, dentro de limites estabelecidos [10].

Existem três sistemas de ancoragem [10]:

- *SMS (Spread Mooring System)*: as linhas de ancoragem se encontram distribuídas em torno da unidade flutuante

- *DICAS (Differentiated Compliancy Anchoring System)*: É um sistema *SMS* para FPSOs. Este sistema de ancoragem foi desenvolvido pela Petrobras e consiste em um sistema de linhas de ancoragem com ligações em proa e popa, que fornecem à unidade um ângulo de giro no plano horizontal, compensando a ação de carregamentos ambientais.

- *SPM (Single Point Mooring)*: É o principal sistema de ancoragem utilizado em FPSOs. Esse sistema permite que a embarcação se alinhe com o carregamento ambiental, minimizando as forças sobre o casco. Todas as linhas de ancoragem são presas ao *turret*, que permite que a embarcação gire livremente em torno das linhas.

Dentre os elementos que constituem os sistemas de ancoragem, este estudo teve seu foco dedicado ao material utilizado nos acessórios para linhas de ancoragem, tais como manilhas e placas triangulares.

As placas triangulares são elementos de conexão entre três ramos de amarras. As conexões são feitas por meio de manilhas, conforme Figura 1.

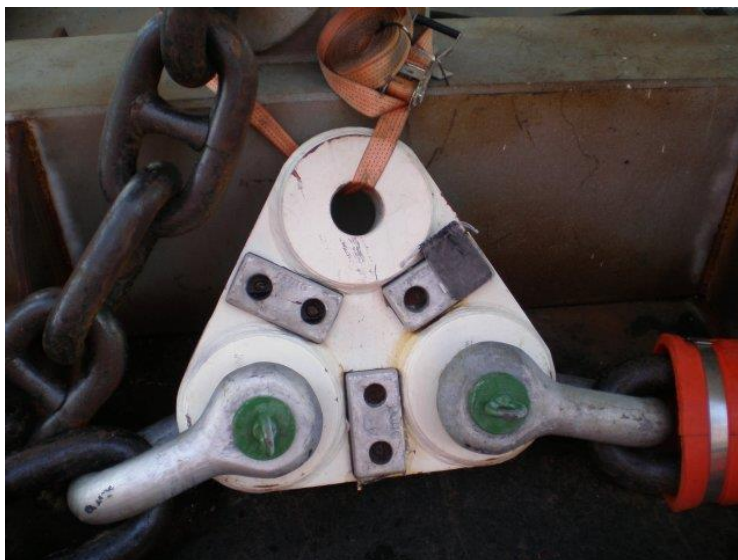


Figura 1 - Placa triangular presa às manilhas [10]

Na Figura 1 podemos notar a utilização de proteção catódica. Apesar de proteger o material contra a corrosão, a reação catódica na superfície do material induz a reação de redução na água do mar, resultando na formação de hidrogênio atômico na interface metal/solução, esse hidrogênio adsorvido na superfície do material poderá ser absorvido pelo mesmo, provocando a fragilização por hidrogênio, um dos temas abordados neste trabalho [11].

Nas placas triangulares, quando não é aplicada proteção catódica, a absorção do hidrogênio poderá ocorrer devido às reações de corrosão [12].

Segundo a norma IACS W22 [2] existem cinco graus de aços para fabricação de elos de amarras e acessórios de ancoragem, conforme mostrado na Tabela 2. Por esta norma [2], não há exigências quanto à composição química dos aços e somente requisitos de propriedades mecânicas são exigidos.

Tabela 2 - Limites mínimos para as propriedades mecânicas conforme requerido pela IACS W22 [2].

Grau (2011)	Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência [MPa]	Elongação Mínima [%]	Redução de Área Mínima [%]	Testes de Impacto Charpy com Entalhe V		
					Temperatura do Teste [°C]	Energia Média Mínima [J]	Energia Média para Solda Ponto Mínima [J]
R3	410	690	17	50	0 -20	60 40	50 30
R3S	490	770	15	50	0 -20	65 45	53 33
R4	580	860	12%	50%	-20	50	36
R4S	700	960	12	50	-20	56	40
R5	760	1000	12	50	-20	58	42

Foram realizados ensaios de tração no material utilizado para a confecção dos corpos de prova do presente trabalho, com o intuito de caracterizar as propriedades mecânicas da liga AISI 8630M forjada, os resultados são exibidos na Tabela 3:

Tabela 3 - Propriedades mecânicas conforme resultados dos ensaios de tração em corpos de prova obtidos de placas triangulares, de acordo com informação do fabricante do material.

Propriedades	
Limite de Escoamento	808 MPa
Limite de Resistência	950 MPa
Redução de Área	52%
Dureza Brinell	270 - 300

Comparando-se com os dados descritos na Tabela 2 com as propriedades mecânicas do aço AISI 8630M (Tabela 3), pode-se verificar que o mesmo atende as exigências da norma IACS W22 [2], para os graus R3, R3S e R4. Para os demais graus, o AISI 8630M não atende o requisito mínimo de limite de resistência.

2.2 Fragilização pelo Hidrogênio

A maioria dos metais interage com o hidrogênio, através de diversos mecanismos, podendo provocar modificações nas propriedades mecânicas, induzindo perda de ductilidade e fratura frágil. O hidrogênio pode ser absorvido pelo material durante o processamento e a fabricação ou posteriormente em serviço [12].

O hidrogênio se difunde intersticialmente nos metais e suas ligas na forma atômica, pois se encontra na estrutura cristalina em solução sólida, o que é facilitado pelo fato de apresentar raio atômico muito pequeno, principalmente se comparado ao dos átomos de Fe. Desta forma, processos que sejam capazes de produzir hidrogênio na superfície do aço, ou seja, onde ocorra adsorção, poderão resultar em absorção pelo mesmo [12].

A fração de hidrogênio que penetrará no metal é influenciada pela presença de substâncias que diminuem a ocorrência das reações de Tafel e Heyrovsky, reações responsáveis pela formação de moléculas de hidrogênio. Os elementos que as afetam são sulfeto, cianeto e arsênico [12].

A fragilização por hidrogênio é um tipo de falha na qual o material apresenta uma fratura de característica frágil, em resposta à aplicação de tensões trativas ou tensões residuais de tração. Este efeito é causado pela acumulação do hidrogênio, que se difundiu intersticialmente, em sítios da rede, o hidrogênio seria capaz de nuclear trincas, que sob condições apropriadas, se propagarão rapidamente levando a fratura dos componentes metálicos contaminados. Estas trincas são frequentemente transgranulares, embora ainda sejam observadas fraturas intergranulares em alguns sistemas de ligas [13, 14].

Pesquisas sugerem que os íons de hidrogênio se movimentam para locais induzidos por gradientes de tensão. Como no material existe tensão triaxial, esta diminui o potencial de solubilidade química do hidrogênio no mesmo, o que provoca a concentração do elemento nesta região, dando origem aos maiores picos de hidrogênio [15].

A fragilização por hidrogênio apresenta maior susceptibilidade de ocorrência nos aços de alta resistência. Os aços martensíticos são especialmente vulneráveis a este tipo de falha, visto que apresentam elevadas tensões internas, além de possuir como

propriedades mecânicas elevada dureza e baixa tenacidade. Outra característica apresentada pelos aços martensíticos é que estes são obtidos pelo resfriamento rápido de materiais que apresentam microestrutura austenítica, cúbica de face centrada (CFC), caracterizada por apresentar elevada solubilidade de hidrogênio, diferentemente do observado na martensita que é tetragonal de corpo centrado, ou seja, elevadas quantidades de hidrogênio ficam retidas no material após a transformação de fase, em uma microestrutura que não comporta valores elevados de concentração de hidrogênio. Os aços baíníticos, ferríticos e esferoidizados são geralmente mais resistentes a este tipo de fragilização, assim como as ligas CFC, principalmente devido às suas ductilidades inerentemente elevadas [16].

2.2.1 Formas de Contaminação Pelo Hidrogênio

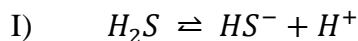
Assim como descrito anteriormente, existem três situações distintas que promovem a difusão do hidrogênio na estrutura cristalina dos aços. Ela pode ocorrer no processo de fabricação, em tratamentos superficiais ou em serviço.

Uma das formas de contaminação pode ocorrer durante a fabricação do aço, onde o ambiente contendo hidrogênio causaria uma difusão deste elemento através do metal líquido, que nesta condição apresenta um valor elevado de solubilidade de hidrogênio. Com a solidificação e a conseqüente redução da solubilidade do elemento no aço o mesmo ficaria aprisionado no componente. Ocorrendo em peças fundidas ou filetes de solda. O hidrogênio provém quase sempre da reação do metal com umidade ou materiais orgânicos [12, 16].

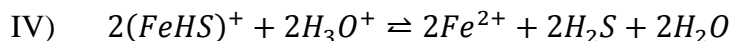
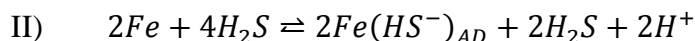
Outra fonte de contaminação encontrada nos aços é a decapagem, processo que visa à remoção de oxidações e impurezas orgânicas, como carepas de laminação e recozimento, camadas de oxidação, crostas de fundição e incrustações superficiais. Este processo pode ser feito por meios químicos ou eletroquímicos, diferenciando-se apenas pela aplicação de corrente elétrica ao sistema, no segundo caso. A decapagem química consiste em submergir o material em soluções ácidas, sendo o hidrogênio gerado nesta reação [12, 16].

A difusão do hidrogênio em peças de aço também ocorre devido aos processos corrosivos ao qual o material esteja exposto. Caso o material se encontre em ambiente ácido, haverá a corrosão do aço e conseqüentemente a formação de hidrogênio. Um

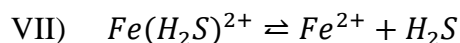
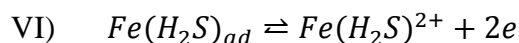
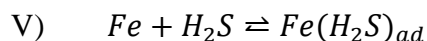
exemplo clássico deste fenômeno é observado no ramo petroquímico, principalmente na área *offshore*, pois o petróleo cru, ou seja, assim como extraído do poço, pode apresentar teores de H_2S elevados, que em presença de água, se dissocia segundo a reação [17]:



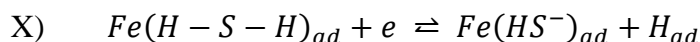
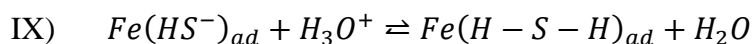
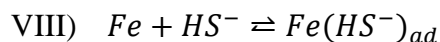
O mecanismo de oxidação do ferro em presença de H_2S tem sido descrito através das reações indicadas abaixo:



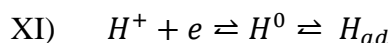
Ou através da formação de um complexo intermediário:



Deve-se observar que a partir da última equação o H_2S é regenerado, agindo cataliticamente no processo de corrosão. O ferro por sua vez, reagirá com o HS^- , da equação I, da seguinte forma:



O íon H^+ , por sua vez, se reduzirá sobre a superfície do ferro, adquirindo um elétron e tornando-se um átomo neutro:



A difusibilidade do hidrogênio no metal, ou a tendência de formação do gás H_2 , dependerá de diversos fatores, tais como: pH, teores de contaminantes como cianetos e pressões parciais de H_2 e H_2S [17].

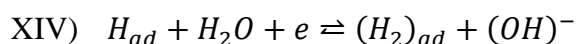
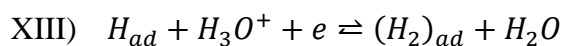
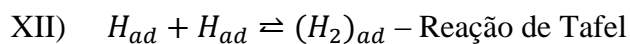
O hidrogênio também pode ser gerado pelo processo de proteção catódica do aço em ambientes severos, onde apesar da proteção reduzir a taxa de corrosão do aço, ao mesmo tempo expõe o material à fragilização por hidrogênio [11].

Diversas são as formas de contaminação pelo hidrogênio as quais os aços estão suscetíveis, podendo ser encontradas no momento de fabricação do material e durante sua vida útil, devendo assim, serem adotadas medidas de prevenção e avaliação dos efeitos que a fragilização por hidrogênio pode causar, evitando risco de falhas.

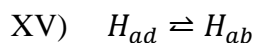
2.2.2 Difusão do Hidrogênio

A permeação do hidrogênio, que causará os danos no metal, ocorre em duas etapas, a primeira é a adsorção dos átomos de hidrogênio à superfície metálica, formando uma camada de recobrimento e a segunda seria a difusão dos átomos adsorvidos para o interior do metal [17].

O hidrogênio atômico, gerado pelas reações de corrosão, ou por polarização catódica, é adsorvido na superfície do aço (H_{ad}), que dependendo das condições do meio poderá se recombinar ou ser absorvido pelo metal, de acordo com as seguintes reações [17]:



As reações XIII e XIV são também conhecidas por reações eletroquímicas de Heyrovsky.



Caso ele se combine com outro hidrogênio adsorvido na superfície do metal eles formarão hidrogênio molecular e serão liberados na forma de gás; ou ainda ele pode se difundir para o interior do metal, podendo causar o problema da fragilização devido à sua distorção da rede cristalina ou ainda seu acúmulo em aprisionadores [16].

Para que se possa mensurar a quantidade de hidrogênio no interior do metal, deve-se conhecer as leis de difusão que regem este movimento.

O estudo da difusão do hidrogênio nos metais inicia-se pelo estabelecimento do quão rápido esta ocorre, ou seja, a taxa de transferência de massa, também conhecida como fluxo de difusão (J), o qual é definido como a massa, ou de forma equivalente o número de átomos (M) que se difunde através de uma seção transversal perpendicular do sólido por unidade de tempo. Expressa por [14]:

$$J = \frac{M}{At}; J = \frac{1}{A} \frac{dM}{dt}, \text{ na forma infinitesimal.}$$

A = área através da qual a difusão está ocorrendo. [m^2]

t = tempo de difusão decorrido [s]

M = Massa ou átomos [kg]

Caso não ocorra variação deste fluxo ao longo do tempo, ficará caracterizada uma condição de regime estacionário. Um exemplo deste regime pode ser encontrado quando se observa a difusão de um gás através de uma placa metálica, para a qual as pressões parciais ou concentrações do componente que sofrerá difusão sobre ambas as superfícies da placa são constantes [14].

Um dos fatores de influência na difusão do hidrogênio nos metais é a gradiente de concentração, este é caracterizado pela inclinação em um ponto particular da curva que demonstra a concentração C em função da posição do elemento em difusão no interior do sólido [14].

$$\text{Gradiente de concentração} = \frac{dC}{dx}$$

De acordo com a primeira lei de Fick, o equacionamento do processo de difusão em regime estacionário em uma única direção (x) é dado por [14]:

$$J = -D \frac{dC}{dx}$$

A constante de proporcionalidade D é chamada de coeficiente de difusão e é expressa em metros quadrados por segundo. O sinal negativo nessa expressão indica que a direção da difusão se dá contra a gradiente de concentração, ou seja, da concentração mais alta para a concentração mais baixa [14].

Os casos de difusão geralmente ocorrem em condições transientes, ou seja, onde o fluxo de difusão e a gradiente de concentração em um ponto específico no sólido

variam com o tempo, de tal forma que resultam em um acúmulo ou esgotamento do componente que está se difundindo. No regime transiente, considerando um material ideal, sem a presença de aprisionadores, a equação que o rege é a segunda lei de Fick, dada por [14]:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right)$$

Caso o coeficiente de difusão seja independente da composição a segunda lei de Fick pode ser simplificada para:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial^2 x}$$

O coeficiente de difusão D pode ser obtido com a utilização da equação de Arrhenius [14]:

$$D = D_0 e^{\left(-\frac{Q_d}{RT}\right)}$$

Onde Qd é a energia de ativação para a difusão, em J/mol, R é a constante dos gases (8,31 J/mol-K), T é a temperatura absoluta (K) e D₀ é a constante pré-exponencial independente da temperatura (m²/s) [14].

A partir da equação de Arrhenius pode-se observar também a forte influência da temperatura no coeficiente de difusão, ou seja, quanto maior a temperatura, maior será o coeficiente de difusão do hidrogênio no metal hospedeiro.

Além da difusão, existe a teoria de que o transporte de hidrogênio também pode ocorrer através das discordâncias presentes na rede cristalina do metal, que funcionam como caminhos para a passagem e a retenção do hidrogênio [16]. De acordo com Hertzberg [18], o transporte de hidrogênio por essas discordâncias pode ser de muitas ordens de grandeza superior ao relacionado à difusão.

Outro fator de importância na determinação da concentração de hidrogênio no material são os aprisionadores de hidrogênio. São exemplos de aprisionadores os defeitos cristalinos, tais como contornos de grão, discordâncias, interfaces entre matriz e inclusões e outros locais onde a energia de interação com o hidrogênio é maior do que entre o hidrogênio e os espaços intersticiais da rede cristalina. As fraturas

intergranulares encontradas nos casos onde ocorreu a fragilização por hidrogênio podem ser explicadas pelo fato da maior parte dessas armadilhas encontrarem-se próximas aos contornos de grão, fazendo com que as ligações entre os contornos de grão sejam enfraquecidas [16, 17].

A temperatura é um importante detalhe a ser observado no que diz respeito aos aprisionadores de hidrogênio, visto que com o aumento da temperatura, a energia de interação das armadilhas com o hidrogênio tende a se tornar desprezível se comparada à energia cinética disponível na rede cristalina, desaparecendo o efeito das mesmas [17].

Estas armadilhas podem ser classificadas quanto à sua energia de interação, da seguinte forma [17]:

- Armadilhas Reversíveis: são aquelas nas quais o hidrogênio tem curto tempo de residência na temperatura de interesse, ou seja, possuem baixa energia de interação;
- Armadilhas Irreversíveis: são aquelas com ínfima taxa de liberação de hidrogênio e alta energia de interação.

A Tabela 4 apresenta os valores relativos ao tipo de armadilha e suas respectivas energias de interação.

Tabela 4 - Aprisionadores de Hidrogênio e energias de interação [17].

Aprisionadores de Hidrogênio			
Armadilhas Irreversíveis		Armadilhas Reversíveis	
Tipo	Energia de Interação	Tipo	Energia de Interação
No ferro as interfaces entre matriz e partículas de carbonetos e de sulfetos	0,8 - 0,98 eV	Discordâncias	0,25 - 0,31 eV
Elementos dissolvidos no ferro como o oxigênio, estrôncio, cálcio e potássio.	0,71 - 1,34 eV	Contornos de Grão	0,27 eV
-	-	Átomos substitucionais como o níquel, cromo, manganês, vanádio e titânio.	Ni - (0,083 eV) Cr - (0,10 eV) Mn - (0,09 eV) V - (0,16 eV) Ti - (0,27 eV)

É importante conhecer essas energias de interação, principalmente para o estudo da liga AISI 8630M, pois este material apresenta diversos elementos de liga, tais como níquel, cromo, molibdênio e manganês que podem agir como aprisionadores de hidrogênio.

2.2.3 Mecanismos de Fragilização Pelo Hidrogênio

A fragilização por hidrogênio foi identificada por Daniels no início do século XIX, tendo sido reconhecida pela comunidade científica somente em 1880 [17]. Diversas teorias têm sido propostas para explicar este fenômeno, não havendo uma teoria única aceita como geral para todos os casos. Mecanismos variados atuando simultaneamente poderiam ser os causadores da fragilização pelo hidrogênio [17].

2.2.3.1 Fragilização Pela Formação de Hidretos

Os metais paládio, nióbio, tântalo, zircônio e titânio tem forte tendência à formação de hidretos. As ligas a base de Zr, devido ao uso em reatores nucleares e as de titânio, de uso em aviação, são as mais intensamente estudadas. A presença de hidretos nestes metais provoca um aumento significativo de suas resistências mecânicas, assim como perda da ductilidade e tenacidade. A formação destes hidretos ocorre durante o resfriamento, que sucede operações como fusão e soldagem destes metais e ligas, a partir da absorção do hidrogênio durante as mesmas. Este processo de formação de hidretos é favorecido por tensões mecânicas, desta forma, a região adjacente à ponta de uma trinca é um local preferencial para nucleação de hidretos. A fratura por clivagem de hidretos facilita a progressão de trincas [17, 19].

2.2.3.2 Teorias Baseadas em Interações entre o Hidrogênio e Discordâncias

Este mecanismo também pode ser conhecido pelo nome de *Hydrogen Enhanced Localized Plasticity (HELP)*, ou “aumento da plasticidade local pelo hidrogênio” em tradução livre. Esta teoria foi primeiramente apresentada por Beachem, a partir da observação de superfícies de fratura em amostras de um aço SAE 1020 que foram expostas ao hidrogênio. Neste estudo Beachem propôs que o efeito do hidrogênio é aumentar a mobilidade de discordâncias em regiões onde o mesmo apresenta máximas concentrações, causando uma redução da resistência ao cisalhamento, facilitando a formação de microvazios, que se coalescem ao longo de planos de deslizamento

preferenciais, resultando numa fratura extremamente localizada. (Figura 2) [16, 17, 19]. Outra teoria que se propõe a explicar este fenômeno é o mecanismo de Stroh, no qual o coalescimento de discordâncias empilhadas contra uma barreira seria capaz de dar origem à microtrincas, sendo o aumento da densidade de discordâncias causado pelo hidrogênio [19].

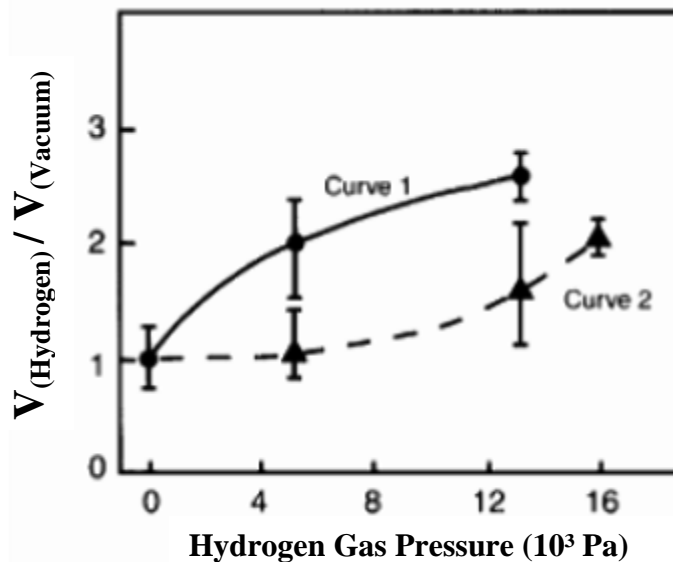


Figura 2 - Efeito do hidrogênio na velocidade das discordâncias: a velocidade das discordâncias aumenta quando a pressão de hidrogênio aumenta. A figura mostra a relação da velocidade da discordância em atmosfera de hidrogênio em relação à velocidade da discordância no vácuo. A curva 1 mostra o efeito da introdução de hidrogênio pela primeira vez e a curva 2 o efeito da remoção de hidrogênio e sua posterior reintrodução. Testes conduzidos em titânio alfa [19].

O aumento da mobilidade das discordâncias pode ser atribuído à redução de interação das mesmas entre si e entre as discordâncias e outros obstáculos, tais como contornos de grão, átomos de carbono, ou precipitados no aço, na presença do hidrogênio. Este processo propiciará a formação de estruturas onde regiões microscópicas de alta deformação, que sofreram o efeito do aumento de mobilidade das discordâncias, ficam cercadas por zonas de menor ductilidade onde ocorre o acúmulo de discordâncias. (Figura 3). A tensão oriunda do acúmulo de hidrogênio se concentra nessas regiões de menor ductilidade, que representam uma menor porção da seção. Quando a tensão resultante nessas microrregiões é maior que o limite de resistência à tração, a falha ocorrerá. Mesmo a plasticidade tendo sido aumentada pelo hidrogênio em um nível microscópico, o material exhibe um comportamento frágil em nível macroscópico [19].

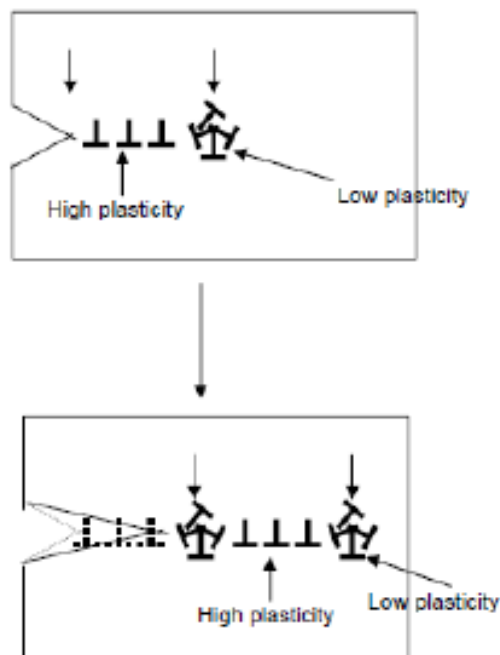


Figura 3 - Avanço da ponta da trinca de acordo com o modelo HELP [19].

2.2.3.3 Teoria da Decoção

Proposta em 1958 por Troiano, após contribuições de Oriani, esta teoria tem como ideia básica de que o hidrogênio atômico absorvido pelo material reduz a força de coesão entre os átomos da rede cristalina. De acordo com este estudo, o hidrogênio estaria dissolvido intersticialmente na estrutura cristalina do material, como um próton que cedeu seu elétron para a nuvem eletrônica do metal, passando a ocupar a camada 3d incompleta do ferro, por exemplo. Com o aumento da densidade de elétrons dos metais de transição nestas bandas, as forças de repulsão entre os átomos do metal sofreriam um acréscimo, reduzindo as forças interatômicas de coesão. Como o hidrogênio apresenta um elevado teor de solubilidade em regiões onde há concentrações de tensões, assim como pontas de trincas, ou discordâncias, os efeitos combinados do aumento da concentração de hidrogênio nessas regiões, o fato do acúmulo deste elemento provocar uma redução das forças de ligação entre os átomos e a região apresentar tensões mais elevadas, poderiam ser capazes de reduzir a resistência à fratura localmente, gerando fraturas intergranulares ou transgranulares. (Figura 4) [15, 17, 19, 20].

Segundo Oriani, as concentrações elevadas de hidrogênio em locais de máxima tensão provocariam a fratura em regime totalmente elástico, o que contradiz a fractomecânica, mas não invalida os conceitos básicos da decoesão [17].

De acordo com a fractomecânica o local onde seriam encontrados os picos de tensão seria no seio da zona plástica, localizado um pouco mais interiormente do que a ponta da trinca. Desta forma, a teoria proposta por Troiano afirma que o avanço da trinca não ocorre a partir da ponta da trinca, e sim pela constante nucleação de microtrincas no seio da zona plástica, seguida pela união destas com a trinca principal [17].

Outro conceito importante introduzido por Troiano é o de concentração crítica de hidrogênio, um valor que seria relacionado à força de coesão atômica do material e da intensidade de tensão atuante no local da fratura [17].

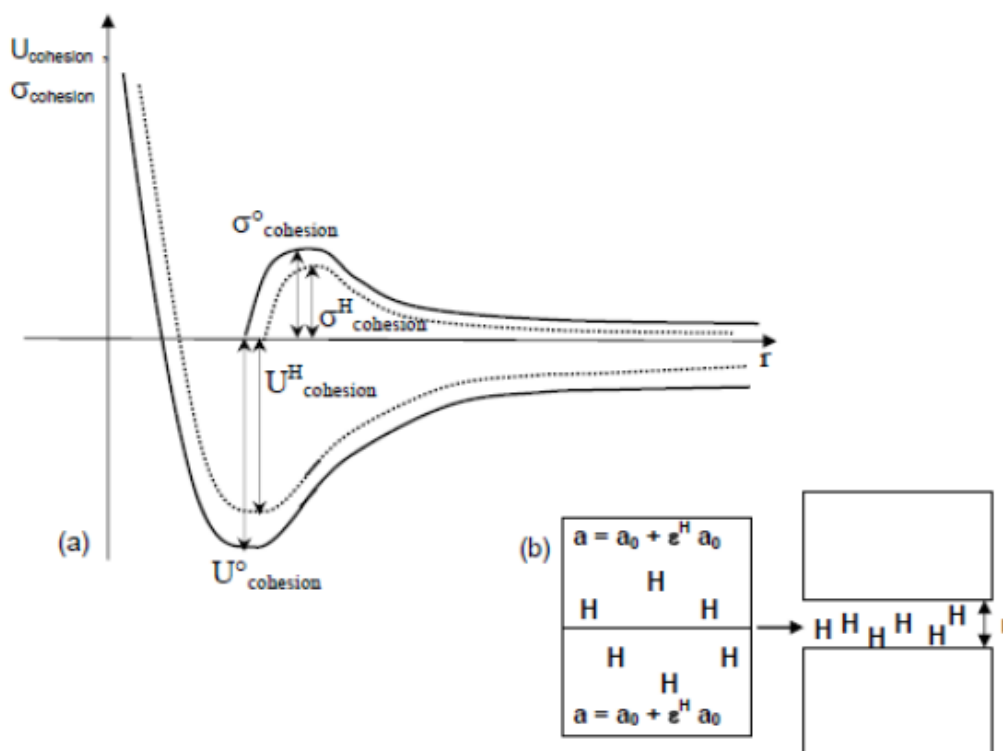


Figura 4 - Efeito do hidrogênio sobre a energia coesiva (U) e sobre a tensão coesiva (σ).[19]

U° é a energia coesiva (energia necessária para separar duas metades de um sólido ao longo do plano de clivagem a uma distância maior que a distância crítica (r) na ausência de hidrogênio).

U^H é a energia coesiva na presença de hidrogênio em solução sólida.

σ° é a tensão coesiva, tensão para quebrar as ligações atômicas na ausência de hidrogênio.

σ^H é a tensão coesiva na presença de hidrogênio em solução sólida

a é o parâmetro do reticulado

ε^H é a deformação induzida pelo hidrogênio em solução sólida.

2.2.3.4 Teoria da Pressão Interna

Sob o nome inicial de “teoria da pressão molecular”, proposta por Zapffe e Sims em 1940, para explicar a diminuição da plasticidade de aços contendo concentrações de hidrogênio muito maiores que suas solubilidades de equilíbrio de hidrogênio à temperatura ambiente. Estas concentrações de supersaturação seriam atingidas em processos envolvendo o resfriamento de aço, pois a solubilidade do hidrogênio diminui com o abaixamento de temperatura, ou então na redução catódica do hidrogênio, onde altas concentrações superficiais podem ser atingidas [21].

Esta teoria baseia-se na pressão interna exercida pelo hidrogênio quando aprisionado no interior da estrutura cristalina. O hidrogênio atômico em excesso na rede se recombinaria para formar hidrogênio molecular, se alocando em defeitos internos, tais como microporosidades. As pressões desse hidrogênio molecular seriam capazes de provocar o alargamento destes poros e conseqüentemente a formação de trincas [15, 17].

A teoria da pressão interna foi a primeira a ser proposta com o objetivo de explicar a fragilização pelo hidrogênio, e foi possivelmente inspirada nos casos de empoamento por hidrogênio, ou seja, a formação das bolhas superficiais (blisters) no aço contendo elevadas concentrações deste elemento [17, 21].

Trabalhos posteriores destes mesmos autores mostraram que esta teoria não pode ser utilizada para explicar a existência da fragilização pelo hidrogênio após a degaseificação e a dependência desta da taxa de deformação e da temperatura, porém, permanece como um mecanismo válido para a nucleação de trincas em altas concentrações de hidrogênio [17].

2.2.3.5 Transformação Martensítica da Austenita

De acordo com esta teoria o hidrogênio ao ser absorvido pela estrutura austenítica seria capaz de produzir uma expansão da rede cristalina e tensões internas suficientes para que parte da austenita se transforme em martensita, de estrutura hexagonal compacta. Esta transformação provocaria um aumento da dureza e redução da ductilidade e da tenacidade do material, podendo provocar trincas e a consequente falha do material. A formação de martensita, o surgimento de tensões internas e a consequente nucleação de microtrincas se restringem as zonas superficiais, pois a difusibilidade do hidrogênio na austenita é baixa [17].

2.2.4 Danos pelo Hidrogênio

As teorias descritas anteriormente foram propostas com o objetivo de explicar os danos causados pelo hidrogênio, que podem ser classificados de acordo com quatro grupos, são eles [17]:

- 1 – FIH: fissuração induzida pelo hidrogênio;
- 2 – Empolamento por hidrogênio (*Blistering*);
- 3 – THOT: trincamento pelo hidrogênio orientado por tensão (*stress oriented hydrogen induced cracking*, SOHIC).
- 4 – TTS: trincamento sob tensão em presença de sulfeto (*sulfide stress cracking*, SSC);

2.2.4.1 Fissuração Induzida pelo Hidrogênio

A FIH ocorre em estágios avançados de carregamento de hidrogênio, por tempo de exposição ou por taxa de carregamento em ambientes muito corrosivos. Estas fissuras ocorrem em diferentes profundidades a partir da superfície exposta ao meio corrosivo do material, geralmente ao longo de inclusões não metálicas, no sentido de laminação. Apresentam seu início pelo descolamento da interface metal/inclusão, seguido pela expansão de microvazios, relacionada ao efeito da pressão exercida pelo hidrogênio molecular aprisionado nestas regiões. Em estágios subsequentes deste processo, o campo de tensões gerado pelas extremidades das trincas faz com que estas se interliguem mesmo em planos distintos, dando origem ao fenômeno conhecido como trincas em degraus, ou *step wise cracking*, como é popularmente difundido. A

fissuração induzida pelo hidrogênio não se restringe aos cordões de solda ou a regiões tensionadas, esta é função do meio corrosivo e da qualidade da chapa. Nos casos em que as inclusões estão próximas à superfície metálica, do lado do meio corrosivo, ou com um carregamento elevado de hidrogênio, é possível observar marcas características de fissuração, conhecidas como “patas de cavalo” ou “marcas de ferradura”, provenientes do afloramento dos trincamentos internos [17, 22].

2.2.4.2 Empolamento por Hidrogênio

Este fenômeno é caracterizado pela formação de pequenas bolhas (*blisters*) no metal, estas se desenvolvem em regiões localizadas de inclusões, segregação ou dupla laminação, onde pode ocorrer um coalescimento dos microvazios que, devido às elevadas pressões internas geradas pelo acúmulo de hidrogênio, podem causar deformação no aço. A bibliografia consultada relata casos em que o empolamento pelo hidrogênio foi capaz de gerar deformações plásticas compatíveis com a ductilidade do aço, e casos em que o empolamento se rompeu com baixa deformação, ou seja, de forma frágil. Nas fraturas em que foram constatadas baixas deformações o principal agente é a fragilização pelo hidrogênio, que altera a ductilidade intrínseca do aço, além da morfologia e distribuição de suas inclusões [17, 19, 22]. O empolamento por hidrogênio é uma variação da FIH [17].

2.2.4.3 Trincamento Pelo Hidrogênio Orientado por Tensão

O THOT é um fenômeno similar a FIH, porém, mais crítico, visto que este se propaga ao longo da espessura da chapa, causando seu rompimento total. O trincamento ocorre na seção transversal, direcionado pelos altos níveis de tensão residual e/ou aplicada, onde ocorre interligação de trincas iniciadas sob a forma de FIH ou outros defeitos, incluindo trincas causadas por trincamento sob tensão por sulfeto. Este fenômeno é geralmente encontrado no metal de base adjacente à zona termicamente afetada da solda [17, 22].

2.2.4.4 Trincamento Sob Tensão em Presença de Sulfeto

Este processo pode ser definido como o trincamento de um metal que ocorre devido às ações combinadas de tensões trativas, sendo elas externas e/ou residuais, e corrosão na presença de H₂S e água [22].

O TTS é frequentemente associado a regiões localizadas de elevada dureza na superfície do material, no metal de solda e na zona termicamente afetada. Estas zonas podem ser encontradas em passes de cobertura e juntas soldadas que não estão revenidas por passes subsequentes [22]. A morfologia deste tipo de dano é semelhante ao encontrado nas trincas a frio de juntas soldadas [17].

Conforme procedimento descrito na norma NACE RP 0472, as soldas que apresentam dureza inferior a 200 HB não estariam sujeitas ao TTS, porém, a bibliografia consultada cita casos onde o TTS foi observado em juntas soldadas com durezas tão baixas quanto 101 HB [17].

2.2.5 A Fragilização Pelo Hidrogênio e a Corrosão Sob Tensão

Outro processo que deve ser conhecido para o entendimento de como o hidrogênio pode afetar a vida em fadiga do aço AISI 8630M é a corrosão sob tensão na presença do hidrogênio (CST-H).

Esta forma de trincamento caracteriza-se pela fratura devido à presença simultânea de tensões de tração e dissolução anódica do metal, aliados a fragilização pelo hidrogênio do mesmo [17, 19].

Neste tipo de trincamento, a hidrólise dos produtos da dissolução anódica acarreta a acidificação do interior da trinca. A queda do potencial no interior da trinca junto com a acidificação localizada possibilita a deposição de hidrogênio. Efeito este, comprovado por testes de permeação de hidrogênio, associado à presença de pites na superfície da membrana do aço [14, 17].

De acordo com a bibliografia consultada, ainda há muitas dúvidas na distinção entre a corrosão sob tensão e o trincamento pelo hidrogênio, porém, pode-se afirmar que para que a CST ocorra, é necessária à dissolução anódica de uma região tensionada, o que exclui qualquer forma de corrosão que atue sem a aplicação de tensões aplicadas ou residuais. A fragilização pelo hidrogênio se dá pela fragilização da zona plástica onde atua um estado triaxial de tensões na ponta da trinca. Esta região fragilizada pelo hidrogênio permite a propagação da trinca e a formação de uma nova frente de propagação onde a região foi deslocada adiante [17].

O processo de trincamento pelo hidrogênio é iniciado pelas reações de corrosão que geram o elemento hidrogênio, que posteriormente é adsorvido na superfície interna de uma trinca, seguido pela difusão deste elemento para a região tensionada. O acúmulo de hidrogênio nesta região a torna extremamente plastificada, permitindo que a frente de fratura avance. Após a fratura, o hidrogênio difundirá para a nova região tensionada, repetindo o ciclo e dando continuidade ao processo de trincamento, até a ruptura do material [17].

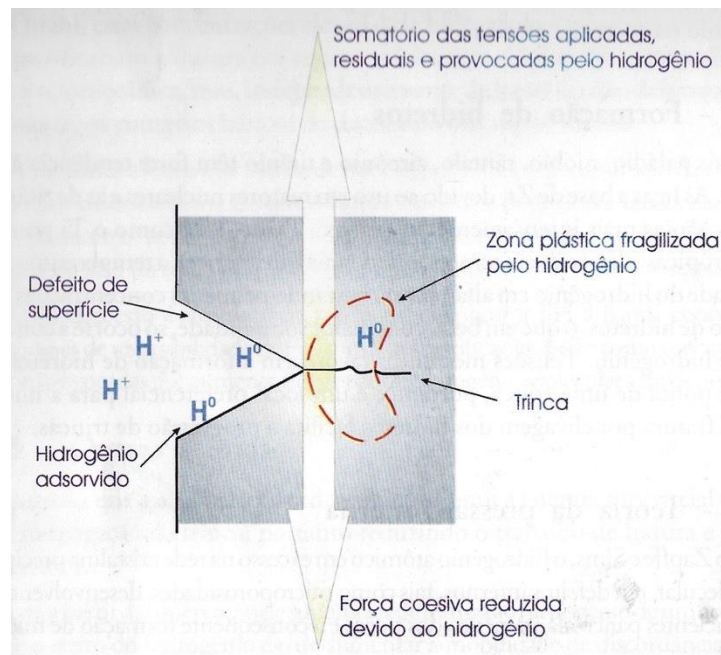


Figura 5 - Esquema simplificado da atuação do hidrogênio na zona plástica. Adsorção de hidrogênio atômico nos flancos do defeito e difusão para a região tracionada [17].

2.3 Considerações Sobre Fadiga

O estudo da fadiga remonta aos anos 1800 quando diversas falhas devidas a esse fenômeno, especialmente em pontes, começaram a ser registradas. Neste mesmo século A.Wohler propôs um método de análise com o intuito de mitigar falhas dessa natureza, este resultou no diagrama tensão-vida, utilizado na previsão de falhas de serviço de componentes sujeitos à fadiga [23].

Define-se como fadiga o acúmulo de danos causados pela exposição de um componente mecânico a carregamentos alternados (cíclicos), podendo levar o material à falha sob carregamentos consideravelmente inferiores a seu limite de resistência (algumas vezes mesmo antes de se atingir o limite de escoamento), estas falhas, por sua vez, diferem consideravelmente das falhas sob carregamentos estáticos [1, 24].

Um típico exemplo de um componente carregado alternadamente consiste em um eixo sujeito a carregamentos fletores, uma vez que esses irão gerar carregamentos compressivos e trativos em uma mesma localidade a cada rotação do componente. Por exemplo, se o eixo apresenta uma rotação de 1150 rev/min, uma mesma fibra será solicitada a compressão e a tração 1150 vezes a cada minuto, o que representa um carregamento alternado. Elementos como eixos podem apresentar, além dos carregamentos já mencionados, solicitações axiais devidas à engrenagens helicoidais, tipos de rolamentos utilizados (*axial thrust*) ou até mesmo arranjos variados de polias e correias [24].

Falhas decorrentes de carregamentos estáticos são facilmente diagnosticáveis devido às altas deflexões e deslocamentos causados por aqueles, uma vez que a fratura irá ocorrer após atingir-se o limite de escoamento do material, assim, em carregamentos estáticos os projetistas são capazes de identificar possíveis criticidades na operação e efetuar as substituições necessárias. Falhas decorrentes de carregamentos alternados, por outro lado, não ocorrem após deformação plástica significativa, ocorrendo bruscamente [24].

Uma vez que não existe uma maneira plenamente segura de se prever ou prevenir a falha por fadiga, é necessário que o engenheiro responsável pelo dimensionamento de um componente sujeito a carregamentos alternados tenha em sua posse o maior conhecimento possível do fenômeno [24].

Falhas por fadiga possuem seções de fratura que se assemelham com as encontradas em falhas estáticas frágeis, visto que são planas e perpendiculares à tensão atuante, além de serem caracterizadas por pouca deformação (*necking*). Embora as regiões de falha sejam semelhantes, os mecanismos diferem consideravelmente, se desenvolvendo, em falhas por fadiga, em três estágios [24]:

Primeiro Estágio: Caracterizado pelo aparecimento de microtrincas decorrentes de plastificações cíclicas seguidas de propagações cristalográficas a partir de dois a cinco grãos na origem.

Segundo Estágio: Aparecimento de macrotrincas e a formação de planos de falha paralelos separados por saliências. Estes planos são, normalmente, lisos e paralelos à direção de maior tensão e são, eventualmente, chamados de marcas de praia

devido a sua aparência a olho nu. O fenômeno de carregamento cíclico resulta na abertura e fechamento das trincas existentes, de forma que a aparência destas marcas de praia irá variar conforme a frequência da sollicitação e corrosividade do ambiente.

Terceiro Estágio: Neste, o material não mais é capaz de resistir ao carregamento e sucumbe bruscamente, resultando em uma fratura que pode ser dúctil / frágil ou uma combinação destas. Neste estágio identificam-se as chamadas *linhas Chevron* que apontam para o início da propagação das trincas.

Segundo DIETER [1] estima-se que 90% das falhas são decorrentes de carregamentos de fadiga, o que justifica o aumento no investimento realizado nesta área.

2.3.1 Carregamento dinâmico

De forma a entender plenamente a ocorrência do fenômeno se faz necessário entender como se apresentam os carregamentos dinâmicos causadores. A principal maneira segundo a qual carregamentos flutuantes são representados é ilustrada na Figura 6, na qual a sollicitação é modelada como sendo senoidal. Este perfil é gerado pela máquina rotativa de R.R. Moore e representa bem o que ocorreu nos ensaios realizados durante o projeto, nos quais uma mesma região da peça é submetida à tração e compressão a cada ciclo [1].

O item (f) da Figura 6 representa o que ocorre durante um ensaio de fadiga rotativa, onde a tensão média é igual à zero, as tensões trativas são positivas e as compressivas negativas, sendo ambas simétricas em relação ao eixo do tempo. Em muitos casos, por outro lado, o carregamento não pode ser modelado como uma curva seno, se apresentado irregular e não periódico. Isso ocorre, por exemplo, na estrutura de uma asa delta [1].

De forma a mapear carregamentos flutuantes é necessário se definir alguns parâmetros, estes são:

Tensão média (σ_m): Representa o valor ao redor do qual a tensão irá variar.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$$

Tensão alternada (σ_a): Tensão responsável por ocasionar a variação da tensão total

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2}$$

Intervalo de tensão (σ_r): É definido com sendo a diferença entre a tensão máxima e a mínima

$$\sigma_r = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}$$

Razão de tensões (R):

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{m\acute{i}n}}$$

Amplitude (A):

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m}$$

Onde $\sigma_{m\acute{a}x}$ e $\sigma_{m\acute{i}n}$ são, respectivamente, as tensões máxima e mínima encontradas ao longo da ciclagem do carregamento [1]:

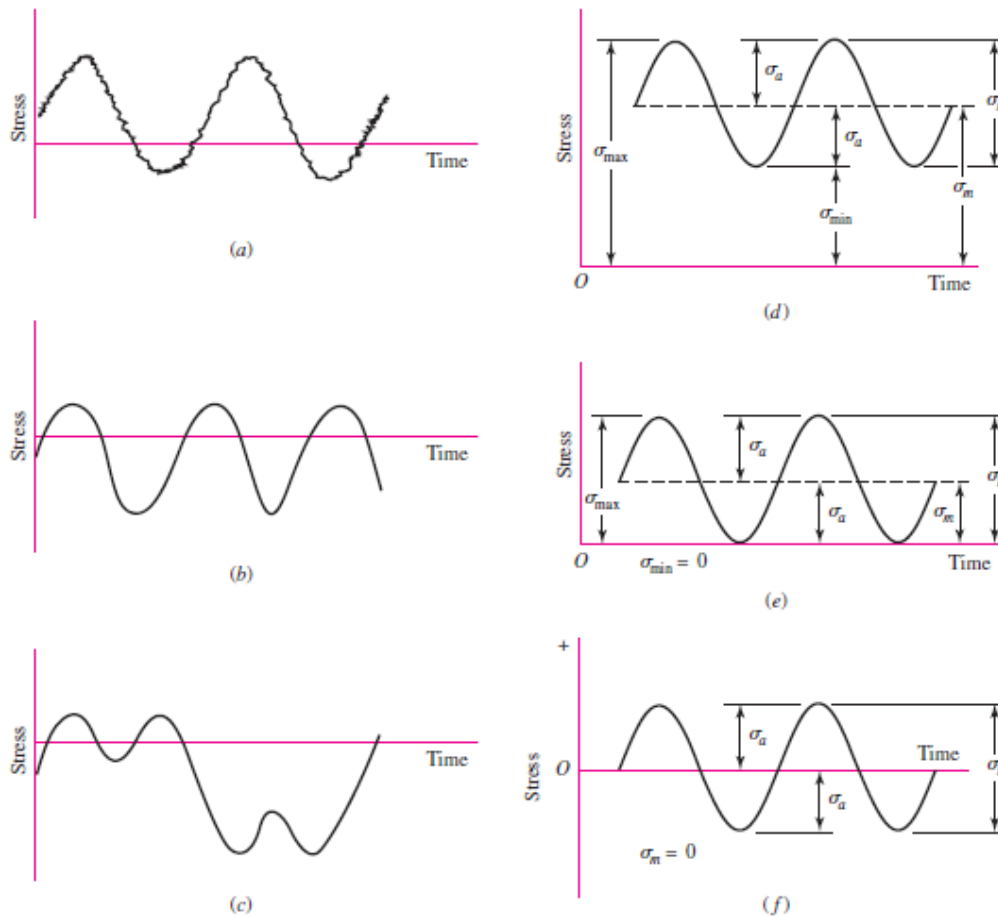


Figura 6 - Nestas figuras estão representados os principais modelos de padrão de flutuação de carregamento. A figura f representa o que ocorre em uma máquina de flexão rotativa, enquanto as outras modelam carregamentos trativos pulsantes [24].

2.3.2 Fatores que Influenciam a Ocorrência de Falhas por Fadiga

Segundo DIETER [1], três fatores são primordiais para a ocorrência de falhas por Fadiga, estes são: valor de tensão máxima suficientemente alta, variação de tensão significativa e um número de ciclos suficiente. Ressalta-se, entretanto, que outros fatores também influenciam o desempenho à fadiga como temperatura, estrutura metalúrgica e tensões combinadas.

Embora esse tipo de falha ocorra quando o componente está sujeito a carregamentos cíclicos, discontinuidades também podem colaborar consideravelmente para a ocorrência da fadiga estrutural, estas podem ser resultado dos seguintes fatores [24]:

Problemas de fabricação tais como indentações, estampos, riscos, rebarbas, componentes montados de maneira imprópria.

Segregações, partículas endurecedoras ou defeitos cristalográficos inerentes ao processo de fabricação utilizado (Forjamento, Laminação, Extrusão, etc).

Elementos cuja natureza operacional é abrasiva, tais como: cames, engrenagens, seguidores, etc. Com o passar do tempo, a operação desses componentes pode ocasionar *pittings* ou outros tipos de erosão nas superfícies em contato.

Mudanças repentinas de seção como rasgos de chaveta, furos, cantos, entre outras. Quanto mais suave for a transição de seções, menor é a criticidade associada.

A Figura 7 ilustra a seção de um eixo que falhou sob carregamentos de fadiga, nesta, se percebe que a trinca originou-se na concentração de tensão gerada pelo rasgo de chaveta, se propagando até o ponto C, onde ocorreu a falha repentina.

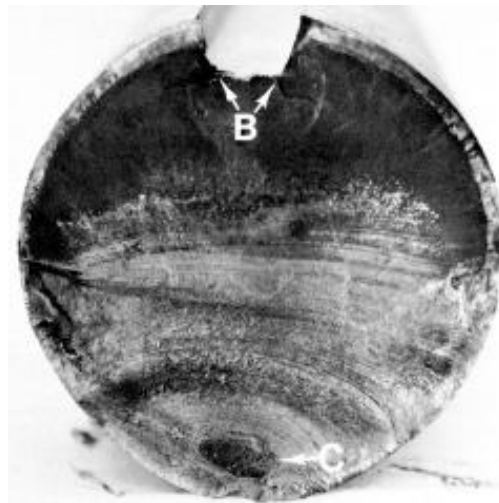


Figura 7 - Seção de um eixo fabricado com aço AISI 4320 após falha por fadiga [24].

Na Figura 8, assim como representado na Figura 7, o componente falhou operando segundo um carregamento cíclico. A trinca se iniciou na linha de divisão da operação de forjamento, propagando-se da esquerda para a direita, como indicam as marcas de praia. Ao final das marcas de praia se pode verificar a seção resultante de falha repentina em meio a qual se observa uma marca pronunciada devido ao cisalhamento.

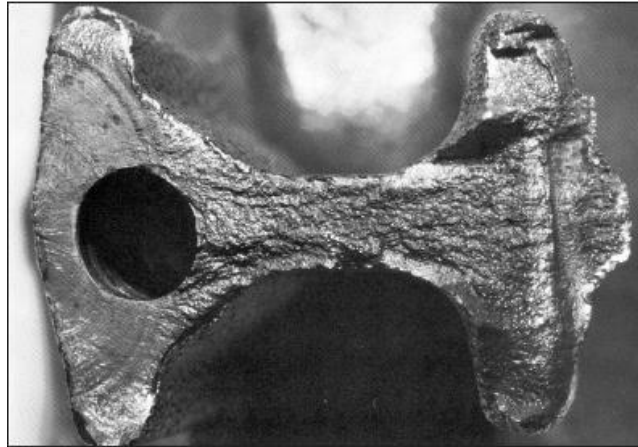


Figura 8 - Seção de um componente forjado após falhar a fadiga [24].

2.3.3 Fatores que Influenciam a Vida em Fadiga

Concentração de tensão e seus efeitos na vida em fadiga

Como já foi explicitado neste texto, descontinuidades, inclusões, alterações bruscas de seção, etc induzem concentradores de tensão que comprometem significativamente o desempenho em fadiga de um componente. Em análise de concentração de tensão comumente se utiliza o parâmetro K_T (K_{TS}) que, quando multiplicado pela tensão nominal, fornece o valor de tensão atuante, porém alguns materiais não possuem tamanha sensibilidade ao entalhe, para esses introduz-se o fator K_f (fator de concentração de tensão de fadiga) [24].

Logo, para as tensões máximas em componentes onde existe concentração de tensão:

$$\sigma_{m\acute{a}x} = K_f \sigma_0$$

$$\tau_{m\acute{a}x} = K_{fs} \tau_0$$

Comumente se considera o fator K_f como sendo um valor reduzido do K_T , o fator de concentração de tensão de fadiga pode ser definido como [24]:

$$K_f = \frac{\text{Tensão máxima (Corpo de prova com entalhe)}}{\text{Tensão (Corpo de prova sem entalhe)}}$$

Outro fator de grande importância na análise de concentração de tensões é a sensibilidade ao entalhe “q” que pode ser dada pelas seguintes equações [24]:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_T - 1}$$

$$q_{cis} = \frac{K_{fs} - 1}{K_{TS} - 1}$$

$$K_f = 1 + q(K_T - 1)$$

$$K_{fs} = 1 + q_{cis}(K_{TS} - 1)$$

O fator de sensibilidade ao entalhe “q” pode ser encontrado em cartas como as ilustradas na Figura 9:

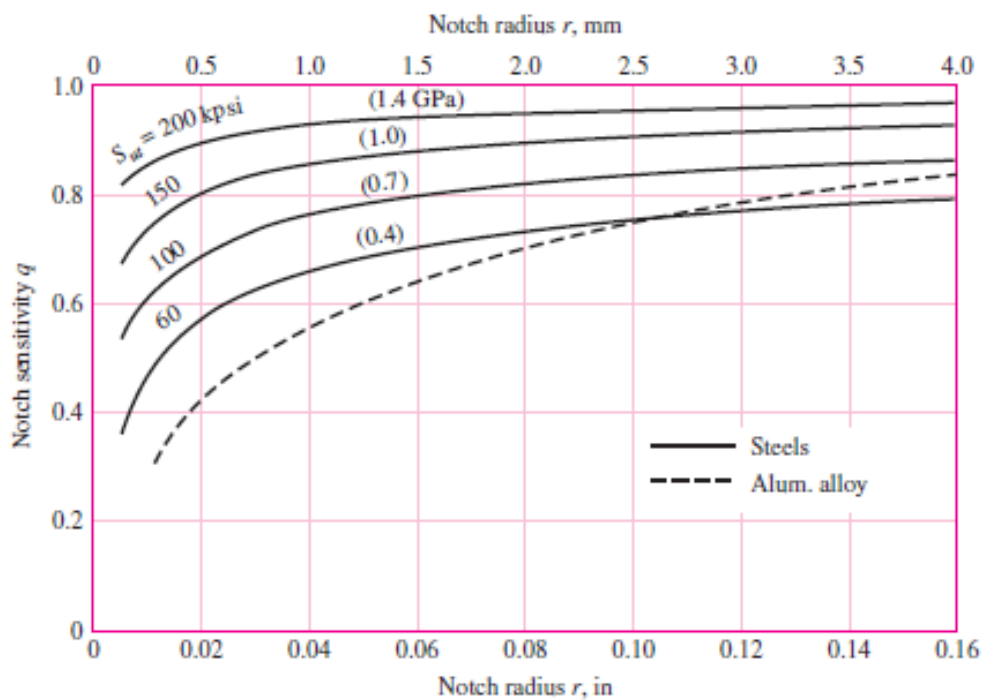


Figura 9 - Carta de sensibilidade ao entalhe de aços e alumínio A92024-T submetidos à flexão ou esforços axiais alternados [24]

A Figura 9 é gerada a partir da equação de Neuber representada abaixo [24]:

$$K_f = 1 + \frac{K_T - 1}{1 + \sqrt{a}/r}$$

Logo,

$$q = \frac{1}{1 + \frac{\sqrt{a}}{\sqrt{r}}}$$

2.3.4 Metodologias de Avaliação da Vida em Fadiga

As principais metodologias utilizados na avaliação da vida de um componente a fadiga são: Metodologia ε -N, Metodologia S-N, Metodologia T-N (utilizada na avaliação do comportamento em fadiga de amarras de estruturas flutuantes) e a Mecânica da fratura linear-elástica. Durante a execução dos ensaios apresentados no presente trabalho se utilizou o método S-N, embora o mesmo não confira boa acurácia aos ensaios realizados, ele representa bem situações de alta ciclagem [24].

2.3.4.1 A Curva S-N

A principal maneira segundo a qual componentes são avaliados em fadiga, consiste em se plotar a tensão atuante no material em função dos ciclos até a falha, assim é gerado um gráfico S (Tensão) x N (Número de ciclos até a falha). Esta plotagem é realizada em escala logarítmica visto que os números de ciclos até a falha variam, tipicamente, entre 10^3 e 10^8 .

Este método começou a ser utilizado no século XIX junto ao início dos estudos em Fadiga, sendo seus dados comumente retirados de ensaios de fadiga em máquina de flexão rotativas desenvolvidas por Wohler, logo são dados comumente gerados com o valor de tensão média (σ_m) fixado em zero. O método S-N possui boa aplicabilidade para ciclagens maiores que 10^5 , porém, apresenta grande espalhamento para valores de N menores. Em contra partida, para situações de baixo ciclo, controlam-se os níveis de deformação elástica e plástica [1, 25].

O gráfico S-N, para alguns materiais como os aços de baixa e média liga, o titânio e o Ferro fundido, apresenta um patamar bem definido após determinado número de ciclos (Limite de Fadiga), abaixo deste valor de tensão, se considera que o material possui vida infinita a fadiga. Este patamar é verificado em situações nas quais a amplitude de tensão é constante e o fator de concentração de tensões gerado por entalhes é nulo ($K_T = 0$). Embora grande parte da comunidade científica reconheça a existência desse valor limite, muitos pesquisadores como S.M. Sonsino identificaram

que existe diminuição da resistência mesmo após o patamar previamente citado. A Figura 10 apresenta a curva S-N como geralmente é encontrado [24, 25].

É destaque na Figura 10 que no gráfico abaixo o regime entre $0 < N < 10^3$ representa a ocorrência de fadiga de baixo ciclo, enquanto que valor de N superiores a 10^3 caracterizam a fadiga de alto ciclo.

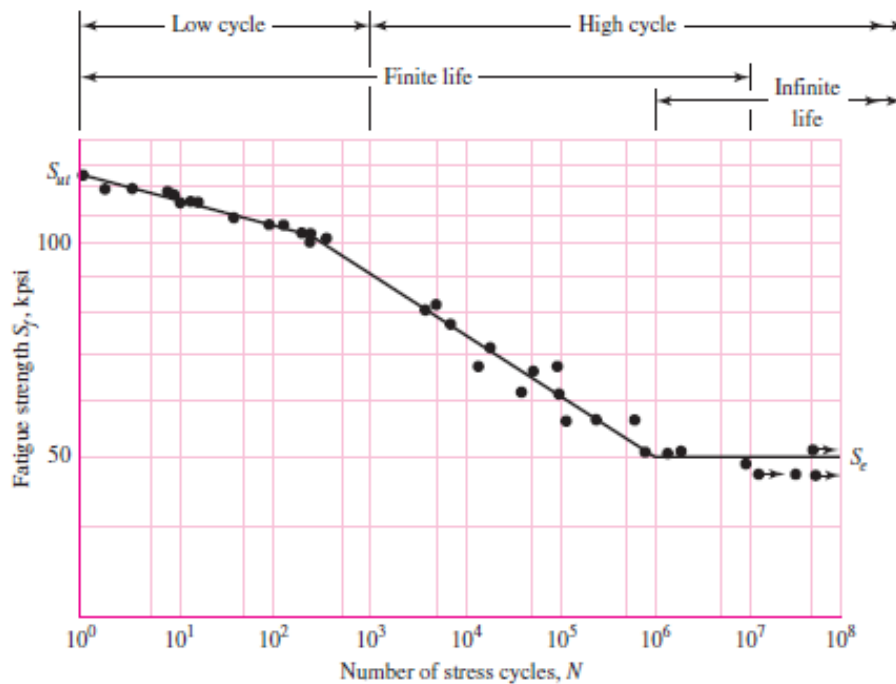


Figura 10 - Gráfico S-N para aço UNS G41300 gerado em ensaio de fadiga axial [24].

As tensões comumente utilizadas no eixo S são a tensão alternada (σ_a), tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$) e tensão mínima ($\sigma_{mín}$). Segundo SHIEGLEY, o limite de fadiga (S_e) pode ser representado da seguinte maneira:

Para aços:

$$S_e = 0,50 (S_{ut}) \text{ (para } S_{ut} < 200 \text{ ksi)}$$

$$S_e = 100 \text{ ksi (para } S_{ut} > 200 \text{ ksi)}$$

Para Ferro Fundido (FoFo):

$$S_e = 0,40 (S_{ut})$$

De forma a se computar o valor da resistência à fadiga, MISHKE propõe as seguintes equações, baseadas nas equações de Coffin-Manson, para número de ciclos entre 10^3 e 10^6 (fadiga de alto ciclo) [25]:

$$S_f = a N^b$$

Onde,

$$a = \frac{[f(S_{ut})]^2}{S_e}$$

$$b = -\frac{1}{3} \log\left(\frac{f(S_{ut})}{S_e}\right)$$

O fator f representado acima é geralmente retirado de tabelas ou gráficos, como representado abaixo na Figura 11 e na Tabela 5:

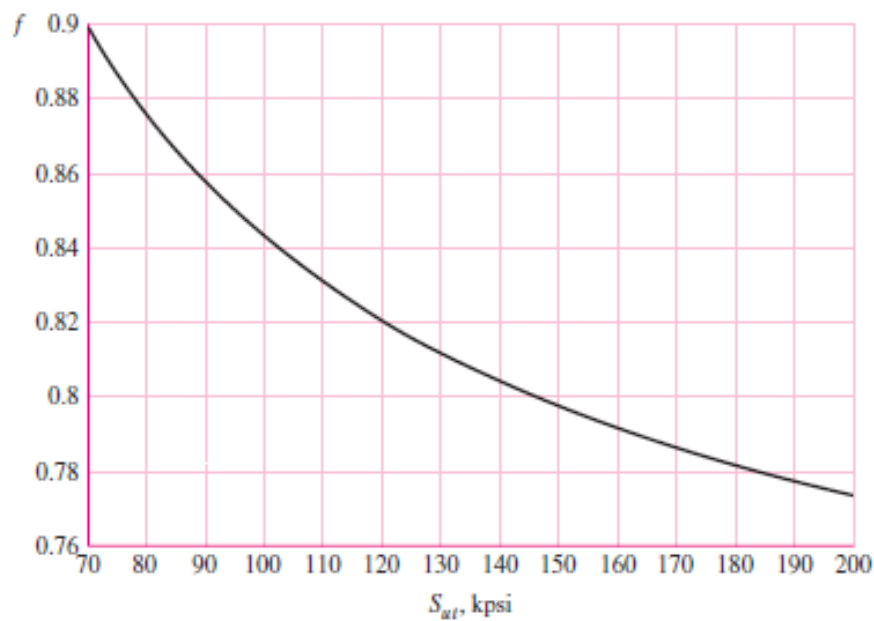


Figura 11 - Gráfico do parâmetro f em função do S_{ut} [24]

Tabela 5 - Tabela do fator f em função do S_{ut} [24]

S_{ut} [ksi]	60	90	120	200
f	0,93	0,86	0,82	0,77

Para valores de S_{ut} inferiores à 70 kpsi, considera-se $f = 0,9$, de forma a se trabalhar no campo conservativo [24].

Devido às mais diversas discrepâncias entre as situações simuladas em laboratório e o que ocorre de fato durante a operação dos componentes (variações de temperatura, ambiente, acabamento, geometria, carregamento, fabricação, etc), Joseph MARIN propôs a seguinte equação, de modo a corrigir essas variáveis [24]:

$$S_e = k_a k_b k_c k_d k_e k_f (S_e')$$

S_e = Limite de fadiga em uma região crítica do componente

S_e' = Limite de fadiga do componente em teste rotativo

K_a = Fator modificador de superfície

K_b = Fator modificador de tamanho

K_c = Fator modificador de carga

K_d = Fator modificador de temperatura

K_e = Fator modificador de confiabilidade

K_f = Fator modificador de condições variáveis

Fator de superfície (K_a):

Usualmente, em testes realizados em máquinas de fadiga rotativa, a superfície dos corpos de prova são minuciosamente polidas, de forma a evitar a influência de concentradores de tensão, porém, quando componentes mecânicos são de fato utilizados em situações reais de uso, eles possuem superfícies e acabamentos superficiais variados, que dependem do processo de fabricação utilizado (usinagem, laminação, etc) e que podem alterar significativamente o comportamento da peça em fadiga [24].

$$k_a = a S_{ut}^b$$

Os valores para a e b podem ser obtidos pela Tabela 6:

Tabela 6 - Parâmetros a e b na fórmula de Marin [24]

Acabamento Superficial	a [MPa]	b
Retificado	1,58	-0,085
Usinado ou laminado a frio	4,51	-0,265
Laminado a quente	57,7	-0,718
Forjado	272	-0,995

Fator modificador de tamanho (K_b):

Este fator varia principalmente com o tamanho do componente (diâmetro para o caso de um elemento circular) e pode ser computado da seguinte forma [24]:

$$k_b = \begin{cases} (d/0,3)^{-0,107}, & 0,11 \leq d \leq 2 \text{ in} \\ 0,91(d)^{-0,157}, & 2 < d \leq 10 \text{ in} \\ (d/7,62)^{-0,107}, & 0,11 \leq d \leq 2 \text{ in} \\ 1,51(d)^{-0,157}, & 51 < d \leq 254 \text{ in} \end{cases}$$

Para solicitações axiais $K_b = 1$

Para um eixo circular não-rotativo, temos que:

$$d_e = 0,370 d$$

Para um retangular, temos que:

$$d_e = 0,808 (hb)^{1/2}$$

Fator modificador de carga (K_c):

O limite de fadiga de um componente varia com a alteração do carregamento da seguinte maneira [24]:

$$k_c = \begin{cases} 1, & \text{flexão} \\ 0,85, & \text{axial} \\ 0,59, & \text{torção} \end{cases}$$

Fator modificador de temperatura (K_d):

Devido à maior tendência de ocorrência de fratura frágil em baixas temperaturas e à redução da tensão de escoamento em altas temperaturas, o limite de fadiga tem que ser corrigido para alterações na temperatura de operação [24]:

$$k_d = \frac{S_T}{S_{RT}}$$

Onde,

S_T = Tensão de resistência na temperatura de operação

S_{RT} = Tensão de resistência na temperatura ambiente

A Tabela 7 simplifica a escolha do fator K_d :

Tabela 7 - Tabela onde constam os fatores K_d [24]

Temperatura [°C]	S_T/S_{RT}
20	1,000
50	1,010
100	1,020
150	1,025
200	1,020
250	1,000
300	0,975
350	0,943
400	0,900
450	0,843
500	0,768
550	0,672
600	0,549

Fator modificador de confiabilidade (K_e)

Este fator é responsável por corrigir o valor de S_e' para o espalhamento de dados resultante do ensaio de fadiga. Esta abordagem é sugerida por DIETER [1] em sua obra e se faz necessária, pois a variabilidade encontrada em ensaios desse tipo é não-desprezível mesmo para corpos de prova fabricados por fundição a vácuo. Estima-se que essa variação é decorrente de inclusões nos corpos de prova que constituem importante variável metalúrgica. Temos que K_e é igual a [24]:

$$k_e = 1 - 0,08(z_a)$$

Na Tabela 8 são mostrados diversos valores para o fator de confiabilidade.

Tabela 8 - Tabela representando o fator de confiabilidade e o fator z_a , para um desvio padrão de 8 % [24]

Confiabilidade [%]	Variante de Transformação Z_a	Fator de confiabilidade K_e
50	0	1,000
90	1,288	0,897
95	1,645	0,868
99	2,326	0,814
99,9	3,091	0,753
99,99	3,719	0,702
99,999	4,265	0,659
99,9999	4,753	0,620

Fator modificador de condições variáveis (K_f)

Este fator é utilizado com o objetivo de lembrar ao projetista da existência de outras variáveis não contempladas nos fatores já expostos. Efeitos decorrentes das tensões residuais impostas no material, tipicamente decorrentes de processos de fabricação ou de tratamento térmico, deverão ser contemplados neste fator, assim como efeitos direcionais (peças laminadas, estiradas, etc) [24].

2.3.4.2 Metodologia ϵ -N

Esta metodologia foi desenvolvida por Coffin e Manson e tem como base de análise a deformação sofrida pelo material (elástica e plástica), esta abordagem é considerada por muitos como a que melhor define o fenômeno da fadiga e é a mais adequada quando se deseja avaliar o desempenho de componentes que possuem uma vida em fadiga curta [25].

Esta metodologia tem como base a avaliação das deformações plásticas ocorrentes em uma região localizada de onde trincas de fadiga se propagam. Nesta análise se computam as alterações nas tensões de escoamento em função da ciclagem atuante (endurecimento e amolecimento cíclico) [25].

A medição da deformação, que é objeto principal de interesse nesta metodologia, em ensaios de reversão axial, é realizada através da utilização de extensômeros. Nestes ensaios, deformações são induzidas nos corpos de prova enquanto a tensão é mantida constante até a falha ou aparecimento de trincas relevantes, assim sendo, as principais medidas nestes ensaios são as tensões e deformações plásticas resultantes. Variações na dureza citadas no parágrafo anterior se estabilizam, aproximadamente, após meia vida [25].

Esta metodologia é principalmente utilizada para se estudar o fenômeno da fadiga de baixo ciclo, quando se plota a deformação plástica em função do número de ciclos. Este fenômeno é tipicamente dividido em duas parcelas (elástica e plástica), como segue abaixo [24, 25]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E}$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f'(2N)^c$$

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_F'}{E}(2N) + \varepsilon_F'^{(2N)^c} \quad (\text{Relação de Mason – Coffin})$$

Onde,

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \text{Deformação total}$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \text{Deformação elástica}$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \text{Deformação plástica}$$

ε' = Coeficiente de ductilidade a fadiga

$2N$ = Número de reversões de tensão até a falha

c = Expoente de ductilidade a fadiga (0,5 até 0,7)

A Figura 12 ilustra a dependência da deformação total em relação às suas componentes elásticas e plásticas:

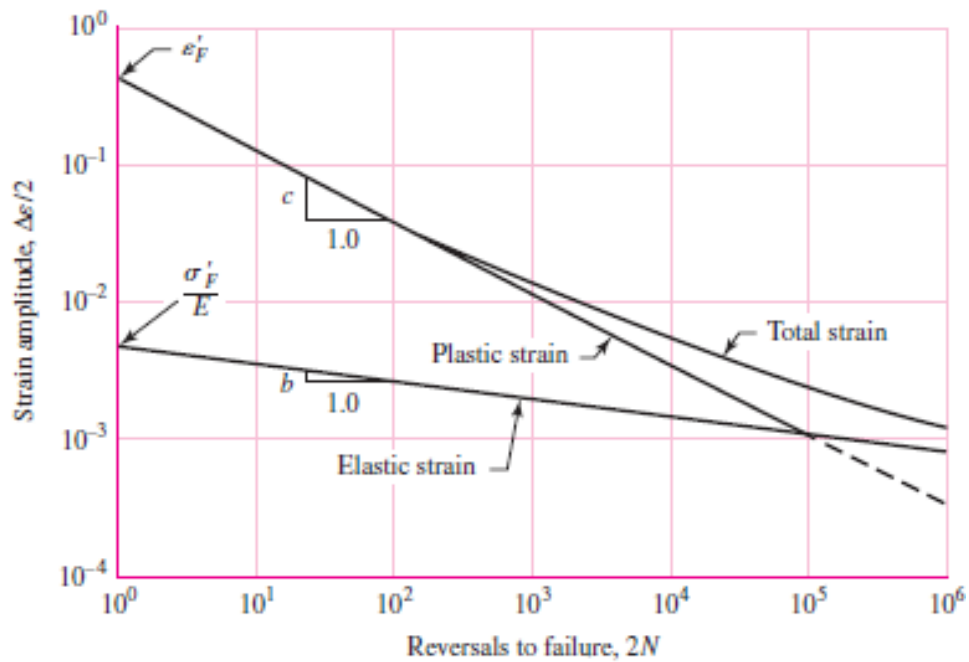


Figura 12 - Gráfico Deformação total x Reversões até a falha. Deve-se observar a diferença na declividade das linhas de deformação plástica e elástica [24].

A parcela $\frac{\sigma'_F}{E}$ indica o ponto de início da curva de deformação elástica, enquanto que a quantia ε'_F representa o ponto de início da curva de deformação plástica e o parâmetro “c” a declividade desta última [24].

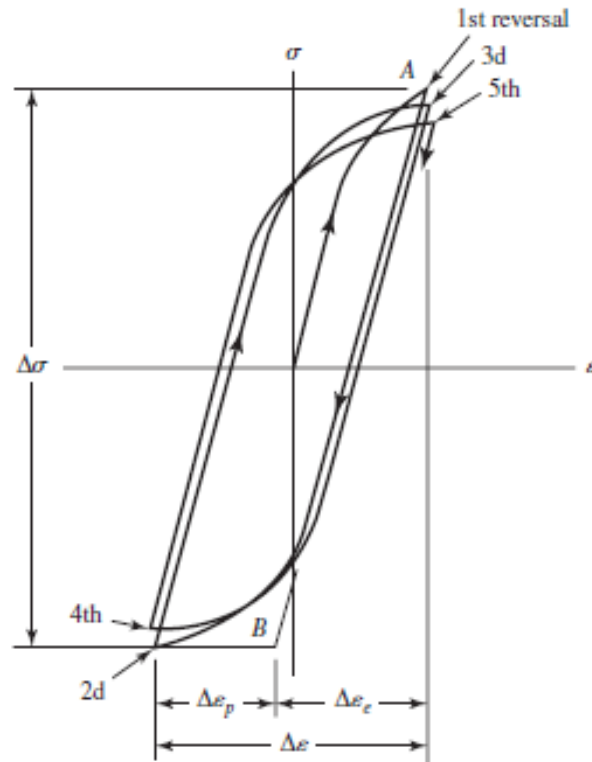


Figura 13 - Curva de histerese indicando cinco reversões de tensão realizadas em um ensaio segundo a metodologia ϵ -N e seu efeito nas deformações resultantes [24].

2.3.4.3 Metodologia T-N

Esta metodologia foi desenvolvida frente à necessidade de se avaliar o comportamento em fadiga de amarras de estruturas flutuantes e é de suma importância na previsão da vida de componentes sujeitos à cargas dinâmicas em ambientes *offshore*, por exemplo [25].

Esta abordagem é baseada nas curvas T-N e no conceito de acúmulo de dano desenvolvido por Palmgren-Miner. Essas curvas são baseadas na correlação entre o número de ciclos e o parâmetro R, definido como sendo a razão entre a amplitude de tensão e a tensão de ruptura do material em questão. Essas curvas são construídas segundo modelos de regressão da seguinte maneira [25]:

$$NR^M = K$$

Onde,

M e K são tabelados

R = Parâmetro definido no segundo parágrafo

N = Número de ciclos

Abaixo segue a Tabela 9, onde constam os valores de M e K:

Tabela 9 - Tabela dos valores M e K, onde L_m representa a relação entre a carga média e a carga de ruptura do aço [25].

Componente	M	K
Elo com Malhete	3,0	1000
Elo sem Malhete	3,0	316
Elo Kenter	3,0	178
Cabos multi-trança	4,09	$10^{(3,20-2,79L_m)}$
Cabo trançado espiral	5,05	$10^{(3,25-3,43L_m)}$

2.3.4.3.1 Acúmulo de Dano (Regra de Miner)

Até então foram analisadas situações, nas quais as cargas atuantes são modeladas como constantes e se comportando segundo uma senóide, porém em grande parte das aplicações reais as tensões não são constantes e picos de carregamento ocorrem a intervalos não-constantes. De forma, a se mapear de maneira segura o que ocorre nestas situações não regulares os projetistas se utilizam do conceito de acúmulo de dano (regra de Miner).

O acúmulo de dano consiste em deformações plásticas como microtrincas e microcavidades na estrutura de um material antes modelado como contínuo. Este conceito é extremamente sensível às condições ambientais (externas) às quais o componente em questão está exposto, de forma que os dados gerados apresentam dispersão considerável [25].

Como ensaios de flexão rotativa são realizados com tensões constantes, eles não representam fielmente a variabilidade de carregamentos e períodos que ocorrem na

prática, assim, a análise por acúmulo de dano é de suma importância na previsão da vida de um componente em fadiga [24, 25].

De acordo com a regra de Miner, a vida em fadiga restante é estimada através da soma dos percentuais de vida consumidos em cada ciclo. Assim, temos que [25]:

$$D = \sum \frac{n_i}{N_i}$$

$$D = \sum D_i$$

Logo,

$$D_i = \frac{n_i}{K} E[R_i^M]$$

Onde,

D = Razão de dano acumulado em fadiga.

n_i = Número de ciclos de tensão dentro do intervalo i

N_i = Número de ciclos até a falha, calculado dentro da faixa de tensão padronizada, utilizando-se a equação da curva T-N apropriada.

D_i = Razão de dano anual acumulado para um dado componente considerando o estado ambiental “i”

M e K são tabelados

$E[R_i^M]$ = Valor esperado do parâmetro R no estado “i”

Temos que n_i pode ser calculado da seguinte forma [25]:

$$n_i = \vartheta_i T_i = \vartheta_i P_i (3,155576 \times 10^7)$$

Onde,

P_i = Probabilidade de ocorrência do estado “i”

T_i = Tempo de duração do estado “i”

ϑ_i = Frequência das ondas no estado ambiental “i”

Desta forma, tem-se que a vida em fadiga de um componente é igual a $1/D$ e deve ser, também, superior à $1/3 D$ (Norma API RP 2SK, 2005) [25].

Infere-se da análise anterior que para se computar o valor de “D” se faz necessário o levantamento de diversas variáveis ambientais inerentes à operação, no caso de estruturas flutuantes, por exemplo, podemos citar: velocidade do vento, coeficientes de arrasto (água e vento), ondas do mar, profundidade do mar, rigidezes das estruturas em questão e as curvas T-N dos componentes.

Algumas das principais abordagens conhecidas na regra de Miner são as seguintes [25]:

- Abordagem linear
- Modelo de curva de vida
- Teorias baseadas em energia
- Curva não-linear e linearização em dois estágios
- Evolução da trinca em fadiga.
- Mecânica de dano em meio contínuo

A estória desta teoria remonta aos estudos de rolamentos de esfera realizados por Palmgren, porém a mesma só se difundiu com o trabalho de Miner realizado em 1945. A principal equação desta teoria segue abaixo [24, 25]:

$$\frac{N_1}{N_{f1}} + \frac{N_2}{N_{f2}} + \frac{N_3}{N_{f3}} = \sum \frac{N_i}{N_{fi}} = 1$$

Desta forma, tem-se que a falha ocorre quando a situação acima se concretiza, ou seja, as parcelas somam 1 ou, em outras palavras, 100 % da vida do componente é consumida. A abordagem utilizada na contagem do número de ciclos para cada amplitude é chamada de Rainflow, tendo sido desenvolvida no Japão pelo Professor T. Endo [25].

Embora a teoria estabeleça o valor 1 como limite, temos que:

$$\sum \frac{N_i}{N_{fi}} > 1 \text{ (para aços quando se aplica um esforço reduzido)}$$

$$\sum \frac{N_i}{N_{fi}} < 1 \text{ (para aços quando se aplica um esforço acentuado)}$$

A vida a fadiga, em alguns materiais, é altamente afetada pelo tempo de descanso da peça, em situações nas quais a operação é interrompida. Estima-se que, após 23 horas, a vida a fadiga de um componente de ferro fundido aumenta 100 vezes. Este efeito não é verificado em aços ligas e metais não-ferrosos [25].

2.3.4.4 Método da Mecânica da Fratura Linear-Elástica (da/dN/dK)

Esta metodologia é baseada principalmente nos princípios de mecânica da fratura, onde são avaliados os três estágios de propagação de uma trinca, estes são, como citado no início do texto [25]:

I – Nucleação

II – Propagação

III – Aceleração rápida instável

Nesta metodologia se estabelece que a taxa de crescimento da tensão é proporcional à taxa de crescimento do fator de intensidade de tensões (K), onde o fator K representa o quão severa é a trinca em questão é função dos seguintes fatores [25]:

$$K = f(\text{Tamanho da trinca, Geometria da peça, Tensão nominal, Tipo de carregamento})$$

A partir do estágio II, temos que a trinca evolui da seguinte forma [25]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_I)^m$$

Onde,

C = Determinado empiricamente

ΔK_I = É oriundo da mecânica da fratura

Assim,

$$K_I = \beta\sigma\sqrt{\pi a}$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}$$

$$\Delta K_I = \Delta K_{m\acute{a}x} - \Delta K_{m\acute{i}n}$$

$B = f(\text{geometria da peça / trinca, tipo de carregamento})$ (fator de modificação)

$$\Delta K_I = \beta\Delta\sigma\sqrt{\pi a}$$

$$\int_0^{N_f} dN = N_f = \frac{1}{C} \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{(\beta\sigma\sqrt{\pi a})^m}$$

Na Tabela 10, consta a os valores de m e C:

Tabela 10 - Tabela com os valores de C e m em função do material utilizado [24]

Material	$C, \frac{m/\text{ciclo}}{MPa m^m}$	m
Aços ferríticos-perlíticos	$6,89(10^{-12})$	3,00
Aços martensíticos	$1,36(10^{-10})$	2,25
Aços inoxidáveis austeníticos	$5,61(10^{-12})$	3,25

Uma dada trinca irá variar de tamanho tão mais rápido quanto for o valor de $\Delta\sigma$, assim para:

$\Delta\sigma_3 > \Delta\sigma_2 > \Delta\sigma_1$, ou seja $(\Delta K_I)_3 > (\Delta K_I)_2 > (\Delta K_I)_1$, as seguintes curvas são geradas, como visto na Figura 14 [24]:

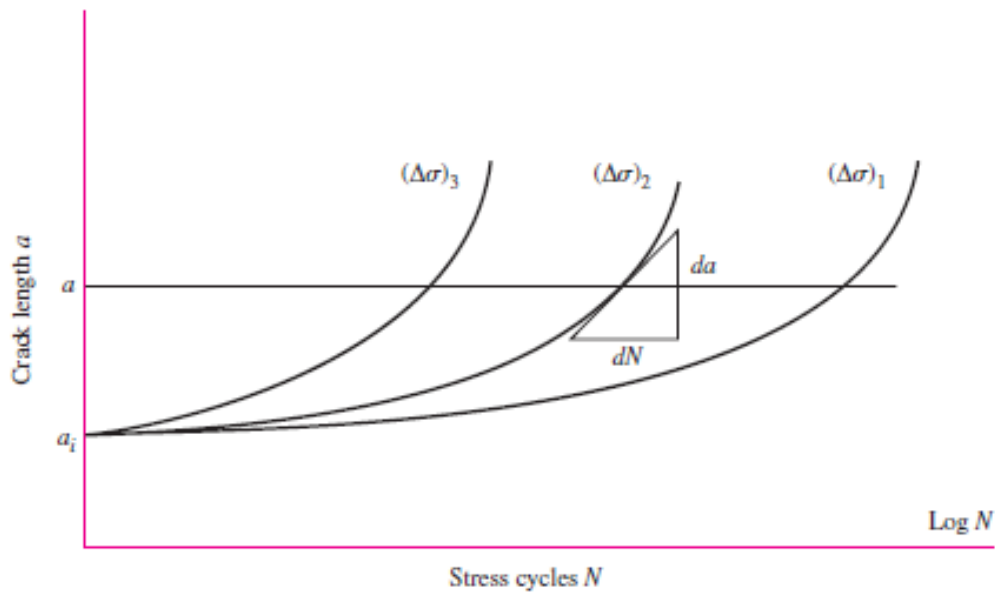


Figura 14 - Variação da velocidade com a qual a trinca evolui em função da diferença entre as tensões máximas e mínimas [24].

A Figura 15 mostra a representação da evolução de uma trinca ao longo das três fases de propagação, repare que no segundo estágio o gráfico se apresenta linear, isto decorre da plotagem estar sendo realizada em escala logarítmica.

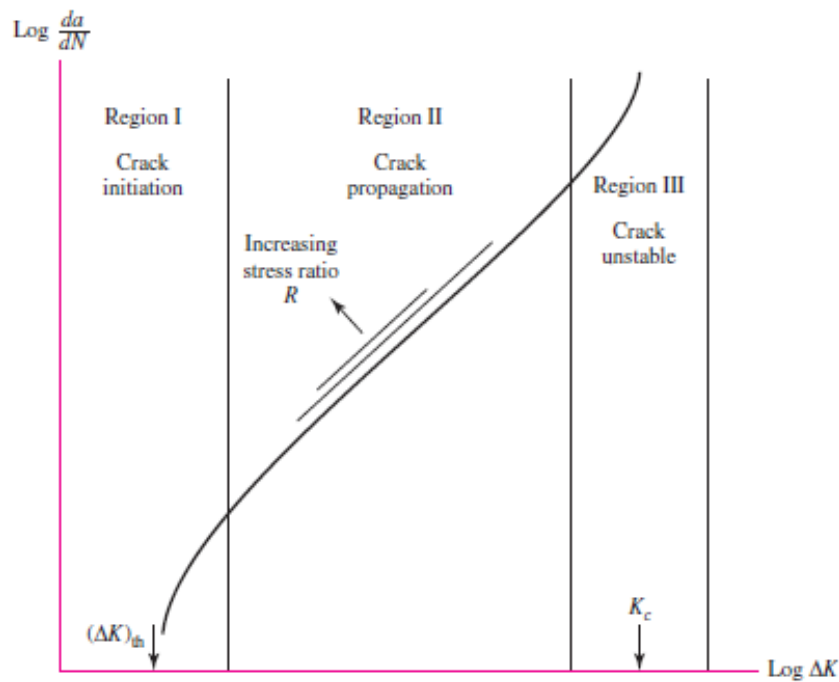


Figura 15 - Evolução de uma trinca ao longo dos três estágios de propagação [24]

2.4 Efeito do Hidrogênio Difundido nas Propriedades Mecânicas em Fadiga

É relatado na literatura a dependência entre o comportamento em fadiga de um aço e o ambiente no qual ele está inserido, em ambientes corrosivos, por exemplo, existem modelos que afirmam que a redução na resistência à fadiga decorre do hidrogênio gerado na reações de corrosão. A aceleração da difusão do hidrogênio devido ao movimento de discordâncias e similaridades com a corrosão por tensão são tidas por alguns como os causadores da fragilização pelo hidrogênio [26]. Assim, considerável aceleração na propagação de trincas foi identificada em aplicações nas quais a peça está imersa em um ambiente com hidrogênio gasoso [26].

Em [26], no qual um corpo de prova do aço Cr-Si é ensaiado à fadiga 15 minutos após ter sido retirado de uma hidrogenação de 12 horas, se constatou considerável redução da vida em fadiga do material para o caso de tensão elevada (maiores que o limite de fadiga), ao passo que o limite de fadiga foi pouco alterado. Considerou-se que, como o hidrogênio escapa da peça durante o ensaio, quanto maior o número de ciclos, menor o efeito do hidrogênio nos resultados. No caso do presente trabalho (ensaio de

fadiga por flexão rotativa) um gradiente de deformação é induzido ao longo do diâmetro do corpo de prova, sendo esperado acúmulo de deformação na superfície [26].

Para níveis de tensão acima do limite de fadiga, uma trinca incipiente pode vir a propagar devido ao efeito gerado pelo hidrogênio, desta forma, a nucleação, assim como a propagação de uma trinca, são tidas como causadoras da redução do limite de vida em fadiga. Estima-se que o hidrogênio esteja envolvido com a iniciação de trincas através da interação com mudanças subestruturais no período de incubação [26]

Segundo [27], os pesquisadores tem prestado pouca atenção à medição da quantidade de hidrogênio e às observações (raras), no microscópio, dos efeitos daquele no mecanismo de crescimento de trincas.

No estudo realizado em [27], um aço Cr-Mo (SCM435) foi submetido à ensaios de fadiga com hidrogênio e sem hidrogênio, nestes foi possível identificar um considerável aumento do valor de da/dN para os corpos de prova hidrogenados e com reduzidas frequências de teste. Presume-se que, no caso anterior, o hidrogênio teve tempo para se alojar na ponta das trincas em ensaios de baixa frequência.

O hidrogênio influencia a formação de bandas de deslizamento e reduz o tamanho da zona plastificada na ponta da trinca. Com a redução da frequência, o efeito do hidrogênio é amplificado resultando na condição de deformação plana [27]. Cabe ressaltar que mesmo em corpos de prova não hidrogenados a taxa de desenvolvimento de uma trinca em fadiga é aumentada pela redução da frequência (0,0015 Hz). Estima-se que o da/dN para corpos de prova hidrogenados é igual a 30 vezes o da/dN para corpos de prova comuns [27].

Diversos componentes que possuem hidrogênio difundido em sua estrutura, principalmente devido à determinados processos de fabricação como estampagem a quente, tem suas propriedades mecânicas em fadiga pioradas quando em serviço (estruturas *offshore* e marítimas). Importância deve ser dada ao fato da microestrutura ser primordial na taxa de desenvolvimento de uma trinca, visto que influi na dureza do material e número de contornos de grãos. A taxa de desenvolvimento de trincas é de extrema importância para a predição da vida de um determinado componente e projeto de outros equipamentos [28].

No artigo [28], os corpos de prova, após hidrogenação, tiveram trincas induzidas nas suas superfícies (2 mm). O teste foi conduzido em uma máquina servo-hidráulica com uma frequência de 5 ciclos por semana ($R=10$). Neste trabalho [28], o autor alega que os efeitos do hidrogênio gerado na ponta da trinca em corpos de prova hidrogenados são os mesmos identificados em corpos de prova não hidrogenados. Este trabalho também sugere que corpos de prova de maior resistência e dureza (tratados termicamente) são mais sensíveis aos efeitos nocivos do hidrogênio, enquanto que corpos de prova mais macios (recozidos, por exemplo) são mais estáveis. O hidrogênio também é apontado como um dos causadores de campos de deformação dentro do material (quando em grande quantidade).

O hidrogênio, no artigo [28], se mostrou mais prejudicial nos materiais bainíticos e martensíticos revenidos (austemperados) do que nos recozidos, principalmente devido à suas durezas e altas resistências mecânicas, como visto anteriormente no texto. Estudos indicam que quanto maior a resistência de um aço, maiores são os gradientes de tensão nas zonas plásticas da ponta das trincas.

Em um estudo realizado em aços AISI 4130 destinados à armazenagem de hidrogênio se pôde verificar um aumento na taxa de propagação de trincas nos corpos de prova hidrogenados: para pequenos valores de ΔK a taxa de propagação de trincas cresce rapidamente, enquanto para valores maiores de ΔK a taxa de propagação se apresenta constante [28]

Em linhas gerais, também para o aço AISI 4130, a redução na frequência de carregamento causa um aumento da degradação causada pelo hidrogênio (maior fragilização) [28]. O mesmo ocorreu no estudo realizado por [29] no qual o aço JIS-S45C apresentou menos ciclos até a falha para o teste realizado com menor frequência (concordando com os outros artigos).

Desta forma, o hidrogênio contribui significativamente para o aumento da degradação das propriedades mecânicas do material estudado, principalmente para ocasiões de baixa frequência e pequenos valores de ΔK .

3. Materiais e Métodos

Neste capítulo serão descritos os materiais e métodos, assim como o planejamento e execução dos ensaios, além das normas adotadas para a realização dos mesmos e tratamento dos resultados.

3.1 Objetivo

O presente estudo teve por objetivo estabelecer as curvas S-N para uma liga AISI 8630M forjada, nas condições hidrogenada e livre de hidrogênio, para que através de métodos comparativos fosse possível conhecer o comportamento deste material sob influência do hidrogênio, em relação ao seu desempenho em atmosferas sem presença deste elemento.

3.2 Materiais

Este trabalho baseou-se na realização de ensaios de fadiga utilizando a técnica de flexão rotativa em corpos de prova previamente hidrogenados, através do procedimento de hidrogenação gasosa e em amostras sem a presença de hidrogênio.

O material de estudo deste trabalho foi a liga AISI 8630 Modificada, que de forma mais específica pode ser descrito como um material utilizado na fabricação de placas triangulares e manilhas de linhas de ancoragem de plataformas *offshore*. Este material é especificado conforme a norma IACS W22 [2], sendo classificado como o Grau R4, obtido através do processo de forjamento. É importante observar que esta norma não especifica exigências de composição química para os materiais, com exceção do percentual mínimo de 0,20% de Molibdênio.

A Tabela 11 com mostra a composição química do aço estudado, conforme informado pelo fornecedor do material:

Tabela 11 - Composição química do aço forjado estudado.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	V	H	Ti	Cu
0,298	0,850	0,350	0,019	0,013	0,900	0,810	0,380	0,019	0,004	1,200	0,002	0,140

Os dados referentes às propriedades mecânicas deste material encontram-se na Tabela 3, capítulo 2, subitem 2.1.1. Em posse desses valores tornou-se possível estabelecer os limites das amplitudes de tensão aos quais foram submetidos os corpos de prova durante os ensaios de fadiga de alto ciclo, ou seja, solicitações cíclicas cujos níveis de tensão provocam falhas após um número de ciclos superior a 10^3 .

3.3 Dimensões e Preparação dos Corpos de Prova

O Manual STP 566 [30] define as dimensões que devem ser utilizadas na confecção dos corpos de prova a serem utilizados nos ensaios de fadiga flexo-rotativa, além de determinar o seu acabamento superficial, que deve ser obtido com o polimento até a obtenção de uma superfície espelhada, com o objetivo de reduzir os efeitos de um dos principais fatores que influenciam a redução da vida a fadiga dos materiais, como riscos ou outros concentradores de tensão, que podem provocar trincas oriundas da superfície externa.

Entretanto, nos trabalhos que serviram de base para o presente estudo [25, 31], foram utilizados corpos de prova com algumas diferenças em relação ao estabelecido no manual, pois, nestes estudos houve a necessidade de se adicionar um trecho reto na região central do corpo de prova, possibilitando a realização de medições de dureza após os ensaios de fadiga. E como este trabalho pretende comparar os resultados dos ensaios para o levantamento da curva S-N obtidos por CHAVES [25], também foram utilizados corpos de prova com dimensões modificadas, assim como mostrado na Figura 16:

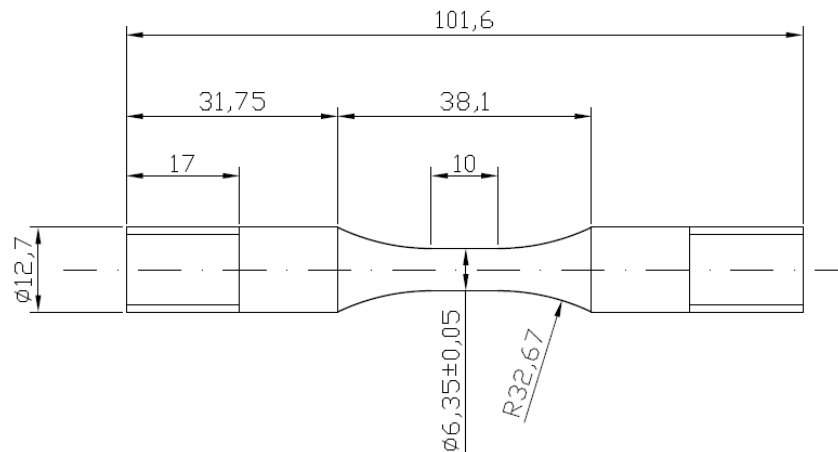


Figura 16 - Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios. Adaptada de [25]

Dentre as modificações encontram-se:

- Inclusão de trecho de 10 mm de comprimento na região central do corpo de prova, com diâmetro de 6,35 mm. De acordo com o manual esta região central não apresenta trecho reto, sendo a mesma formada por curvas, e o menor diâmetro encontrado nesta região é de 6,096 mm.
- As extremidades foram modificadas, substituindo-se as extremidades cônicas, previstas no manual, por extremidades roscadas para ensaio de tração em máquina certificada. [25]

Antes da hidrogenação e da realização dos ensaios de fadiga os corpos de prova passaram por lixamento e polimento, seguindo recomendações descritas no Manual STP 566 [30].

- Lixamento abrasivo 600
- Lixamento abrasivo 1200
- Polimento com pasta de diamante 6 μ m
- Polimento com pasta de diamante 3 μ m
- Polimento com pasta de diamante 1 μ m

Após o término dos processos de lixamento e polimento todos os corpos de prova foram inspecionados no microscópio estéreo de amplificação (Metrimplex Hungary/PZO; Labimex, Hungary) com aumento de 50 vezes, com o objetivo de verificar se ainda havia riscos ou descontinuidades superficiais, que poderiam reduzir a

vida em fadiga do material e invalidar os resultados dos ensaios. Os corpos de prova foram então protegidos por uma camada fina de óleo lubrificante, embalados com papel filme e acondicionados dentro de um recipiente plástico fechado, aguardando a hidrogenação.

A Figura 17 apresenta uma imagem do corpo de prova utilizado nos ensaios.



Figura 17 - Corpo de prova preparado para ensaio de fadiga.

3.4 Hidrogenação

Os corpos de prova que haviam sido preparados na etapa anterior necessitaram ser limpos com acetona previamente à hidrogenação, devido à proteção aplicada com óleo lubrificante.

O procedimento foi realizado através de hidrogenação gasosa com pressão entre 6 bar e 8 bar à temperatura ambiente, em autoclave, assim como mostrado na Figura 18.



Figura 18 - Autoclave para realização da hidrogenação gasosa.

3.4.1 Cálculo do Tempo de Hidrogenação

Para uma pressão entre 6 e 8 bar, temos que, considerando que o H_2 adentra a peça por todos os lados, o hidrogênio irá percorrer uma distância igual à metade do diâmetro:

$$s = \frac{\varnothing 6}{2} = 3 \text{ mm}$$

Segundo [32], o tempo de hidrogenação dos corpos de provas pode ser calculado da seguinte maneira.

$$t_L = \frac{s^2}{2D} = \frac{(3 \times 10^{-3})^2}{2(9,38)(10^{-11})} = 47974,41 \text{ s (13,32 horas)}$$

Onde,

s = Espessura (em metros)

D = Difusividade do Hidrogênio (m^2/s) (valor encontrado na literatura).

Neste trabalho se utilizou a condição mais restritiva, onde $D = 9,38 \times (10^{-11})$

De forma a se assegurar completa hidrogenação, esta foi realizada por 48 horas.

3.5 Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga realizados neste trabalho basearam-se em estudos anteriores [25, 31], desta forma, as amplitudes de tensão são similares às encontradas nestas pesquisas, assim como os procedimentos adotados para a realização dos ensaios. Estes valores de tensão foram adotados levando-se em consideração que os mesmos deveriam se encontrar entre a faixa de 30% e 80% do limite de resistência do material, pois o valor de tensão associado com a vida em fadiga de alto ciclo está relacionado a uma solicitação máxima equivalente a 80% do limite de resistência do material, e da mesma forma, o limite de vida infinita está associado a 30% do limite de resistência [24].

No presente trabalho foram realizados ensaios de fadiga de alto ciclo num total de 12 corpos de prova, divididos entre as tensões de 40%, 50%, 60% e 70% do Limite de Resistência, assim como descrito na Tabela 12, com o objetivo de construir a curva S-N para o aço AISI 8630 Modificado forjado, estabelecendo também o seu limite de vida infinita, associado a um número de ciclos superior a 10^6 .

Tabela 12 - Divisão dos corpos de prova entre os níveis de tensão e momentos aplicados na máquina de fadiga.

Corpos de Prova Hidrogenados	Corpo de Prova sem Hidrogênio	Porcentagem do Limite de Resistência	Momento Aplicado na Máquina de Fadiga
2	2	40%	85 lbf.in
2	3	50%	107 lbf.in
1	2	60%	128 lbf.in
1	0	*60%	124 lbf.in
2	2	70%	150 lbf.in

O procedimento para levantamento da curva S-N recomenda que os ensaios sejam iniciados com a maior tensão que será utilizada, ou seja, aquela que provocará a ruptura com o menor número de ciclos, neste caso 70% do limite de resistência do material, a tensão deve então ser diminuída, consecutivamente, até que os corpos de prova não apresentem falha em números de ciclos superiores a 10^6 . Desta forma, o limite de fadiga é definido para a tensão mais alta de teste em que o corpo de prova não apresenta ruptura [33].

A Figura 19 mostra a máquina utilizada nos ensaios de fadiga flexo-rotativa utilizada para o levantamento da curva S-N, a qual apresentava um contador de giros em múltiplos de 100 giros, que promovia sua parada quando ocorria o rompimento do corpo de prova, através de um mecanismo que desligava a máquina.



Figura 19 - Máquina utilizada nos ensaios de fadiga.

3.6 Ensaios Metalográficos

Os corpos de prova foram examinados em microscópio óptico (MO) e em microscópio eletrônico de varredura (MEV), a fim de se conhecer a microestrutura do Aço AISI 8630 forjado, na condição hidrogenada. Durante esses ensaios também foram investigados os sítios preferenciais para a nucleação de trincas.

4. Resultados Experimentais

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos dos ensaios de fadiga, para levantamento da curva S-N do aço AISI 8630 Modificado, e as informações referentes à análise metalográfica deste material.

4.1 Ensaio de Fadiga

Os primeiros ensaios realizados neste trabalho foram os ensaios de fadiga, com o objetivo de levantar a curva S-N do material estudado. Desta forma foi possível determinar sua vida em fadiga a partir da realização de ensaios de fadiga flexo-rotativa em quatro níveis de tensão alternada, verificando o número de ciclos para o qual cada nível de tensão provocaria a falha no material.

Foram realizados ensaios de fadiga em nove corpos de prova na condição não hidrogenada e em oito corpos de prova que passaram pelo procedimento de hidrogenação gasosa, como descrito no capítulo anterior. Esses resultados são apresentados nas Tabelas 13 e 14 respectivamente.

Tabela 13 - Registro dos ensaios de fadiga para levantamento da curva S-N para o material na condição não hidrogenada.

Corpo de Prova	Carga Aplicada	Porcentagem	Nº de ciclos até a fratura	Momento Aplicado
12	380 MPa	40%	1.001.900	85,49291
15	380 Mpa	40%	1.041.800	85,4929
14	475 MPa	50%	210400	106,866138
43	475MPa	50%	179800	106,866138
7	475 Mpa	50%	1.037.100	106,866138
57	570MPa	60%	35700	128,23937
3	570 Mpa	60%	87.400	128,23937
17	665 MPa	70%	21000	149,6126
1	665 MPa	70%	34.800	149,6126

Tabela 14 - Registro dos ensaios de fadiga para levantamento da curva S-N para o material na condição hidrogenada.

Corpo de Prova	Carga Aplicada	Porcentagem	Nº de ciclos até a fratura	Momento Aplicado
18	380 MPa	40%	675.100	85,49291
13	380 MPa	40%	3.113.200	85,49291
8	475 MPa	50%	258.200	106,8661
6	475 MPa	50%	118.300	106,8661
20	570 MPa	60%	8.000	128,2394
5	665 MPa	70%	14.400	149,6126
2	665 MPa	70%	9.400	149,6126
11	553 MPa	*60%	54.200	124,4147

Estes resultados possibilitaram a criação das curvas S-N, utilizando-se o método da regressão linear para a obtenção da reta. Deve ser observado que os casos onde a fratura ocorre após 10^6 ciclos não devem ser considerados para o levantamento das curvas S-N, assim como preconizado na norma ASTM E739 [34].

Esta mesma norma também determina o número mínimo de corpos de prova que deve ser ensaiado para cada amplitude de tensão, com o objetivo de classificar os estudos de fadiga de acordo com o nível de detalhamento. A referência [34] indica que um trabalho de pesquisa e desenvolvimento deve apresentar ao menos 6 ensaios de fadiga para cada amplitude de tensão estudada. No presente estudo não foi possível realizar tal número de ensaios, devido à indisponibilidade para hidrogenação dos corpos de prova nos laboratórios da UFRJ e limitações de prazo para execução dos ensaios.

As Figuras 20 a 23 mostram as curvas S-N obtidas, com destaque para as seguintes características principais:

Figura 20 – Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, de acordo com os resultados obtidos nos ensaios realizados neste estudo;

Figura 21 - Curvas S-N construídas com os resultados obtidos nos ensaios sem hidrogênio, realizados nas pesquisas de CHAVES [25] e no presente trabalho.

Figura 22 – Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, de acordo com os resultados obtidos nos ensaios realizados neste estudo em comparação com a curva que consta na Prática Recomendada DNV-RP-C203 [35], para acessórios de linhas de ancoragem expostos à corrosão atmosférica.

Figura 23 – Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, de acordo com os resultados obtidos nos ensaios realizados neste estudo em comparação com a curva que consta na norma *offshore* DNV-OS-E301 [36], para elos com malhete.

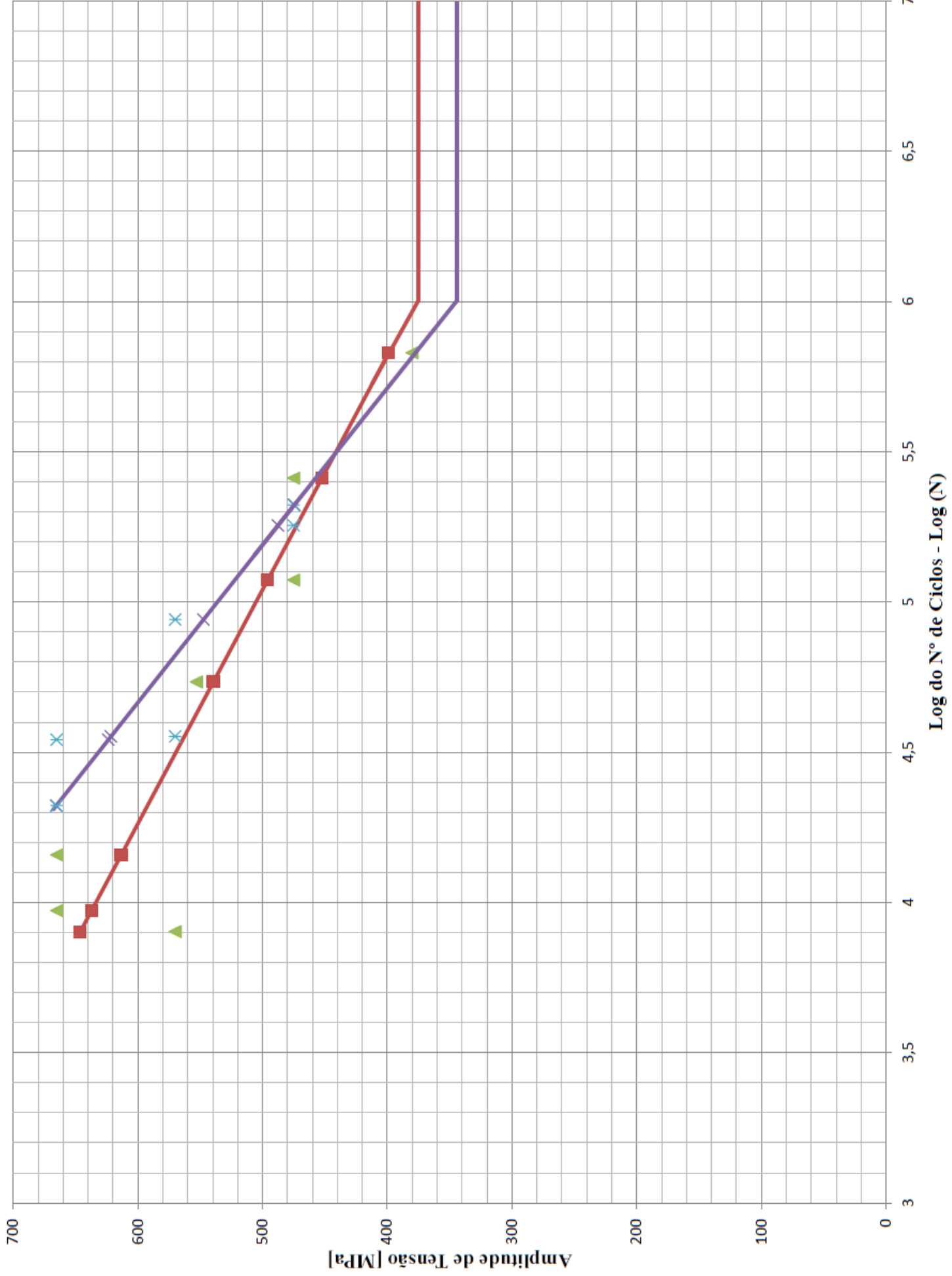


Figura 20 - Curvas S-N do material estudado para as condições com e sem hidrogênio.

Reta de regressão linear para a condição sem hidrogênio, obtida por CHAVES.

×

Pontos para a construção da reta de regressão linear para a condição sem hidrogênio, obtidos por CHAVES.

■

Reta de regressão linear para a condição não hidrogenada.

◆

Pontos para a construção da reta de regressão linear para a condição não hidrogenada.

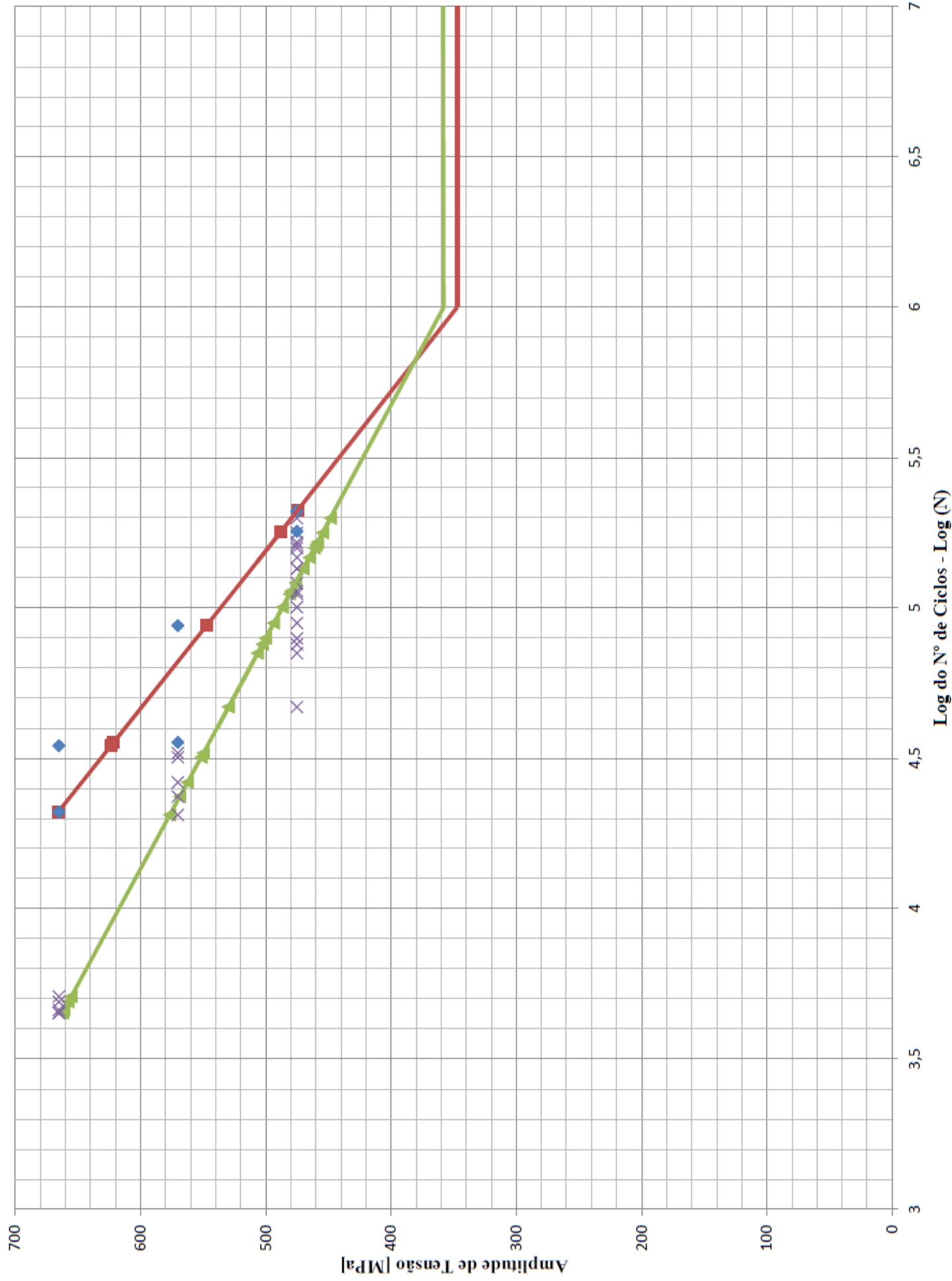


Figura 21 - Curvas S-N construídas com os resultados obtidos nos ensaios sem hidrogênio, realizados nas pesquisas de CHAVES [25] e no presente trabalho.

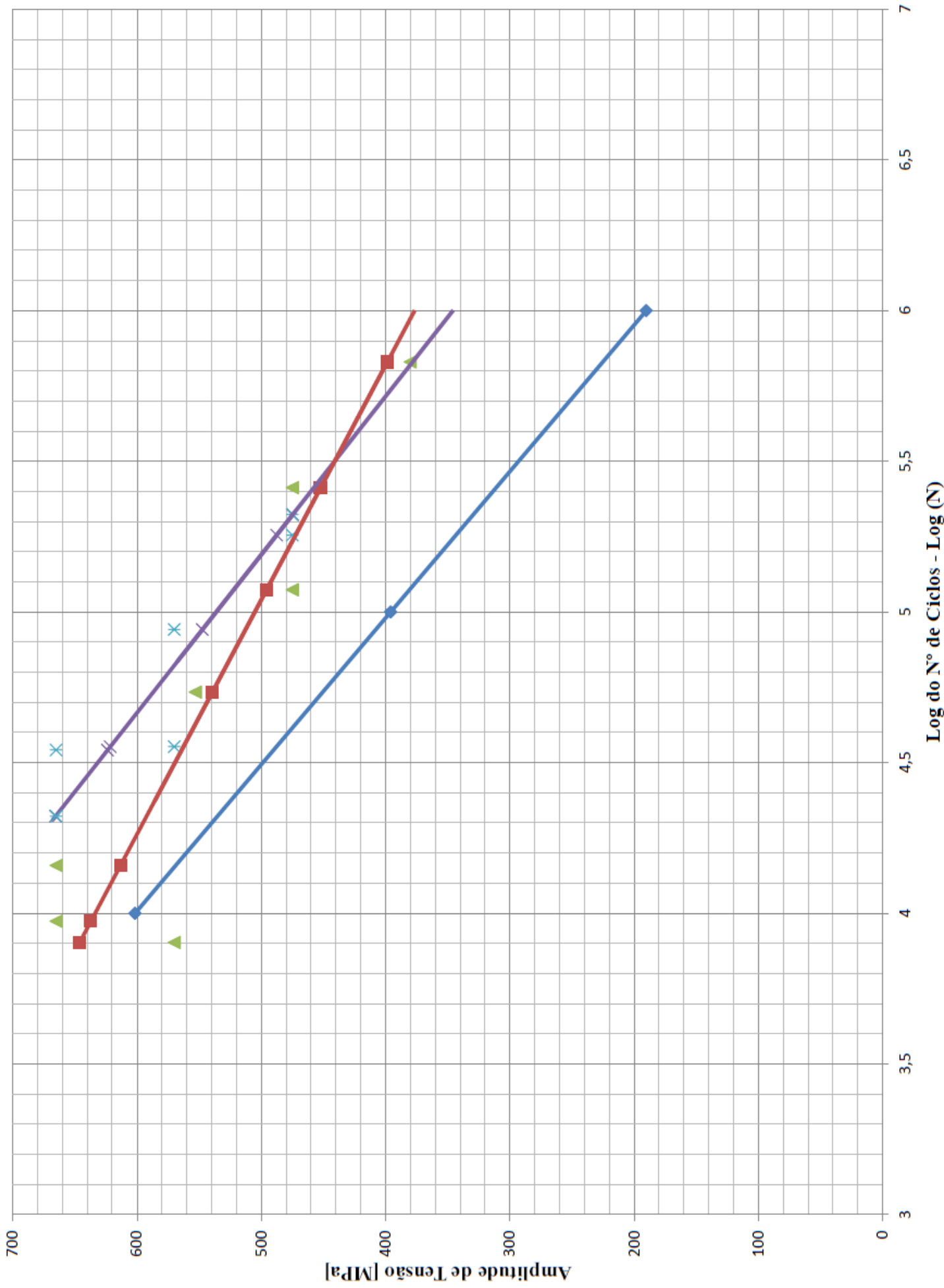


Figura 22 - Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, de acordo com os resultados obtidos nos ensaios realizados neste estudo em comparação com a curva que consta na Prática Recomendada DNV-RP-C203 [35], para acessórios de ancoragem expostos à corrosão atmosférica. Gráficos construídos até 10^6 ciclos.

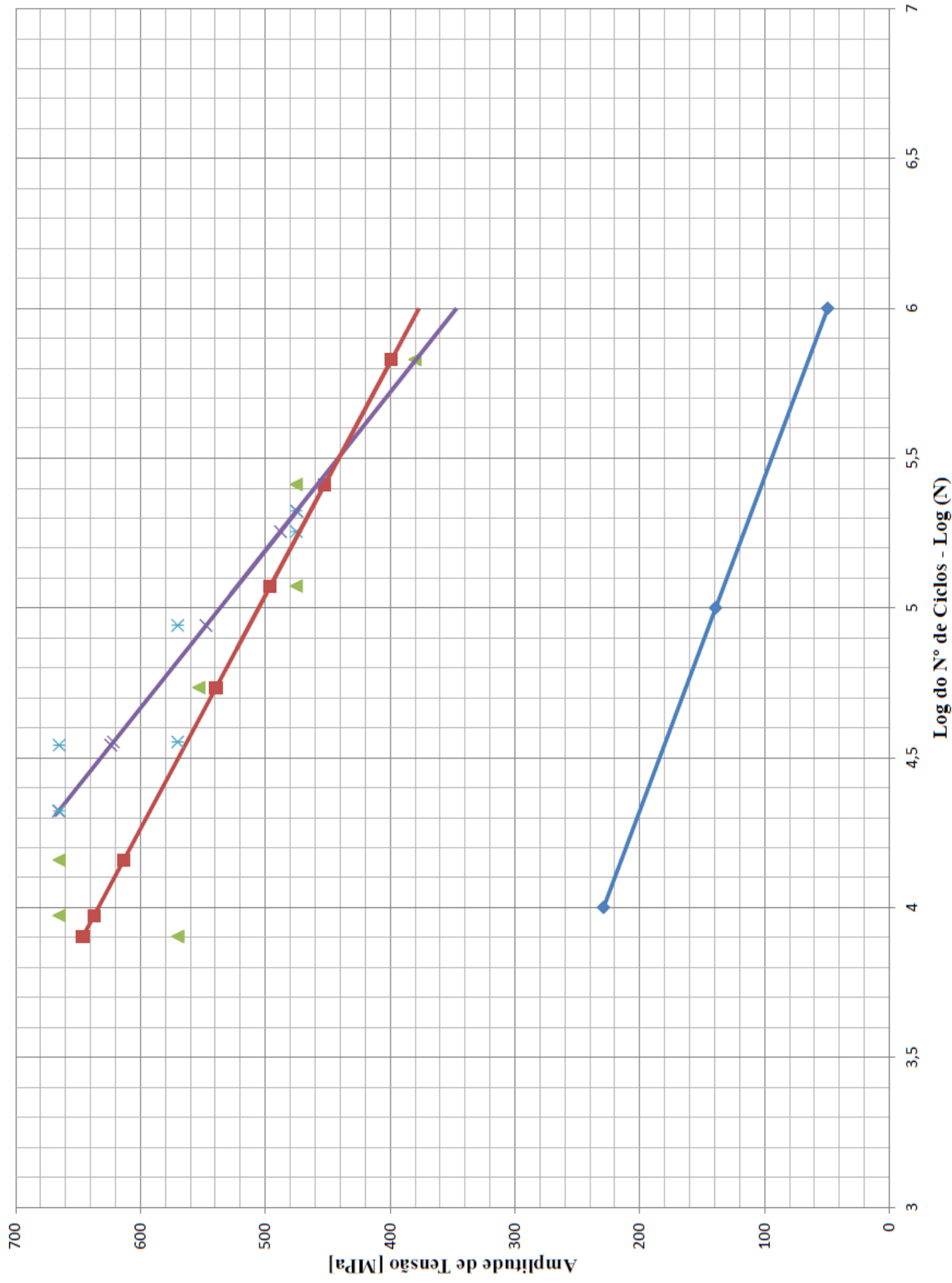


Figura 23 - Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, de acordo com os resultados obtidos nos ensaios realizados neste estudo em comparação com a curva que consta na norma *offshore* DNV-OS-E301 [36], para elos com malhete.

4.1.1 Equações das Retas Obtidas

As seguintes equações para a construção das curvas S-N foram obtidas através do método de regressão linear:

Equação da Reta de Regressão Linear para Condição Hidrogenada:

$$\Delta\sigma = 1147,298 - 128,407 \times \log_{10} N$$

Equação da Reta de Regressão Linear para Condição Não Hidrogenada:

$$\Delta\sigma = 1489,98 - 190,763 \times \log_{10} N$$

Equação da Reta para a Prática Recomendada DNV-RP-C203 [35], para acessórios de ancoragem expostos à corrosão atmosférica:

$$\Delta\sigma = 1424,123 - 205,651 \times \log_{10} N$$

Equação da Reta para a norma *offshore* DNV-OS-E301 [36], para elos com malhete:

$$\Delta\sigma = 588,18 - 89,81 \times \log_{10} N$$

4.2 Ensaio Metalográficos

Os ensaios de fadiga para o levantamento das curvas S-N foram seguidos dos ensaios metalográficos, realizados com o objetivo de se investigar a microestrutura do material e os possíveis pontos de nucleação de trincas.

Na Figura 24 pode ser observado que a microestrutura do material de estudo deste trabalho é composta por martensita revenida e bainita, em frações volumétricas aproximadamente iguais.

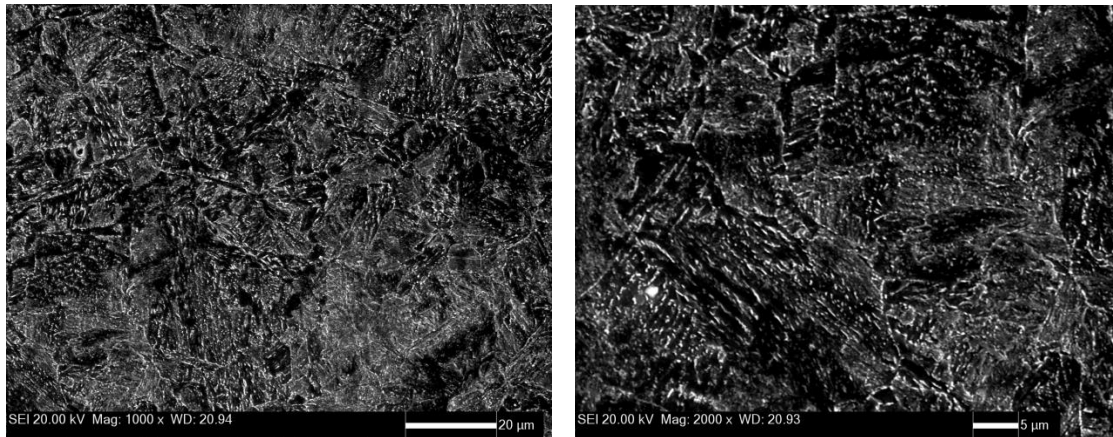
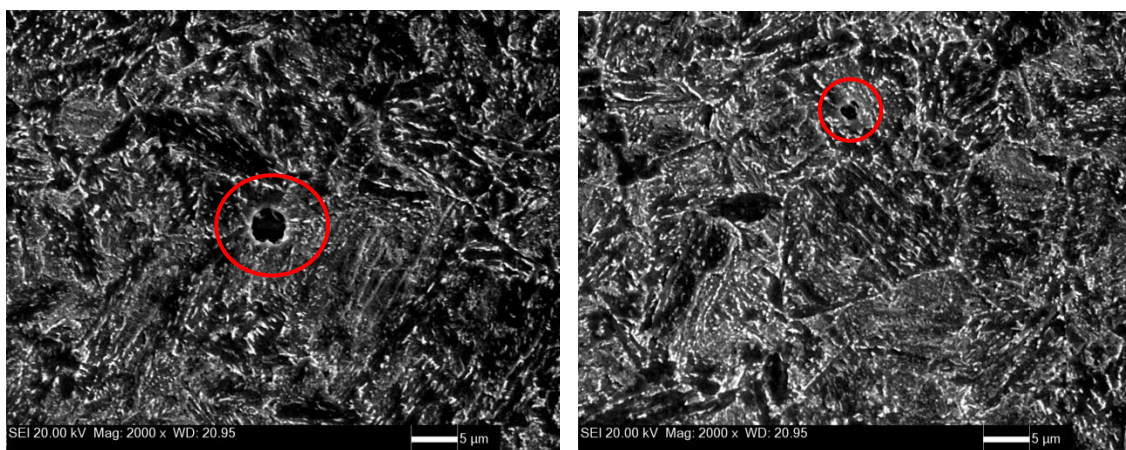


Figura 24 - Aspecto microestrutural do Aço AISI 8630 Modificado, observado com a utilização de MEV. Ataque Nital 2%.

Como o hidrogênio apresenta forte tendência de se acumular em inclusões, e provocar trincas originadas nestas regiões, durante a realização do ensaio metalográfico estes pontos foram pesquisados. Desta forma, foram encontrados diversos pontos como inclusões de sulfeto de manganês e óxido de alumínio, identificados pela utilização de EDS (Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy), como mostrado na Figura 25. Tais ocorrências são comuns nos aços, dadas as adições de Mn como elemento de liga e de Al para desoxidação do aço.



(a)

(b)

Figura 25 – Micrografias do aço analisado. Em vermelho são marcadas as inclusões de: (a) Al_2O_3 e; (b) MnS . Ataque Nital 2%.

5. Discussão

Neste capítulo será feita uma análise sobre os resultados apresentados no capítulo anterior.

5.1 – Análise das Curvas S-N

5.1.1 – Curvas S-N nas condições hidrogenada e não hidrogenada

A partir da observação deste primeiro gráfico (Figura 20) é possível verificar que a curva S-N obtida através da realização dos ensaios de fadiga flexo-rotativa, para os corpos de prova que não passaram pelo procedimento de hidrogenação gasosa, encontra-se numa posição superior no gráfico, até o ponto onde o número de ciclos é aproximadamente igual a $10^{5,5}$, em relação à curva para os corpos de prova que foram hidrogenados.

Este resultado é um indicativo de que o hidrogênio reduziu a vida em fadiga do material, contudo, deve-se observar que esta redução ocorreu somente para tensões acima do valor aproximado de 440 MPa, equivalente à 46,3% da tensão Limite de Resistência do Material, neste ponto as curvas obtidas por regressão linear a partir dos pontos encontrados nos ensaios se interceptam e a curva das amostras hidrogenadas passa a seguir abaixo da curva das amostras livres de hidrogênio.

Outro dado importante explicitado no gráfico é o limite de vida infinita, este ponto é encontrado na tensão que corresponde a um número de ciclos igual a 10^6 . Para os ensaios conduzidos na condição sem hidrogênio, o valor encontrado de tensão é igual a 345 MPa, enquanto para a condição com hidrogênio este valor é de 375 MPa. Não podem ser tiradas conclusões sobre estes valores, visto que, são relativamente próximos e os ensaios de fadiga apresentam uma dispersão de resultados considerável.

5.1.2 - Curvas S-N comparativas, para a condição não hidrogenada, entre as pesquisas de Chaves e o presente estudo.

Um dos objetivos deste trabalho era através de métodos comparativos determinar o comportamento do aço AISI 8630 Modificado em meios hidrogenantes, realizando uma comparação entre os resultados obtidos por CHAVES [25] e os resultados encontrados neste trabalho para os ensaios com os corpos de prova

hidrogenados. Porém, durante a realização dos ensaios foi notada uma elevação da curva S-N para a condição com a presença de hidrogênio, em relação à curva obtida por CHAVES [25], sem hidrogênio, contrariando o esperado. Desta forma, uma nova comparação foi realizada, abordando apenas os ensaios realizados na condição livre de hidrogênio, para ambos os trabalhos, assim como mostrado na Figura 21.

Nesta Figura, também é observada uma elevação da curva S-N obtida no presente estudo em relação à curva obtida por CHAVES [25].

Acredita-se que este aumento no número de ciclos esteja associado a diferenças na preparação dos corpos de prova, e conseqüentemente, diferentes padrões de acabamento superficial, pois no presente trabalho foi realizada uma etapa a mais de polimento, com pasta de diamante de 1 μm , outra informação relevante é que nos estudos realizados por CHAVES[25] não há menção quanto à inspeção dos corpos de prova, com o objetivo de investigar a presença de trincas, defeitos ou demais concentradores de tensão na superfície das amostras através da utilização de microscópio de amplificação, após as etapas de lixamento e polimento. Este procedimento foi realizado no atual trabalho, portanto, com a redução da influência dos problemas inerentes ao acabamento superficial, um aumento do número de ciclos até a fratura é plausível.

Esta diferença apresentada pelo gráfico é maior para as maiores amplitudes de tensão, o que vai ao encontro com a bibliografia consultada, pois mostram que um melhor acabamento superficial, principalmente para as maiores amplitudes de tensão, provocarão um aumento do limite de vida em fadiga.

Os resultados encontrados para o limite de vida infinita são muito próximos para os dois estudos, o valor obtido por CHAVES [25] foi de 359 MPa, e neste trabalho foi de 345 MPa.

5.1.3 - Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, em comparação com os critérios de aceitação da DNV-RP-C203.

Realizou-se a análise das curvas relativas às amostras não hidrogenadas junto as referentes às amostras hidrogenadas em comparação aos requisitos estabelecidos pela norma DNV-RP-C203 [35] utilizada como referência para acessórios de ancoragem.

Nesta Figura, a curva DNV utilizada foi a referente à condição ao ar, tal opção foi escolhida pelo grupo devido ao fato da norma DNV-RP-C203 [35] não ser válida para aços submersos em água do mar com proteção catódica ou que apresentem corrosão livre, quando o limite de escoamento destes for superior a 550 MPa

Através da análise da Figura 22 pode-se verificar que os resultados obtidos no presente trabalho para as condições hidrogenadas e não hidrogenadas, atendem os requisitos estabelecidos pela norma DNV.

5.1.4 – Curvas S-N para as condições com e sem hidrogênio, em comparação com os critérios de aceitação da DNV-OS-E301.

A Figura 23 foi gerada com o intuito de comparar o desempenho demonstrado pelo material estudado no presente trabalho em relação aos critérios de aceitação da norma *offshore* DNV-OS-E301 [36]. Esta norma trata de amarras de posicionamento, apresentando curvas S-N para elos de amarra com e sem malhete de linhas de ancoragem.

Para a construção deste gráfico foram utilizadas as informações que constam no capítulo 2, seção 2, item F200 desta norma. Neste item são apresentados os requisitos para elos de amarra com malhete.

Como pode ser observado na Figura 23, os resultados obtidos nos ensaios de fadiga encontram-se muito acima do critério de aceitação previsto na DNV-OS-E301 [36], de tal forma, que se pode garantir que as placas triangulares, elementos fabricados com a liga metálica deste estudo, não se configurarão como pontos frágeis em linhas de ancoragem.

6. Conclusões

Os ensaios realizados nesse estudo apresentaram valores de limite de vida em fadiga superiores aos requisitos mínimos exigidos pelas sociedades certificadoras para aplicação em linhas de ancoragem sujeitas a carregamentos cíclicos, desta forma, há uma indicação de que o aço AISI 8630M pode ser aplicável neste tipo de utilização, porém, mais ensaios devem ser realizados para aumento da confiabilidade estatística dos resultados e para uma possível confirmação desta afirmação.

O mesmo pode ser concluído para este material na aplicação em meios que podem provocar a sua hidrogenação, pois os resultados mantiveram a indicação de vida em fadiga acima do requerido pelos critérios apresentados na prática recomendada DNV-RP-C203 [35] e na norma *offshore* DNV-OS-E301 [36], apesar do material se encontrar sob o efeito do hidrogênio.

Pelos resultados obtidos no presente trabalho, é possível inferir que os ensaios conduzidos nas amostras hidrogenadas apresentaram uma redução da vida em fadiga, em relação aos corpos de prova não hidrogenados, indicando que o hidrogênio supostamente influenciou na diminuição da vida em fadiga do material estudado, principalmente nas amplitudes de tensão mais elevadas, o que é verificado pelo menor coeficiente angular da reta obtida por regressão linear, exibida pela condição hidrogenada em relação aos ensaios sem hidrogênio.

Foi também verificada neste estudo a influência do acabamento superficial no limite de vida em fadiga, visto que, foi constatada uma diferença de comportamento nas curvas S-N obtidas neste estudo em comparação à pesquisa realizada por CHAVES [25], embora nos dois trabalhos tenha sido utilizado um material proveniente de um mesmo acessório de ancoragem. Acredita-se que este aumento pode ser associado a pequenas diferenças nas etapas de polimento e inspeção da superfície dos corpos de prova.

6.1 Sugestões de Trabalhos Futuros

Como sugestão de trabalhos futuros, sugere-se a realização de mais ensaios de forma a se aumentar o espaço amostral analisado e, conseqüentemente, a confiança nos resultados obtidos. Outras variações futuras que podem ser realizadas, de forma a se refinar o trabalho realizado são ensaios de tração, com o intuito de validar o processo de hidrogenação gasosa aplicado.

Outra importante alteração a ser realizada em pesquisas futuras é a alteração do tempo entre o encharque com hidrogênio e a realização do ensaio de fadiga. Assim será possível identificar o efeito temporal da expulsão do hidrogênio da estrutura do material. Além das modificações mencionadas anteriormente, trincas podem ser induzidas na superfície dos corpos de prova analisados, de maneira a se quantificar a influência de trincas superficiais no comportamento de ligas AISI 8630M, hidrogenadas.

No caso de se realizarem outros ensaios idênticos aos desse projeto se aconselha a realização de fractografias, com o objetivo de verificar se há evidências do efeito do hidrogênio na seção de falha do corpo de prova ensaiado e, desta forma, dispor de mais dados sobre a influência do hidrogênio nestas fraturas.

Referências Bibliográficas

- [1] Dieter, George Ellwood. *Mechanical Metallurgy*. SI Metric ed., Londres: McGraw-Hill, 1988.
- [2] IACS W22 (2011). International Association of Classification Societies. *Offshore Mooring Chain*. 2011.
- [3] ASM Metals Handbook. *Properties and Selection: Iron, Steels, and High Performance Alloys, vol. 1*, 10th Edition, 1994.
- [4] Fontes, Carlos Henrique. *Juntas de aço baixa liga soldadas com diferentes consumíveis – efeito do tratamento de alívio de tensões nas características metalúrgicas das soldas*. Dissertação de Mestrado, UFRJ, 2008.
- [5] Cantarin, Tadeu Noveli. *Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI8630 modificado revestido com liga de níquel 625 por soldagem GTAW*. Dissertação de Mestrado, USP - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2011.
- [6] Gorni, Augusto Antônio. *Steel Forming And Heat Treating Handbook*. São Vicente, São Paulo, 2014.
- [7] Wisti, M., Hingwe, M. Brennan, R. L., *Tempering of Steel*. In: *ASM Handbook*, v. 4, ASM International, pp 121 – 136, 1991.
- [8] Colpaert, Hubertus. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. 10ª Ed. São Paulo, Edgard Blucher, 2008.
- [9] *NACE MR 0175 ISO 15156, Petroleum And Natural Gas Industries – Materials for use in H₂S – containing Environments in oil and gas production*, International Standard, 2001.
- [10] GIRÓN, Aldo Roberto Cruces. *Aplicação de Metodologias de Projeto Integrado de Sistemas de Ancoragem e Risers na Exploração de Petróleo Offshore*. Dissertação de Mestrado, UFRJ, 2009.
- [11] Silva, Bruno Raphael de Souza da. *Susceptibilidade a Fragilização pelo Hidrogênio em Tubos de Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750 Sob Tensão Mecânica*. Dissertação de Mestrado, UFRJ, 2011.

- [12] Gentil, Vicente. *Corrosão*. 3. ed. Livros Técnicos e Científicos, Rio de Janeiro, 1996.
- [13] Dos Santos, Tatiane Siqueira Rosa. *Estudo dos efeitos do hidrogênio nas propriedades mecânicas da liga 718 em diferentes condições de envelhecimento*. Dissertação de Mestrado, UFRJ, 2009.
- [14] Callister, William D. Jr. *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.
- [15] Chaves, Rafael Sottili. *Fragilização por hidrogênio em aços carbono*. Trabalho de conclusão de curso, UFSC, 2009.
- [16] Carvalho, Ícaro Zanetti de. *Fragilização por hidrogênio nos aços AISI 4340 (AMS 6414K e AMS 6415S) temperados e revenidos*. Dissertação de Mestrado, UNICAMP, 2012.
- [17] Jambo, Hermano Cezar Medaber; Fófano, Sócrates. *Corrosão - Fundamentos, Monitoração e Controle*. Ciência Moderna Ltda., Rio de Janeiro, 2008.
- [18] Hertzberg, Richard W. *Deformation and Fracture Mechanichs of Engineering Materials*. John Wiley & Sons, Inc 4th ed. Hoboken, 1996.
- [19] Okamoto, Mariana Akemi. *Danos Causados Pelo Hidrogênio em Aços API 5L X65 e X80*. Trabalho de conclusão de curso, USP, 2010.
- [20] Nogueira, José Carlos. *Resistência mecânica do Aço ABNT 4340, após desidrogenação em forno convencional, quando protegido com Cromo duro e Cádmio LHE*. Dissertação de Mestrado, Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José, 2003.
- [21] Dick, Luís Frederico Pinheiro. *Estudos Eletroquímicos de Permeação de Hidrogênio e Determinação de Concentrações Críticas de Hidrogênio em um Aço de Alta Dureza*. Dissertação de Mestrado, UFRGS, 1986.
- [22] Pelliccione, André da Silva, et. Al. *Análise de Falhas em Equipamentos de Processo: Mecanismos de Danos e Casos Práticos*. Interciência, Rio de Janeiro, 2012.
- [23] Metals Handbook. V. 19 – *Fatigue and Fracture*. American Society for Metals (ASM), 1997.

- [24] Shigley, Joseph Edward; Budynas, Richard G., Nisbett Keith J. *Shigley's Mechanical Engineering Design*. New York: McGraw-Hill, 2011.
- [25] Chaves, Antônio de Pádua. *Estudo Comparativo da Vida em Fadiga de Aços Fundidos e Forjados de Alta Resistência para Utilização em Acessórios de Linhas de Ancoragem de Plataformas Offshore*. Dissertação de Mestrado, CEFET/RJ, 2010.
- [26] Nagumo, M.; Shimura, H; Chaya, T.; Hayashi, H.; Ochiai, I. *Fatigue damage and its interaction with hydrogen in martensitic steels* Materials Science and Engineering A348 (2003) 192_ 200
- [27] Murakami, Yukitara; Matsuoka, Saburo *Effect of hydrogen on fatigue crack growth of metals* Research Centre for Hydrogen Industrial Use and Storage (HYDROGENIUS), National Institute of Advanced Industrial Science and Technology (AIST)
- [28] Nagarajan, Varun Ramasagara; Putatunda, Susil K. *Influence of dissolved hydrogen on the fatigue crack growth behaviour of AISI 4140 steel* Department of Chemical Engineering and Materials Science, Wayne State University, Detroit, MI 48202, USA
- [29] Hayakawa, Masao; Takeushi, Etsuo; Matsuoka, Saburo *Hydrogen fatigue-resisting carbon steels* 20th European Conference on Fracture (ECF20)
- [30] ASTM. SPECIAL TECHNICAL PRACTICE STP 566; *ASTM Handbook of Fatigue Testing*, 1974.
- [31] Pires, Fábio de Souza. *Avaliação do Efeito do Dano por Fadiga nas Propriedades de Tração e Dureza no Aço Grau R4 da Norma IACS W22/2004 Utilizado na Confecção de Amarras de Linhas de Ancoragem*. Dissertação de Mestrado, CEFET/RJ 2007.
- [32] LEE, J., LEE, S., “*Hydrogen trapping phenomena in metals with B.B.C. and F.C.C. crystal structures by the desorption thermal analysis technique*”. *Surface and Coatings Technology*, v. 28, p. 301–314, 1986.
- [33] Souza, Sérgio Augusto de. *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos*. Editora Blucher, São Paulo, 1982.

[34] ASTM. ASTM E739-91, *Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data*, 2006.

[35] DET NORSKE VERITAS. RECOMMENDED PRACTICE DNV-RP-C203; *Fatigue Design of Offshore Steel Structure*, DNV, 2011.

[36] DET NORSKE VERITAS. OFFSHORE STANDARD DNV-OS-E301; *Position Mooring*, DNV, 2011.