



Alexandre Aurélio da Matta

**Influência de microdefeitos na super longa vida em fadiga do aço estrutural
DIN 42CrMo4**

Projeto de Graduação

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de
Engenharia Mecânica da PUC-Rio

Orientador: Marcos Venicius Soares Pereira

Coorientador: Thiago Abreu Pereira Peixoto

Rio de Janeiro

Junho de 2022

“A menos que modifiquemos a nossa maneira de pensar, não seremos capazes de resolver os problemas causados pela forma como nos acostumamos a ver o mundo.”

(Albert Einstein)

AGRADECIMENTOS

À minha família, por todo o suporte e apoio incondicional ao longo desta minha trajetória acadêmica, desde o período escolar até a presente graduação.

Aos meus colegas e amigos da PUC-Rio, que tive a sorte de poder conhecer e compartilhar momentos memoráveis. Em especial ao Felipe Marsiglia, Leonardo Leite e Rafael Dias, amigos da Engenharia Mecânica e que me acompanharam fielmente durante o andamento do curso, sendo essenciais para que eu chegasse até aqui.

Ao meu orientador e coorientador deste trabalho de conclusão de curso, Marcos Venicius e Thiago Peixoto, respectivamente, que foram indispensáveis para que eu pudesse desenvolver o meu trabalho.

Por fim, gostaria de agradecer à Maria Clara, Matheus Fernandes, Tiago Castro, João Paulo e ao técnico José Marques por toda a ajuda e consideração que tiveram comigo, durante os inúmeros dias que passei no laboratório, permitindo a elaboração desta monografia da melhor maneira possível.

Este trabalho foi desenvolvido no âmbito do Programa de Pesquisa e Desenvolvimento Tecnológico do Setor de Energia Elétrica regulado pela ANEEL, com o apoio das empresas da ENEVA – Pecém II Geração de Energia S.A., Itaquí Geração de Energia S.A. Parnaíba I, II e III Geração de Energia S.A.

RESUMO

Influência de microdefeitos na super longa vida em fadiga do aço estrutural DIN 42CrMo4

Em função do desenvolvimento tecnológico atual, a vida-fadiga de inúmeros componentes mecânicos e estruturais pode ultrapassar a fronteira da fadiga de alto ciclo, estabelecida convencionalmente em 10^7 ciclos. Dessa forma, a avaliação do comportamento em fadiga de super longa duração tem se tornado extremamente relevante para projetos, onde materiais atingem 10^7 - 10^{12} ciclos durante a sua vida em serviço, criando o conceito de fadiga de altíssimo ciclo (*Very High Cycle Fatigue – VHCF*). Em particular, dúvidas permanecem sobre a influência local de inclusões não metálicas do material sobre os mecanismos de iniciação de trincas.

O presente trabalho teve como objetivo avaliar a influência de microdefeitos na vida-fadiga do aço estrutural DIN 42CrMo4, sob regime de mega e giga ciclos. Neste contexto, corpos de prova (CPs) do tipo ampulheta foram usinados com furos de diferentes diâmetros (0,3 mm, 0,4 mm, 0,5 mm e 0,7 mm) na região central. Estes furos serviram de concentradores de tensão e foram definidos com base na teoria de Murakami, que propõe a substituição da maior inclusão metalúrgica existente na região de análise do material por um furo.

Em sequência, os corpos de prova foram ensaiados sob fadiga ultrassônica com frequência de 20 kHz e razão de carregamento -1. As amplitudes de tensão adotadas foram de 310 MPa e 330 MPa, que representam valores na faixa de 34% a 37% do limite de resistência mecânica do material.

A maior parte do experimento se mostrou condizente com o previsto por Murakami. Os resultados revelaram uma relação direta entre o tamanho do defeito e a vida-fadiga do material onde, com o aumento do tamanho furo, houve uma redução na vida-fadiga do material. Todos os furos, exceto o de 0,3 mm, provocaram a falha dos CPs no regime de fadiga de alto ciclo. Por fim, análises fractográficas permitiram avaliar a superfície de fratura, indicando o furo como o sítio para iniciação das trincas.

Palavras-chave: Fadiga de altíssimo ciclo. Concentrador de tensão. Inclusões. Microdefeitos. Teoria de Murakami. Vida-fadiga.

ABSTRACT

Influence of small defects at super long life in fatigue of the structural steel DIN 42CrMo4

Due to current technological development, the fatigue life of several mechanical and structural components can exceed the high cycle fatigue barrier, conventionally established at 10^7 cycles. Given that, the evaluation for super long duration fatigue behavior has become extremely relevant for projects, where materials reach 10^7 - 10^{12} cycles during their life in service, creating the concept of very high cycle fatigue (VHCF). In particular, questions remain about the local influence of materials' non-metallic inclusions on the mechanisms of crack initiation.

This work aimed to analyze the influence of small defects in the fatigue life of the structural steel DIN 42CrMo4, under mega and giga regime cycles. In this regard, hourglass-shaped specimens were machined adopting holes with different diameters (0.3 mm, 0.4 mm, 0.5 mm and 0.7 mm) at its center region. These holes behaved as stress concentrations and were defined on the basis of Murakami's theory, which proposes replacing the largest inclusion existing in the material's region of analysis for a hole.

Subsequently, the specimens were tested under ultrasonic fatigue with a frequency of 20 kHz and a loading ratio of -1. The adopted stress amplitudes were 310 MPa and 330 MPa, which represent values ranging from 34% to 37% of the analyzed materials' fracture strength.

Most of the experiment was consistent with respect to Murakami's prediction. The results revealed a direct relation between the defect's size and the material's fatigue life, whereas with the increasing of the hole size, there was a reduction upon the material's fatigue life. All the holes, except for the 0.3 mm one, led to the specimens' failure at a high cycle fatigue regime. Finally, fractographic analysis allowed to evaluate the fracture surface, indicating the hole as the cracks' initiation site.

Keywords: Very High Cycle Fatigue. Stress concentration. Inclusions. Small defects. Murakami's theory. Fatigue life.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	15
2.1	Fadiga.....	15
2.1.1	Regimes de fadiga	18
2.1.2	Fadiga de altíssimo ciclo (VHCF)	20
2.2	Mecanismos de falha	23
2.3	Aspectos microestruturais	25
2.4	Teoria de Murakami e microdefeitos	28
3	MATERIAL E METODOLOGIA.....	32
3.1	Material.....	32
3.2	Corpos de prova.....	33
3.3	Ensaio ultrassônicos	36
3.4	Análises da superfície de fratura	39
4	RESULTADOS	42
4.1	Ensaio de fadiga.....	42
4.2	Validação da teoria de Murakami.....	43
4.3	Simulações com o Método dos Elementos Finitos	44
4.4	Análise fractográfica	48
5	CONCLUSÃO.....	51
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	52
	REFERÊNCIAS.....	53

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Formato de uma curva S-N típica (Fonte: Ruben, 2010)	16
Figura 2 - Curva de um material que apresenta um limite de fadiga (Fonte: Callister, 2002)	17
Figura 3 - Curva de um material que não apresenta um limite de fadiga (Fonte: Callister, 2002)	17
Figura 4 - Curva S-N esquemática de um material estrutural, com regiões de LCF (até 10^4 ciclos) e HCF (após 10^4 ciclos) (Fonte: Adaptada de Boyer, 1986)	18
Figura 5 - A curva S-N ponderando os três regimes de fadiga (Fonte: Ruben, 2010)	20
Figura 6 - Vida em serviço (ciclos) de diferentes máquinas e componentes (Fonte: Ruben, 2010).....	21
Figura 7 - a) Diagrama esquemático de uma máquina de ensaio de fadiga ultrassônica para $R = -1$ e temperatura ambiente; b) Ampliamento da seção superior do diagrama, com a tensão e amplitude de vibração (Fonte: Ruben, 2010)	22
Figura 8 - Locais preferenciais de iniciação de trincas nos regimes de LCF (10^4 ciclos), HCF (10^6 ciclos) e VHCF (10^8 ciclos) (Fonte: Bathias; Paris, 2005)	23
Figura 9 - Ilustração esquemática representando os diferentes estágios da evolução da trinca em VHCF (Fonte: Adaptada de Kazymirovych, 2008)	24
Figura 10 - Ilustração típica de uma superfície fraturada representando os diferentes estágios da evolução da trinca em VHCF (Fonte: Kazymirovych, 2009).....	24
Figura 11 - Exemplo de <i>fish-eye</i> – (Fonte: Kazymirovych, 2008)	26
Figura 12 - a) Fractografia da ODA; b) Moléculas e átomos de hidrogênio presos envolta da inclusão (Fonte: Teixeira, 2018).....	26
Figura 13 - Observação da ODA pelo MEV (Fonte: Murakami; Yokoyama; Nagata, 2002)	27
Figura 14 - Relação do crescimento da ODA com respeito ao tamanho da inclusão versus o número de ciclos de fadiga para a falha (Fonte: Roiko; Murakami, 2012) ..	28
Figura 15 - Relação entre o tamanho de um furo artificial e o limite de fadiga (Fonte: Murakami, 2002)	29

Figura 16 - Definição do parâmetro geométrico <i>area</i> (Fonte: Endo, 2003).....	30
Figura 17 - Ilustração esquemática do procedimento de determinação do parâmetro geométrico <i>area</i> (Fonte: Murakami, 1994).....	31
Figura 18 - Ilustração esquemática do procedimento de determinação do parâmetro geométrico <i>area</i> (Fonte: Murakami, 1994).....	31
Figura 19 - Geometria do corpo de prova para VHCF (Fonte: Bathias; Paris, 2005)	33
Figura 20 - Furadeira utilizada para realizar os furos nos corpos de prova (Fonte: De autoria própria, 2022)	34
Figura 21 - Processo de furação do CP (Fonte: De autoria própria, 2022)	35
Figura 22 - Corpo de prova para cada diâmetro de furo: a) Furo de 0,7 mm; b) Furo de 0,5 mm; c) Furo de 0,4 mm; d) Furo de 0,3 mm (Fonte: De autoria própria, 2022)	35
Figura 23 - SHIMADZU USF-2000A: Equipamento ultrassônico utilizado durante os ensaios (Fonte: De autoria própria, 2022).....	36
Figura 24 - Gráfico comparativo entre a SHIMADZU USF-2000A e máquinas convencionais (Fonte: SHIMADZU Corporation, 2017).....	37
Figura 25 - Dados de entrada dos corpos de prova (Fonte: De autoria própria, 2022)	38
Figura 26 - CP acoplado na máquina ultrassônica com o sistema de ar comprimido resfriando o seu centro (Fonte: De autoria própria, 2022).....	39
Figura 27 - Máquina utilizada para corte da amostra da superfície de fratura do CP (Fonte: De autoria própria, 2022)	40
Figura 28 - Processo de corte da amostra (Fonte: De autoria própria, 2022)	40
Figura 29 - Equipamento utilizado para a realização da microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura (Fonte: De autoria própria, 2022)	41
Figura 30 - a) Geometria do CP entalhado; b) Malha aplicada ao modelo para a análise; c) Detalhamento do refino da malha nas regiões próximas ao furo (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)	45
Figura 31 - Simulação para 310 MPa com furo de 0,3 mm (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)	46
Figura 32 - Simulação para 330 MPa com furo de 0,3 mm (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)	46
Figura 33 - Simulação para 310 MPa com furo de 0,7 mm (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)	47

Figura 34 - Simulação para 330 MPa com furo de 0,7 mm (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)	47
Figura 35 - Superfície de fratura analisada no MEV: Iniciação da trinca (A), propagação da trinca (B) e fratura final (C) (Fonte: De autoria própria, 2022)	49
Figura 36 - Ampliação da região do furo indicando o início da trinca (Fonte: De autoria própria, 2022)	49

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Comparativo entre ensaio de fadiga ultrassônico e convencional.....	21
Tabela 2 - Composição química do aço DIN 42CrMo4	32
Tabela 3 - Propriedades mecânicas do aço DIN 42CrMo4	32
Tabela 4 - Dimensões dos parâmetros dos corpos de prova utilizados	33
Tabela 5 - Ensaio com 310 MPa	42
Tabela 6 - Ensaio com 330 MPa	42
Tabela 7 - Previsão de Murakami.....	44

LISTA DE ABREVIATURAS

CP	Corpo de Prova
EDS	Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva
FEM	Método dos Elementos Finitos
HCF	<i>High Cycle Fatigue</i>
LCF	<i>Low Cycle Fatigue</i>
LE	Limite de Escoamento
LRM	Limite de Resistência Mecânica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
VHCF	<i>Very High Cycle Fatigue</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

L	Comprimento total do corpo de prova
L_1	Comprimento de ressonância do corpo de prova
L_2	Comprimento fixo do corpo de prova
R_0, R_1, R_2	Raios do corpo de prova
σ	Tensão
σ_m	Tensão média
σ_{max}	Tensão máxima de carregamento
σ_{min}	Tensão mínima de carregamento
σ_w	Limite de Fadiga
H_v	Dureza Vickers
R	Razão de carregamento
E	Módulo de elasticidade
ρ	Densidade
K_t	Fator de concentração de tensão
N	Número de ciclos
N_f	Número de ciclos para a falha
$S-N$	Tensão – Número de ciclos
\sqrt{area}	Raiz quadrada da área projetada do defeito no plano perpendicular ao plano da máxima tensão principal

1 INTRODUÇÃO

A falha de um material de engenharia pode trazer inúmeras consequências, sendo considerado um acontecimento quase sempre indesejável, por motivos como: vidas humanas que são colocadas em risco, possíveis prejuízos econômicos que podem ser gerados e interferência na disponibilidade de produtos e serviços (CALLISTER, 2002).

Na indústria, englobando o universo da engenharia, diversos elementos (componentes do motor, rodas de trem, utensílios médicos etc.) estão sujeitos à falha por fadiga. A fadiga é um mecanismo de falha que ocorre devido ao acúmulo de danos, sendo a maior causa individual de falhas em metais, representando aproximadamente 90% de todas as falhas mecânicas (CALLISTER, 2002).

Com os avanços referentes às pesquisas voltadas à fadiga, observou-se que a vida-fadiga (número de ciclos requerido para causar a falha por fadiga em um nível de tensão específico) do material se reduz na presença de concentradores de tensão, como defeitos, falhas de superfícies e entalhes. Estes concentradores de tensão em elementos de engenharia são corriqueiros, sendo importante uma compreensão da sua influência (TORRES, 2019).

Antigamente era usual, no estudo da fadiga, que os ciclos de carregamento impostos aos materiais fossem limitados à 10^7 . Após esse valor, considerava-se terem vida infinita em fadiga aqueles materiais que se mantivessem íntegros enquanto submetidos a uma tensão abaixo do limite de fadiga. Este entendimento referente ao limite de fadiga (tensão máxima que um material consegue sustentar uma quantidade ilimitada de ciclos, usualmente de 10^7 ciclos, sem a ocorrência da falha) se dava como suficiente no passado, uma vez que componentes de engenharia não eram esperados a resistirem mais do que 10^7 carregamentos cíclicos (KAZYMYROVYCH, 2009).

No entanto, devido ao desenvolvimento tecnológico estar ocorrendo de forma quase ininterrupta no mundo atual, componentes mecânicos e estruturais vêm alcançando uma longevidade cada vez maior no que diz respeito à sua vida-fadiga, apresentando em alguns casos a não existência de um limite de fadiga após 10^7 ciclos. Assim, eles se possibilitam ultrapassar a fronteira da fadiga de alto ciclo (*High Cycle Fatigue* – HCF), convencionalmente estabelecida em 10^7 ciclos, trazendo à tona o

comportamento em fadiga de altíssimo ciclo (*Very High Cycle Fatigue* – VHCF) onde componentes e estruturas podem atingir 10^7 - 10^{12} ciclos durante a sua vida em serviço.

Os ensaios de fadiga evoluíram consideravelmente, contribuindo diretamente na avaliação de desempenho de materiais em regime de altíssimo ciclo. O maior obstáculo até então, tendo em vista a utilização dos modelos de equipamentos convencionais, é o excessivo tempo necessário ao ensaio, além do aspecto financeiro envolvido. Porém, com os avanços tecnológicos em equipamentos ultrassônicos e dispositivos de testes, é possível realizar ensaios com uma redução drástica de tempo de ensaio e de custo experimental dos testes de VHCF. Eles são capazes de produzir 10^{10} ciclos em menos de uma semana (a 20 kHz), enquanto o equipamento convencional (a <200 Hz) levaria mais de três anos para o mesmo experimento (BATHIAS; PARIS, 2005).

O trabalho em questão tem como principal objetivo analisar e avaliar a influência de microdefeitos na vida-fadiga do aço estrutural DIN 42CrMo4, sob regime de mega e giga ciclos de carregamento, visando caracterizar a influência que inclusões não metálicas exercem na nucleação/iniciação de trincas.

Com relação à metodologia, o estudo será experimental, em laboratório, onde corpos de prova (CPs) do tipo ampulheta serão usinados contendo um furo central de diferentes tamanhos, com diâmetro e profundidade iguais. Este procedimento busca simular o efeito da maior inclusão presente no material (Teoria de Murakami), ensaiando os CPs na tentativa de se alcançar o regime de fadiga de altíssimo ciclo, utilizando-se de um equipamento ultrassônico de fadiga.

O presente trabalho está estruturado em cinco capítulos, além da introdução: O capítulo 2 traz a revisão bibliográfica; o capítulo 3 aborda o material utilizado para o estudo e a metodologia aplicada; o capítulo 4 exhibe os resultados obtidos; o capítulo 5 apresenta a conclusão do trabalho e, por último, o capítulo 6 oferece sugestões para trabalhos futuros, seguido das referências bibliográficas que foram usadas ao longo da monografia.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo são abordados os principais temas do trabalho, com foco em fadiga de altíssimo ciclo, contextualizando e discorrendo sobre os mais relevantes tópicos de modo a gerar uma melhor compreensão acerca dos objetivos do projeto.

2.1 Fadiga

A falha por fadiga é amplamente dominante dentro dos mecanismos de falhas presentes nas estruturas mecânicas. A fadiga é uma mudança permanente que ocorre em materiais submetidos a processos cíclicos de tensões e deformações ao longo do tempo ou uso, com a sua degradação ocorrendo em pontos específicos do material (BOYER, 1986). Este fenômeno, após um número suficiente de ciclos, pode culminar em trincas ou até na completa fratura, ou seja, momento em que alcança o último estágio do processo de fadiga no qual se dá o rompimento do componente em duas ou mais partes.

As fraturas por fadiga são causadas pela ação simultânea de tensão cíclica, tensão de tração e deformação plástica. Se qualquer uma das três causas não estiver presente as trincas por fadiga não irão iniciar e se propagar. A tensão cíclica inicia a trinca; a tensão trativa promove o crescimento da trinca (propagação); o escoamento plástico imposto ao material determina a natureza irreversível do processo pois, uma vez ocorrido alterações por fadiga, os danos são irreparáveis (BOYER, 1986).

O processo de fadiga consiste em três estágios (BOYER, 1986):

- 1) Dano de fadiga inicial, levando à nucleação de trincas e iniciação de trincas.
- 2) Crescimento cíclico progressivo de uma trinca (propagação da trinca) até a seção transversal remanescente não rachada de uma parte que se torna muito fraca para sustentar os carregamentos impostos.
- 3) Finalmente, a fratura repentina da seção transversal remanescente.

Ensaio de fadiga mostram o tempo ou o número de ciclos (N) que um componente vai resistir dentro de um carregamento cíclico, ou a tensão máxima suportável sem a ocorrência de falha devido a um número de ciclos. Uma relação típica entre a tensão e o número de ciclos para a falha de um corpo de prova (CP) é a curva S-N, que é obtida através de um número de ensaios a diferentes níveis de

tensão. A curva $S-N$ (Tensão x Número de ciclos) é também conhecida como a curva de Wöhler, em atribuição ao trabalho voltado ao estudo da fadiga, do engenheiro alemão August Wöhler, na segunda metade do século XIX (RUBEN, 2010). A Figura 1 é um exemplo desta curva.

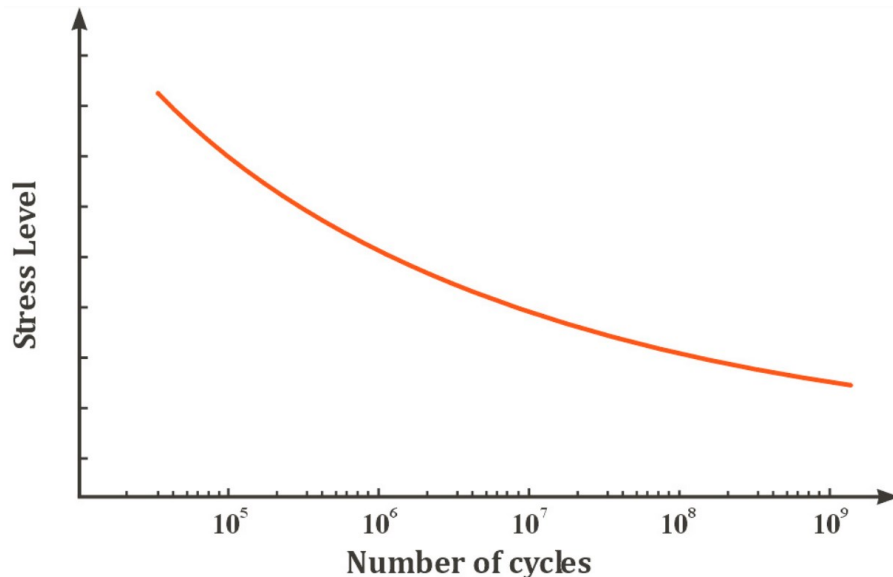


Figura 1 - Formato de uma curva $S-N$ típica (Fonte: Ruben, 2010)

Conforme já observado, o tempo mostrou que a curva $S-N$ nem sempre manteve o comportamento esperado no passado, no que diz respeito à existência de um limite de fadiga e, conseqüentemente, a linearização da curva após 10^7 ciclos. Dessa forma, entende-se que seja mais adequado determinar um limite de resistência à fadiga (nível de tensão no qual a falha irá ocorrer para um dado número específico de ciclos) ao invés de estimar um limite de fadiga, especialmente no regime de giga ciclos (BATHIAS; PARIS, 2005). A Figura 2 apresenta a curva $S-N$ limitada ao limite de fadiga, enquanto a Figura 3 apresenta a curva $S-N$ mais adequada atualmente, associada à resistência à fadiga do material, mesmo após os 10^7 ciclos.

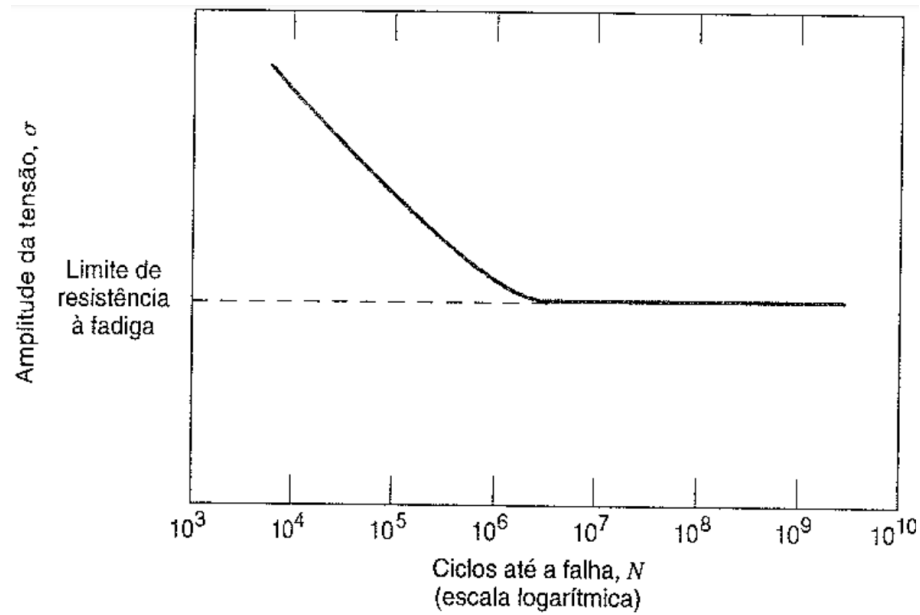


Figura 2 - Curva de um material que apresenta um limite de fadiga (Fonte: Callister, 2002)

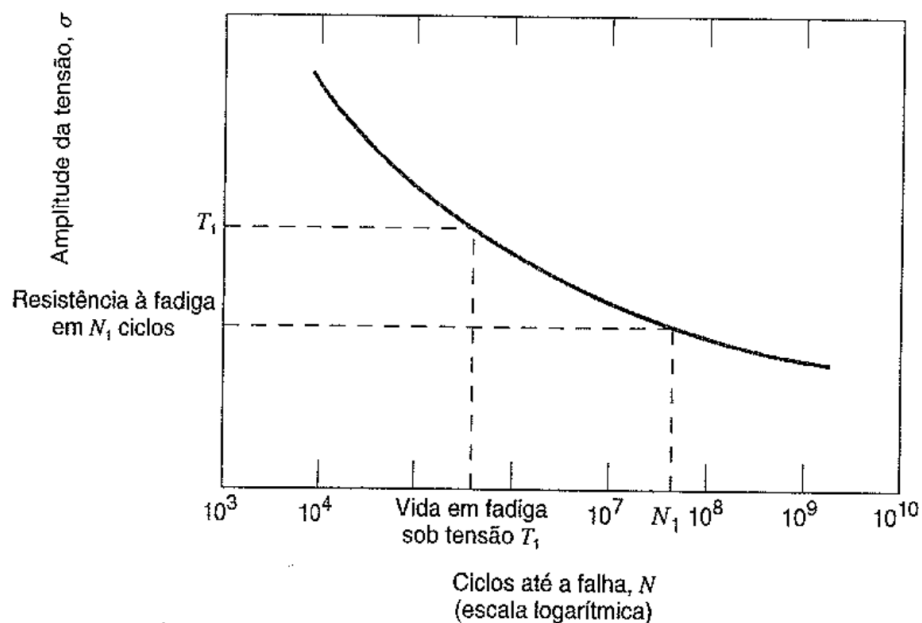


Figura 3 - Curva de um material que não apresenta um limite de fadiga (Fonte: Callister, 2002)

Com base no que foi visto, busca-se delimitar a curva em regiões, categorizadas como regimes, visando o número de ciclos necessário para a falha (N_f). A seguir, são aprofundados e analisados os regimes de fadiga de baixo, alto e altíssimo ciclo, com ênfase no de altíssimo ciclo, uma vez que é o regime de maior importância para este trabalho.

2.1.1 Regimes de fadiga

Separava-se a curva *S-N* do material em duas regiões (Figura 4): fadiga de baixo ciclo e fadiga de alto ciclo. No regime de fadiga de baixo ciclo (*Low Cycle Fatigue* – LCF), o material é submetido a elevados valores de tensão, estando entre o seu limite de resistência mecânica (LRM) e o seu limite de escoamento (LE). O material alcança a fratura com um número de ciclos relativamente baixo, de 1 a 10^4 ciclos, sendo caracterizado por uma vida curta em fadiga. Em LCF, a falha é controlada por deformação e é um regime geralmente acompanhado de quantidades significativas de deformações plásticas (TEIXEIRA, 2018).

Por convenção, a partir de aproximadamente 10^4 ciclos, o regime de fadiga passa a ser denominado como fadiga de alto ciclo (*High Cycle Fatigue* – HCF), onde a falha é controlada por tensão. Em HCF, o material é submetido a valores de tensão abaixo do seu limite de escoamento, havendo a presença apenas de deformações elásticas e não plásticas (TEIXEIRA, 2018).

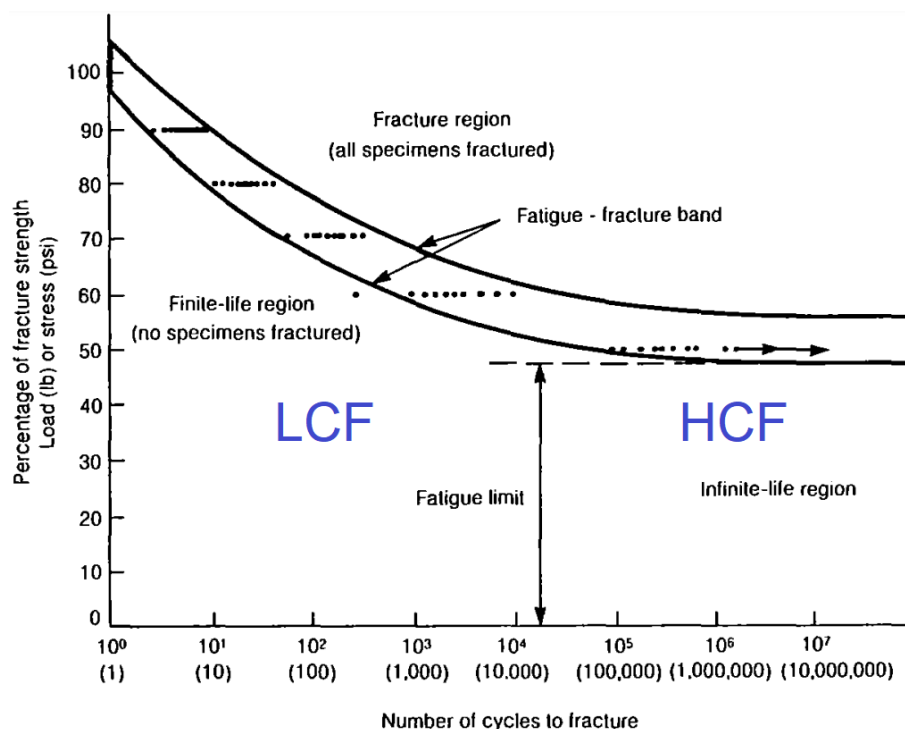


Figura 4 - Curva *S-N* esquemática de um material estrutural, com regiões de LCF (até 10^4 ciclos) e HCF (após 10^4 ciclos) (Fonte: Adaptada de Boyer, 1986)

Observando a Figura 4, é possível notar que o gráfico apresenta a tensão aplicada associada à porcentagem do limite de resistência mecânica do material. Dessa forma, como se pode ver, uma vez imposto 100% do seu LRM, apenas um ciclo mostra-se suficiente para a fratura. Intuitivamente, se o carregamento máximo cair para 90% do LRM, por exemplo, é requerida mais que apenas uma aplicação de ciclo para levar o CP à falha (BOYER, 1986). Em sua maioria, quando a tensão assume valores entre 35% e 50% (linha pontilhada) do LRM do material (SURESH, 1998), a vida-fadiga aumenta drasticamente, atingindo por volta de 10^7 ciclos, momento em que a curva *S-N* começa a tomar a forma de uma assíntota, indicando a presença do limite de fadiga, ou *endurance limit*, e consequentemente adentrando uma região de vida infinita em fadiga para valores de tensão abaixo da curva (BOYER, 1986).

Em contrapartida, pesquisas realizadas encontraram que para muitos metais não ferrosos e alguns metais ferrosos com alto índice de dureza, como os aços, a curva tende a continuar em decaimento para altíssimos números de ciclos (BOYER, 1986). Assim, a vida-fadiga destes materiais tem ultrapassado os 10^7 ciclos para valores de tensão abaixo do “limite de fadiga” do material, o que nos leva a uma nova abordagem no que diz respeito aos regimes de fadiga presentes. Portanto, passou-se a considerar a presença de uma terceira região, conhecida como o regime de fadiga de altíssimo ciclo (*Very High Cycle Fatigue* – VHCF). Neste contexto de evolução dos ensaios de VHCF, já se sabe que a vida-fadiga após 10^7 ciclos, que para algumas classes de materiais era considerada como infinita, experimenta uma redução considerável, resultando na falha do material dentro do regime de VHCF, o que caracteriza que o conceito de vida infinita em fadiga não se aplica mais. A Figura 5 finalmente mostra a curva *S-N* devidamente dividida nas três regiões preponderantes.

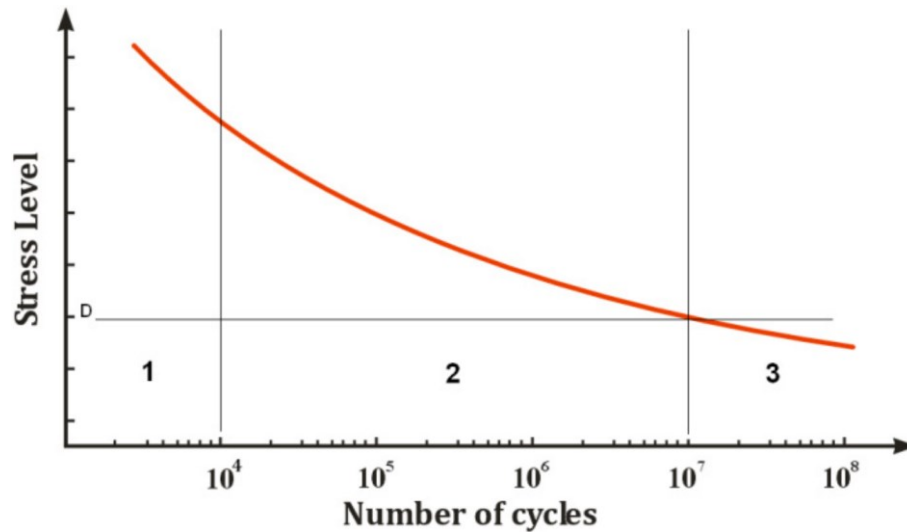


Figura 5 - A curva S-N ponderando os três regimes de fadiga (Fonte: Ruben, 2010)

2.1.2 Fadiga de altíssimo ciclo (VHCF)

O regime de VHCF, sendo a região de maior interesse do trabalho, agora poderá ser mais destrinchado neste subtópico. Foi visto que a fadiga de altíssimo ciclo é o regime no qual alguns materiais têm apresentado uma vida-fadiga superior a 10^7 ciclos (número convencionalmente adotado na literatura), ou seja, o material em questão é submetido à falha em uma região onde até então se considerava ser de vida infinita em fadiga.

Um grande número de aplicações industriais apresenta diversos elementos estruturais que são submetidos a carregamentos recorrentes, muitas vezes excedendo 10^8 ciclos durante a duração do seu serviço. Por exemplo, a vida de um motor de automóvel (aproximadamente 10^8 ciclos), trens de alta velocidade (aproximadamente 10^9 ciclos) e turbinas de aviões (aproximadamente 10^{10} ciclos), como registrado pela Figura 6 (RUBEN, 2010).

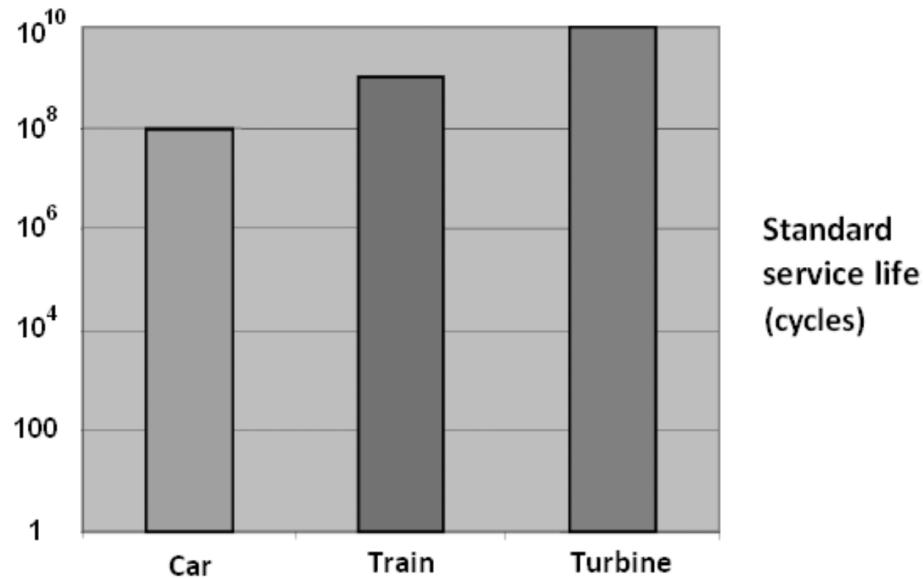


Figura 6 - Vida em serviço (ciclos) de diferentes máquinas e componentes (Fonte: Ruben, 2010)

Quando se fala em VHCF é de grande interesse a utilização de equipamentos ultrassônicos, permitindo um tipo de ensaio que de fato viabiliza o estudo deste regime de fadiga. O ensaio ultrassônico difere do método convencional a partir do momento em que opera na faixa de 15 kHz a 30 kHz, com uma frequência típica de 20 kHz, enquanto o convencional tem a frequência limitada a 100 Hz de tensão cíclica do material. Com esta frequência tão superior, o tempo e o custo para obter um limite de fadiga (caso haja) ou dados da taxa de crescimento da trinca podem ser consideravelmente reduzidos (BATHIAS; PARIS, 2005). A Tabela 1 apresenta uma comparação entre os tempos aproximados de ensaio de ambos os métodos, e evidencia a superioridade do método ultrassônico visando a busca por resultados dentro do regime de VHCF.

Tabela 1 - Comparativo entre ensaio de fadiga ultrassônico e convencional

Número de ciclos	Ultrassônico (20 kHz)	Convencional (100 Hz)
$\approx 10^7$ ciclos	≈ 9 minutos	≈ 1 dia
$\approx 10^9$ ciclos	≈ 14 horas	≈ 4 meses
$\approx 10^{10}$ ciclos	≈ 6 dias	≈ 3 anos

Fonte: Kazymirovych (2010).

Em geral, o equipamento de ensaio ultrassônico (Figura 7a) é composto principalmente por um gerador de alta frequência, um transdutor (conversor) piezoelétrico, um amplificador ultrassônico e um sistema de controle. O gerador transforma um sinal elétrico de tensão de 50 ou 60 Hz em um sinal elétrico ultrassônico senoidal de 20 kHz. Este gerador ultrassônico aciona o transdutor que converte o sinal elétrico para uma onda ultrassônica longitudinal e vibrações mecânicas na mesma frequência. O amplificador (*horn*) recebe a vibração vinda do transdutor e, devido à amplitude de vibração do conversor piezoelétrico ser baixa (entre 0 e $\sim 5 \mu\text{m}$), ele aumenta a amplitude, resultado este que depende da geometria do amplificador e do sinal elétrico recebido pelo transdutor. Por fim, há o sistema de controle e aquisição de dados sendo monitorado por um computador (RUBEN, 2010; TEIXEIRA, 2018).

A maior parte dos dados de fadiga obtidos em pesquisas foram através de valores de tensão máxima (σ_{max}) e tensão mínima (σ_{min}) iguais em módulo, para R (razão entre a tensão mínima e máxima) = -1 . Desta forma, a tensão média (σ_m) é igual a zero, a propagação da trinca é mais lenta e a vida-fadiga do material é maior (TEIXEIRA, 2018).

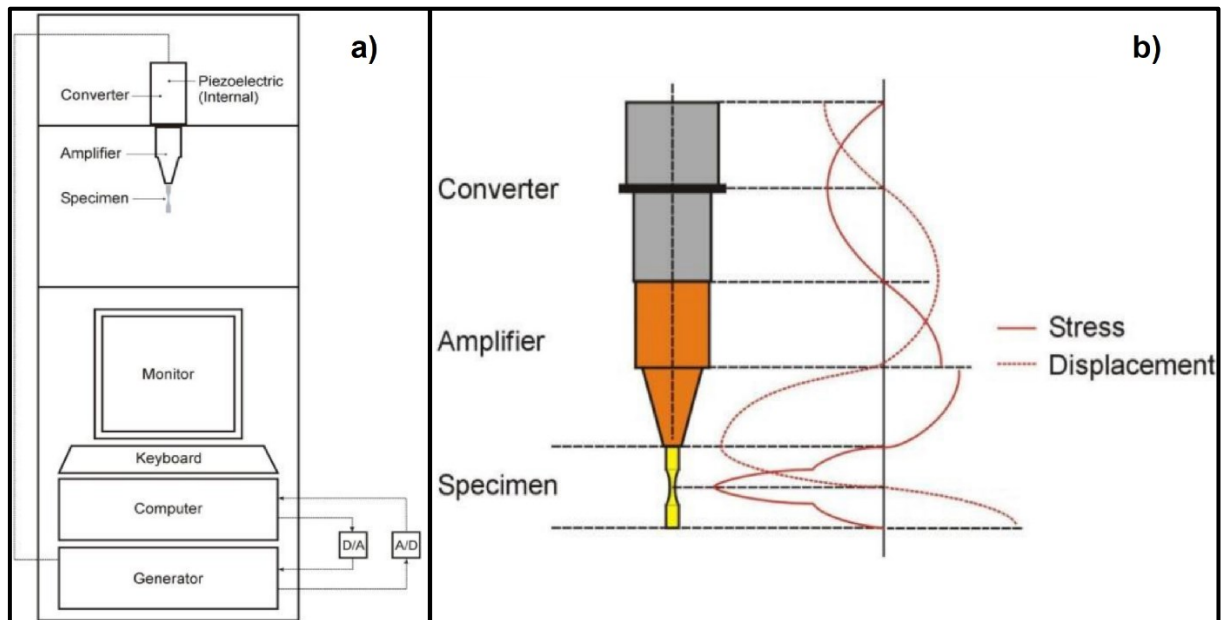


Figura 7 - a) Diagrama esquemático de uma máquina de ensaio de fadiga ultrassônica para $R = -1$ e temperatura ambiente; b) Ampliamento da seção superior do diagrama, com a tensão e amplitude de vibração (Fonte: Ruben, 2010)

É possível observar que a tensão máxima se encontra no centro do CP e o deslocamento da amplitude do sinal gerado alcança seu máximo nas suas extremidades, conforme mostra a Figura 7b.

Ao longo do processo de ensaios ultrassônicos de fadiga, devido ao atrito interno que se faz presente, a temperatura do corpo de prova pode aumentar significativamente. Este fato acabaria influenciando o comportamento de fadiga do material que se encontra em teste. Logo, o CP deve ser resfriado, sendo mais comum através da utilização de um sistema de injeção de ar comprimido limpo e seco (KAZYMYROVYCH, 2010).

2.2 Mecanismos de falha

O estudo relacionado às características presentes nos materiais, tendo em vista o regime de fadiga no qual se encontra o material, e como elas regem as ações até que eles sejam levados à falha, é imprescindível para entendermos melhor as etapas e os mecanismos envolvidos neste processo.

Os locais de iniciação de trincas variam de acordo com o regime (LCF, HCF ou VHCF) em questão. Em falhas no regime de VHCF, as trincas nucleiam, principalmente, através de defeitos internos ou subsuperficiais. Por outro lado, no regime de LCF, as iniciações de trinca são múltiplas e na superfície, enquanto no regime de HCF, há apenas uma iniciação de trinca na superfície. A Figura 8 descreve, esquematicamente, os locais de iniciação de trincas nos diferentes regimes de fadiga (BATHIAS; PARIS, 2005).

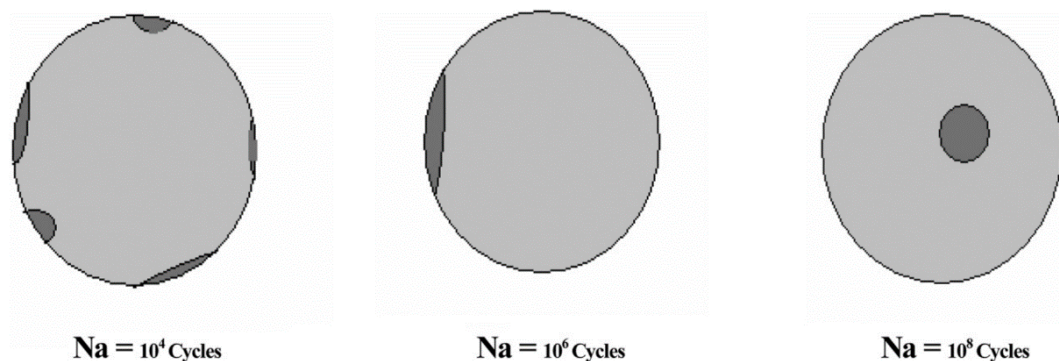


Figura 8 - Locais preferenciais de iniciação de trincas nos regimes de LCF (10^4 ciclos), HCF (10^6 ciclos) e VHCF (10^8 ciclos) (Fonte: Bathias; Paris, 2005)

Priorizando a análise do regime de altíssimo ciclo, em VHCF as trincas iniciam, geralmente, a partir de defeitos como inclusões ou poros, esses que exercem um papel de concentradores de tensão.

O processo de falha por fadiga em VHCF pode ser dividido em quatro estágios (KAZYMIROVYCH, 2009): 1) iniciação ou nucleação da trinca (usualmente de um defeito interno do material); 2) propagação da trinca dentro do *fish-eye*; 3) propagação da trinca fora do *fish-eye*; 4) fratura final. Tais estágios são mostrados de maneira esquemática e real na Figura 9 e na Figura 10, respectivamente. O termo “olho de peixe” (*fish-eye*) será mais abordado no tópico seguinte.

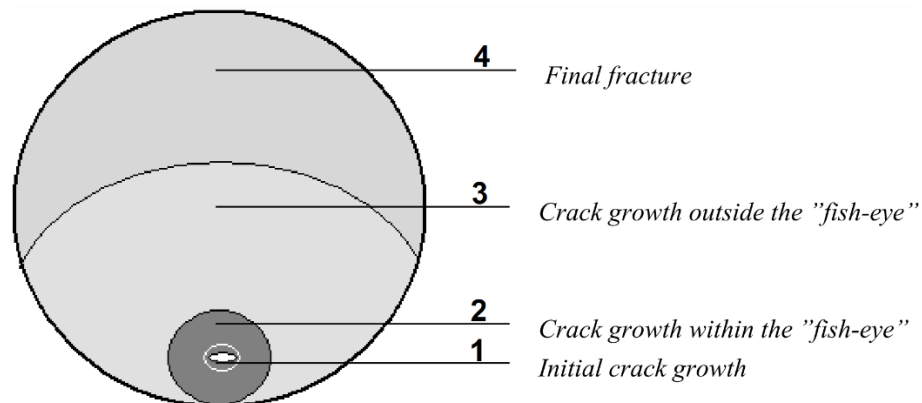


Figura 9 - Ilustração esquemática representando os diferentes estágios da evolução da trinca em VHCF (Fonte: Adaptada de Kazymirovych, 2008)

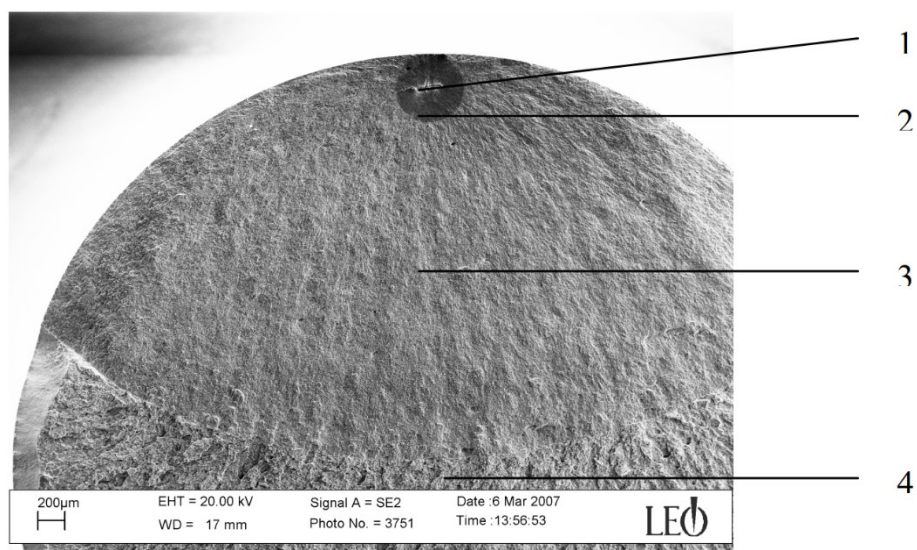


Figura 10 - Ilustração típica de uma superfície fraturada representando os diferentes estágios da evolução da trinca em VHCF (Fonte: Kazymirovych, 2009)

2.3 Aspectos microestruturais

As superfícies de fratura possuem inúmeras características e pontos relevantes a serem abordados, tanto ao nível macroscópico quanto ao nível microscópico. É possível obter informações mais detalhadas com relação ao mecanismo de fratura a partir de um exame microscópico, normalmente utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Estudos desta natureza são chamados de fractográficos (CALLISTER, 2002).

A análise por meio da microscopia eletrônica de varredura é preferida para exames fractográficos pois possui uma capacidade de resolução e profundidade de campo bastante acima em comparação a de um microscópio ótico. Particularidades como essas se fazem necessárias na busca de revelar os aspectos topográficos de superfícies de fraturas (CALLISTER, 2002). Ao contrário de um microscópio ótico convencional, que utiliza um feixe de fótons, o MEV utiliza um feixe de elétrons, permitindo, assim, potencializar a sua capacidade de resolução e, conseqüentemente, alcançar detalhes antes imperceptíveis. O MEV é um aparelho capaz de fornecer informações de maneira rápida sobre a morfologia e identificação de elementos químicos de uma amostra sólida, além de ser um dos instrumentos mais versáteis no que diz respeito à observação e análise de características microestruturais de objetos sólidos (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).

Conforme abordado no tópico anterior, um fenômeno encontrado em superfícies de fratura dos corpos de prova que tiveram vida-fadiga no regime de giga ciclos, é o chamado *fish-eye* (Figura 11) – característica da falha em VHCF que pode ser definida como uma área circular (comumente 0,5-1 mm de diâmetro), que circunda a origem da falha, formada a partir de uma propagação de trinca circular interna (KAZYMYROVYCH, 2009).

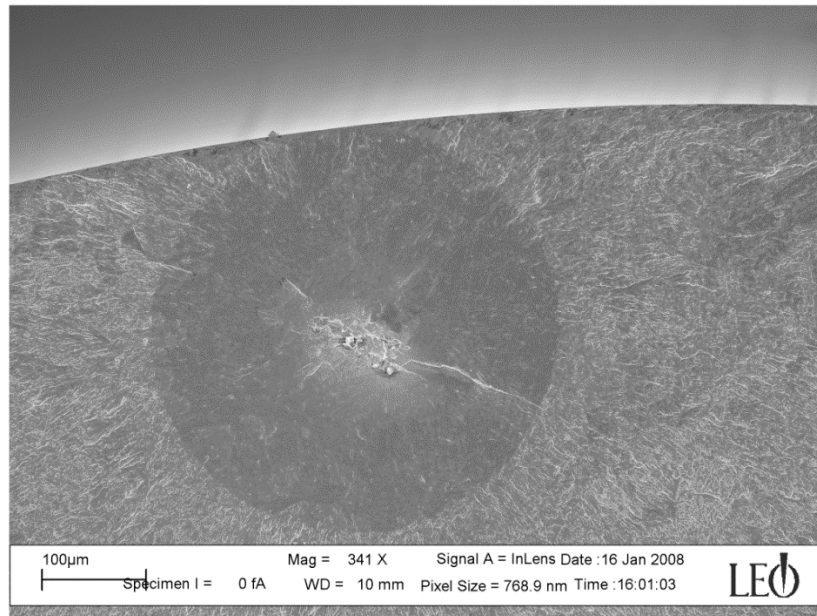


Figura 11 - Exemplo de *fish-eye* – (Fonte: Kazymirovych, 2008)

Esta região do *fish-eye* pode englobar outras áreas próximas ao defeito. Ao se observar de forma cautelosa o centro de um *fish-eye* com um microscópio ótico, encontra-se na maior parte dos casos uma área escura, de superfície rugosa, na vizinhança da inclusão na origem da fratura, sendo ela denominada de área opticamente escura (*Optically Dark Area* – ODA), como apresentada na Figura 12a. Os tamanhos das ODAs crescem com o aumento da vida-fadiga e, além do mais, elas não são encontradas nas superfícies de fratura de CPs que falham com baixo número de ciclos (MURAKAMI, 2002). O seu mecanismo de formação é causado pelas tensões cíclicas aliado à presença de moléculas de hidrogênio ao redor das inclusões (Figura 12b), ou seja, é influenciado pela fragilização do hidrogênio (RUBEN, 2010).

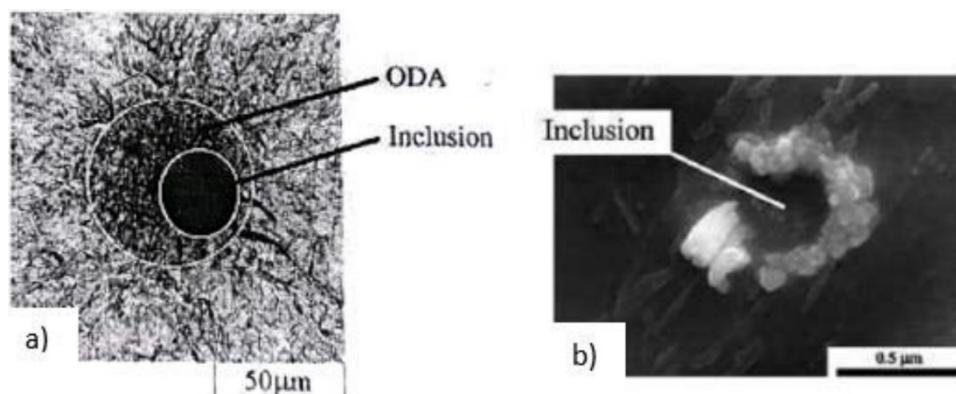


Figura 12 - a) Fractografia da ODA; b) Moléculas e átomos de hidrogênio presos envolta da inclusão (Fonte: Teixeira, 2018)

A capacidade de resolução através de um microscópio eletrônico de varredura é mostrada na Figura 13, trazendo uma visão mais próxima da área escura na vizinhança de uma inclusão na origem de fratura e mostrando uma morfologia bastante rugosa. Também é interessante observar a trinca iniciando do defeito em questão, neste caso uma inclusão.

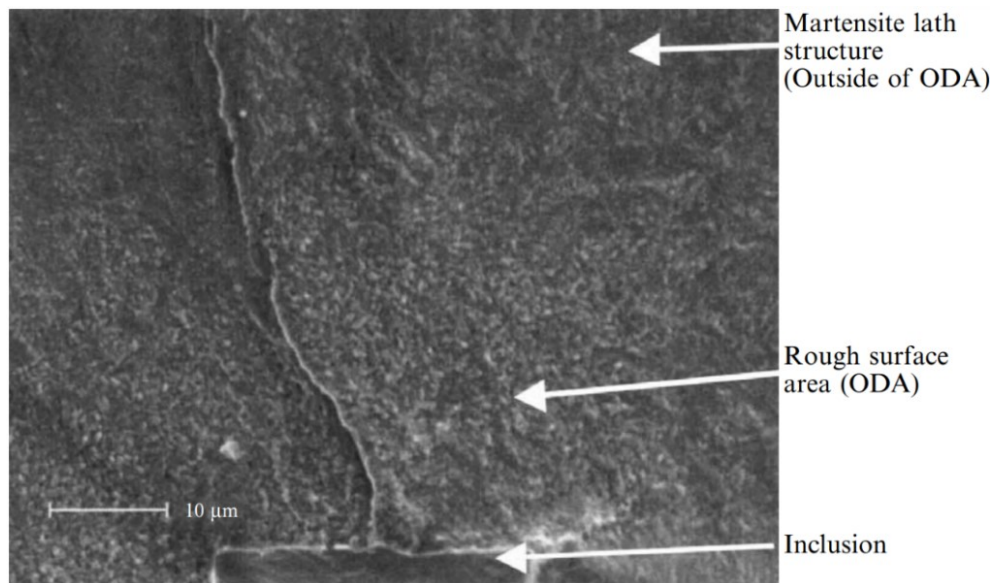


Figura 13 - Observação da ODA pelo MEV (Fonte: Murakami; Yokoyama; Nagata, 2002)

Experimentos realizados em CPs com níveis extremamente baixos de hidrogênio (~ 0.01 partes por milhão – ppm) revelaram ODAs menores quando comparadas com CPs com níveis maiores de hidrogênio (0,7-0,9 ppm) para uma mesma vida-fadiga. Conclui-se que a quantidade de hidrogênio está diretamente relacionada à formação da ODA. A Figura 14 traz resultados de testes em fadiga de altíssimo ciclo na busca de estudar a superfície fraturada de CPs que falharam e obter o tamanho da inclusão que causou a falha por fadiga, além do tamanho da ODA. Além do mais, claramente expõe o efeito que o nível de hidrogênio tem no tamanho da ODA que é formada (ROIKO; MURAKAMI, 2012).

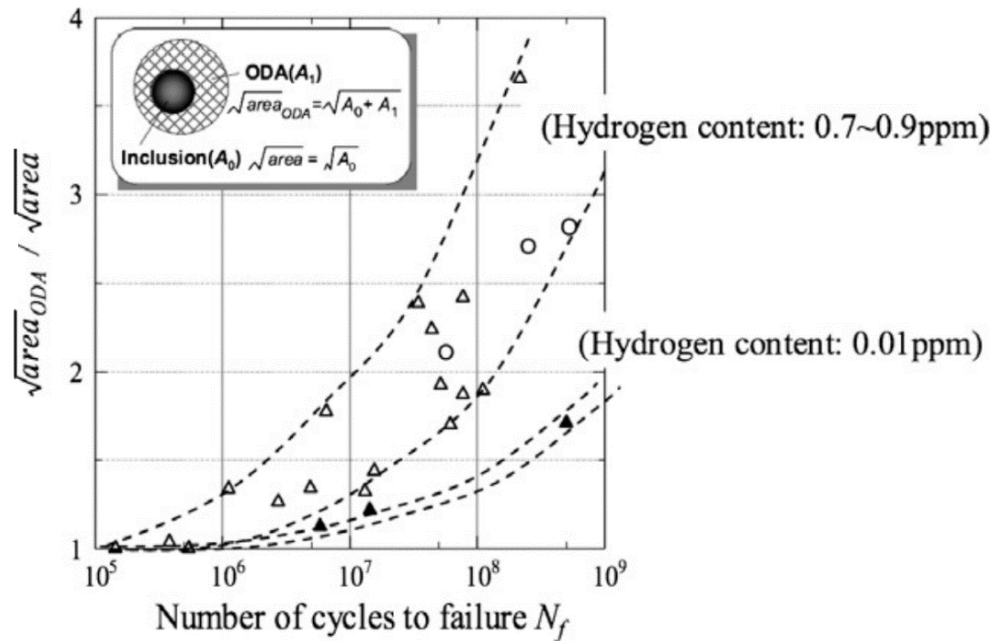


Figura 14 - Relação do crescimento da ODA com respeito ao tamanho da inclusão versus o número de ciclos de fadiga para a falha (Fonte: Roiko; Murakami, 2012)

Observa-se que o hidrogênio influencia para uma vida-fadiga mais curta para uma mesma proporção da ODA. Por exemplo, conforme visto na figura acima, para uma razão de área igual a dois, enquanto o material com a menor quantidade de hidrogênio leva aproximadamente 10^9 ciclos para falhar, o material com a maior quantidade falha em torno de “apenas” 10^7 ciclos.

2.4 Teoria de Murakami e microdefeitos

Tradicionalmente, as teorias usadas para analisar os efeitos de entalhes, baseados em fatores de concentração de tensão, são aplicáveis a entalhes maiores que ~ 1 mm. Entretanto, à medida que o tamanho do entalhe decresce, essas teorias se tornam inválidas (MURAKAMI, 2002).

Uma parte importante deste trabalho está diretamente conectada à linha de pesquisa do engenheiro e pesquisador japonês Yukiitaka Murakami, uma vez que o seu modelo foi adotado para os procedimentos dos experimentos realizados neste estudo.

O procedimento de Murakami consiste em substituir a maior inclusão existente na região de análise do material por um furo artificial, com base em uma equivalência

entre as áreas da inclusão e do furo. Tal modelo propõe o uso de descontinuidades mecânicas (furos superficiais de diferentes diâmetros) para simular a presença de descontinuidades metalúrgicas (inclusões não metálicas) e avaliar a influência destas heterogeneidades microestruturais sobre a vida-fadiga do material. Em VHCF, as fraturas por fadiga originam majoritariamente a partir de inclusões não metálicas.

No intuito de simular pequenos defeitos naturais, Murakami e Endo introduziram pequenos furos artificiais em corpos de prova. A Figura 15 traz o comportamento de materiais para diferentes tamanhos de furos (MURAKAMI, 2002).

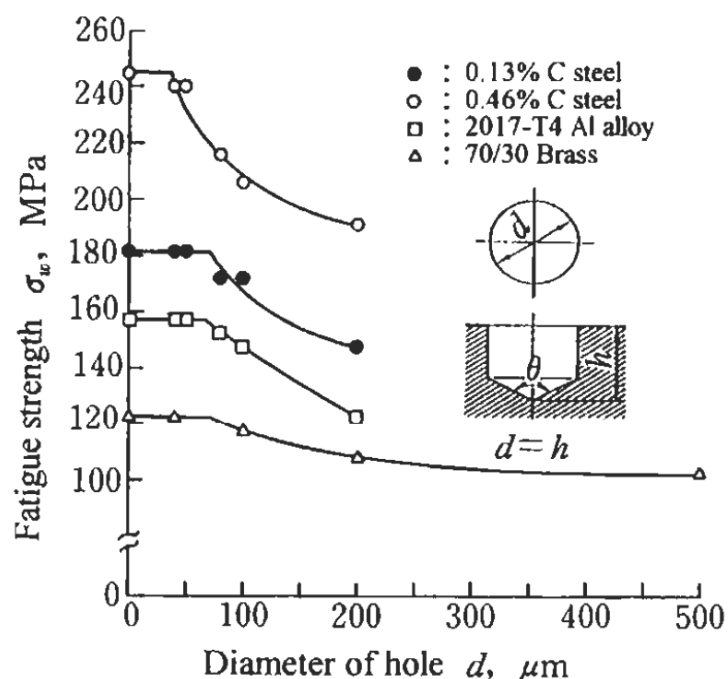


Figura 15 - Relação entre o tamanho de um furo artificial e o limite de fadiga (Fonte: Murakami, 2002)

Concluiu-se que há microdefeitos substancialmente pequenos que não oferecem danos suficientes, não reduzindo assim o limite de fadiga. Além disso, o tamanho dos defeitos é mais crucial para o limite de fadiga do que o fator de concentração de tensão (K_t) dos microdefeitos. Isso se explica, pois os valores de K_t , para microdefeitos geometricamente similares, são aproximadamente o mesmo, independentemente do seu tamanho. Em outras palavras, neste caso, o K_t não é o fator crucial que controla o limite de fadiga do material (MURAKAMI, 2002).

Desse modo, a fim de quantificar o efeito de um pequeno defeito, Murakami e Endo propuseram um novo parâmetro geométrico, \sqrt{area} , em μm , definido como a raiz quadrada da área projetada do defeito no plano perpendicular ao plano da máxima tensão principal (ENDO, 2003). Este parâmetro está representado ilustrativamente na Figura 16 abaixo.

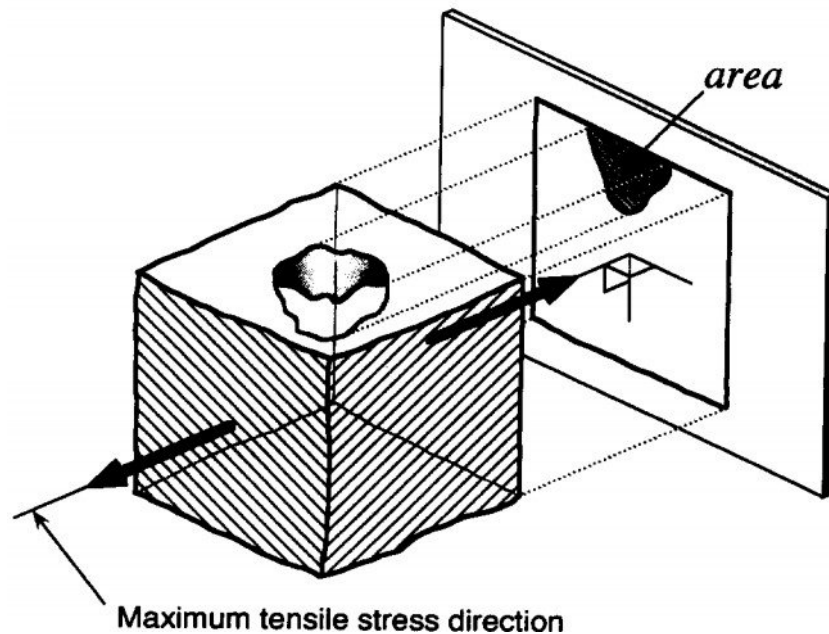


Figura 16 - Definição do parâmetro geométrico \sqrt{area} (Fonte: Endo, 2003)

Para se determinar o valor de \sqrt{area} é necessário inspecionar diferentes amostras de uma seção do corpo de prova que foi cortado perpendicularmente à máxima tensão principal. Em cada área de inspeção (S_0 , em mm^2), a maior inclusão é selecionada e depois a raiz quadrada da área projetada da inclusão selecionada, \sqrt{area}_{max} , é calculada. Este processo se repete inúmeras vezes em diversas áreas S_0 (MURAKAMI, 1994). Ao final, a partir de várias áreas de inspeção e da aplicação de um estudo estatístico, é possível obter o tamanho estimado da maior inclusão presente, que permite estimar o parâmetro \sqrt{area} a ser considerado na teoria de Murakami. A seguir, a Figura 17 e a Figura 18 ilustram o procedimento descrito.

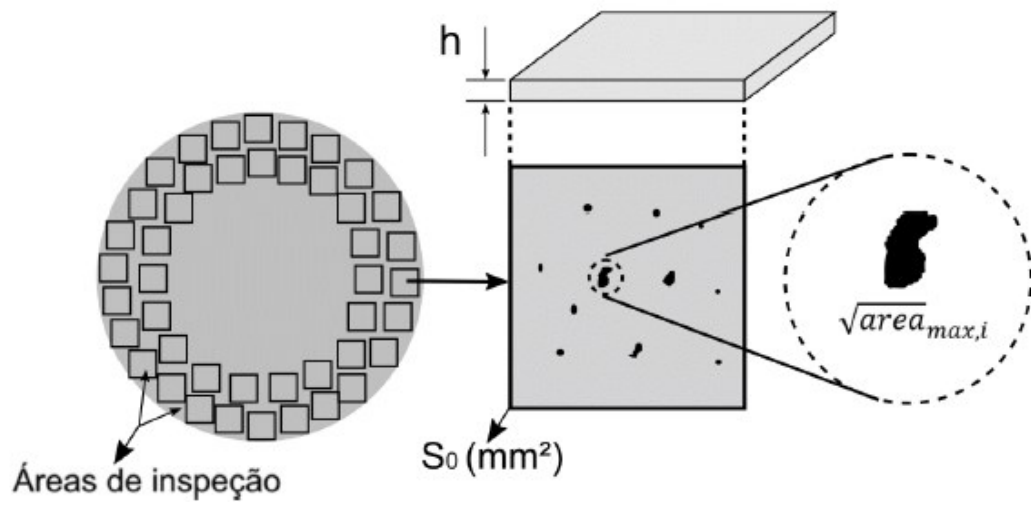


Figura 17 - Ilustração esquemática do procedimento de determinação do parâmetro geométrico $\sqrt{\text{area}}$ (Fonte: Murakami, 1994)

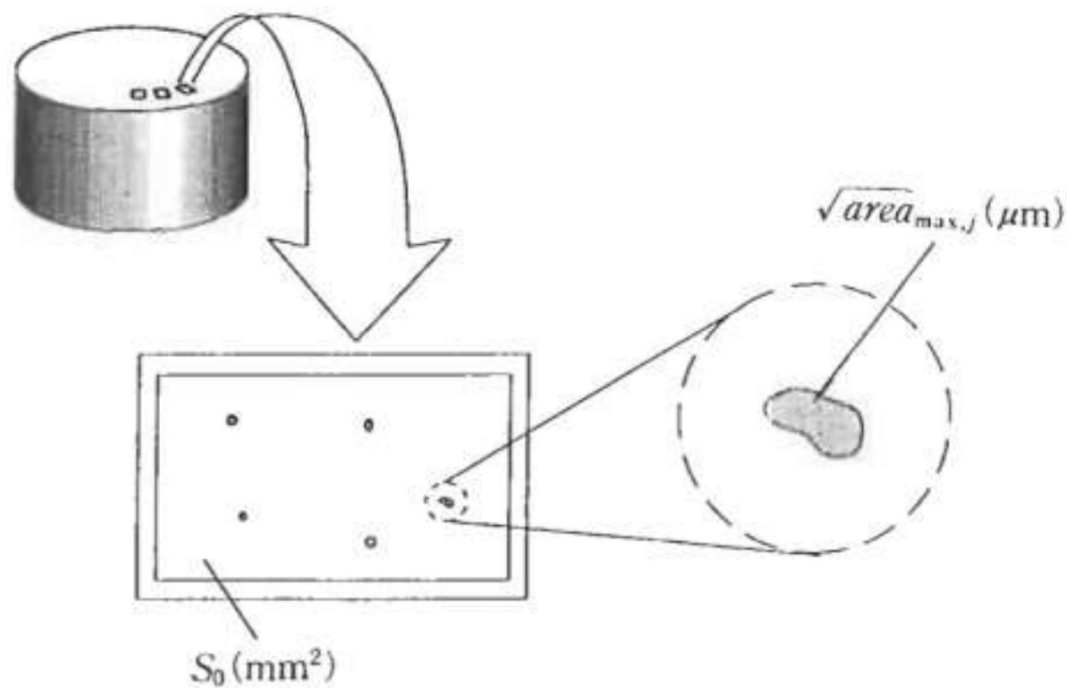


Figura 18 - Ilustração esquemática do procedimento de determinação do parâmetro geométrico $\sqrt{\text{area}}$ (Fonte: Murakami, 1994)

3 MATERIAL E METODOLOGIA

Este capítulo é dedicado a mostrar mais detalhadamente toda a parte do material que foi utilizado durante os ensaios, apresentando as suas características, desde a sua composição química e propriedades mecânicas até a geometria dos CPs.

Ademais, é descrito todo o processo metodológico aplicado ao longo do trabalho, o qual permitiu a realização dos ensaios ultrassônicos de fadiga junto ao laboratório de altíssimo ciclo presente na PUC-Rio.

3.1 Material

Foi selecionado para estudo o aço estrutural DIN 42CrMo4. O material em questão foi escolhido tendo em vista a sua aplicabilidade na fabricação de eixos virabrequins de motores, utilizados em termoelétricas, e que usualmente vêm apresentando falhas prematuras.

A densidade (ρ) deste aço é de 7,87 g/cm³ e a sua composição química e as suas principais propriedades mecânicas estão expressas a seguir na Tabela 2 e na Tabela 3, respectivamente.

Tabela 2 - Composição química do aço DIN 42CrMo4

Material	Elementos (%)							
Aço	Fe	Cr	C	Mo	Mn	Si	Cu	V
DIN 42CrMo4	96,4	1,10	0,38	0,25	0,85	0,27	0,18	0,01

Fonte: Corrêa (2020).

Tabela 3 - Propriedades mecânicas do aço DIN 42CrMo4

Aço	E (GPa)	LE (MPa)	LRM (MPa)
DIN 42CrMo4	209	715	910

Fonte: Corrêa (2020).

3.2 Corpos de prova

De modo a obter uma concentração de tensão no meio do corpo de prova para acelerar o teste de fadiga, o corpo de prova para fadiga de altíssimo ciclo é geralmente projetado com uma seção reduzida em seu centro, conforme exposto pela Figura 19 (BATHIAS; PARIS, 2005).

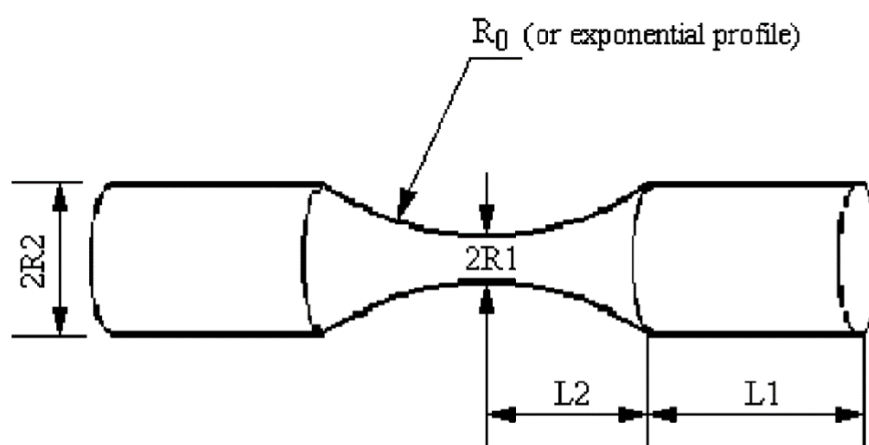


Figura 19 - Geometria do corpo de prova para VHCF (Fonte: Bathias; Paris, 2005)

Durante os experimentos, foram ensaiados oito CPs do tipo ampulheta e de diâmetro menor ($2R1$) igual a 4 mm. As dimensões dos corpos de prova foram geradas pelo próprio software da máquina ultrassônica (isso será mais bem apresentado no tópico seguinte), a partir do módulo de elasticidade (E) e densidade (ρ) do material. Seguindo os parâmetros indicados na Figura 19, a Tabela 4 traz as dimensões do conjunto de CPs que foram utilizados nos ensaios.

Tabela 4 - Dimensões dos parâmetros dos corpos de prova utilizados

R1 (mm)	R2 (mm)	L2 (mm)	L1 (mm)
2	5	21,5	15,15

Fonte: De Autoria Própria (2022).

Na sequência, uma vez buscando aplicar o procedimento de Murakami, todos os corpos de prova foram furados. Previamente, a partir da tese de doutorado (em andamento) do meu coorientador, para se ter uma equivalência entre as áreas da inclusão e do furo, foi calculado o parâmetro \sqrt{area} no valor de 153,41 μm .

O parâmetro \sqrt{area} calculado implica que o efeito da população de defeitos presente no material 42CrMo4 pode ser substituído por um único defeito de tamanho 153,41 μm . No entanto, a realização de um furo com essa medida (0,15 mm) se tornou operacionalmente inviável, tendo em vista a indisponibilidade de aparatos que tornassem possível uma furação desta proporção. Em vista disso, por motivos operacionais, foi necessário migrar para tamanhos de furos alternativos e factíveis. Para tanto, definiu-se a produção de furos de 0,7 mm, 0,5 mm, 0,4 mm e 0,3 mm de diâmetro e profundidade no centro dos corpos de prova, sendo dois CPs para cada tamanho de furo, buscando, assim, também avaliar a influência de diferentes tamanhos de defeitos.

Os corpos de prova foram furados, utilizando a furadeira Clever Z-40 ECO e as brocas apropriadas. A furadeira e o processo de furação podem ser visualizados na Figura 20 e na Figura 21, respectivamente.



Figura 20 - Furadeira utilizada para realizar os furos nos corpos de prova (Fonte: De autoria própria, 2022)

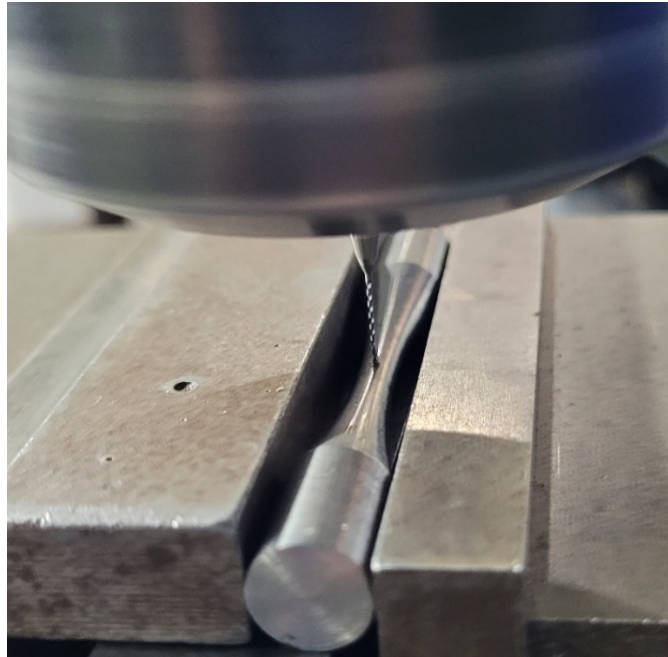


Figura 21 - Processo de furação do CP (Fonte: De autoria própria, 2022)

Por fim, com todas as peças devidamente usinadas e furadas, a Figura 22 apresenta os corpos de prova utilizados ao longo dos ensaios, ilustrando um CP para cada tamanho de furo adotado.

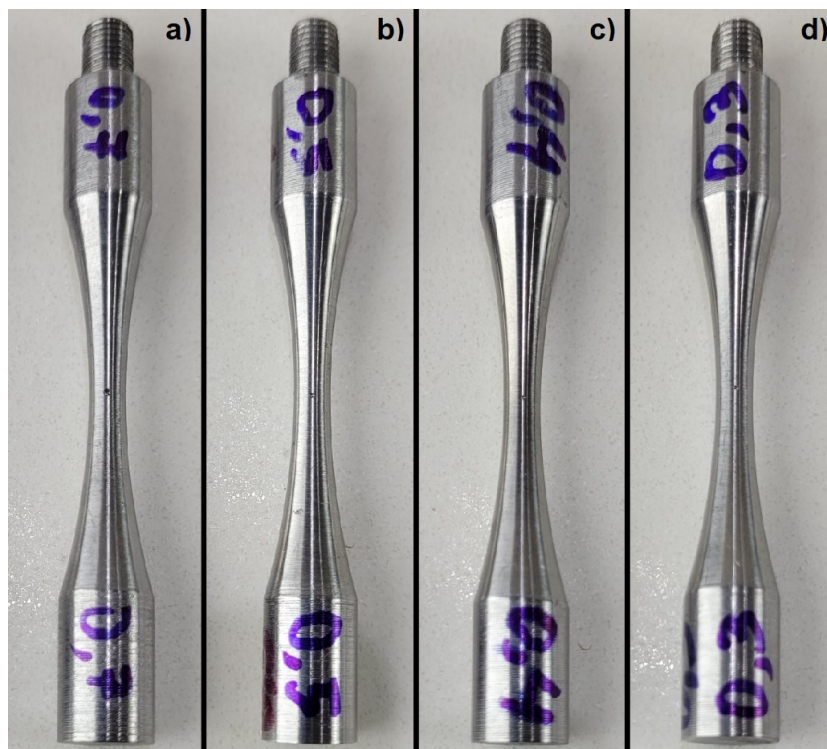


Figura 22 - Corpo de prova para cada diâmetro de furo: a) Furo de 0,7 mm; b) Furo de 0,5 mm; c) Furo de 0,4 mm; d) Furo de 0,3 mm (Fonte: De autoria própria, 2022)

3.3 Ensaios ultrassônicos

Todas as etapas referentes aos ensaios ultrassônicos de fadiga foram postas em prática no Laboratório de Fadiga de Altíssimo Ciclo (LABFADAC) da PUC-Rio, adotando o equipamento ultrassônico de fadiga SHIMADZU USF-2000A, exposto na Figura 23 abaixo. Como já citado, com o desenvolvimento de uma máquina de fadiga de altíssimo ciclo, se tornou possível a realização de testes mais longos dentro de um intervalo de tempo bastante inferior se comparado com uma máquina de fadiga convencional.

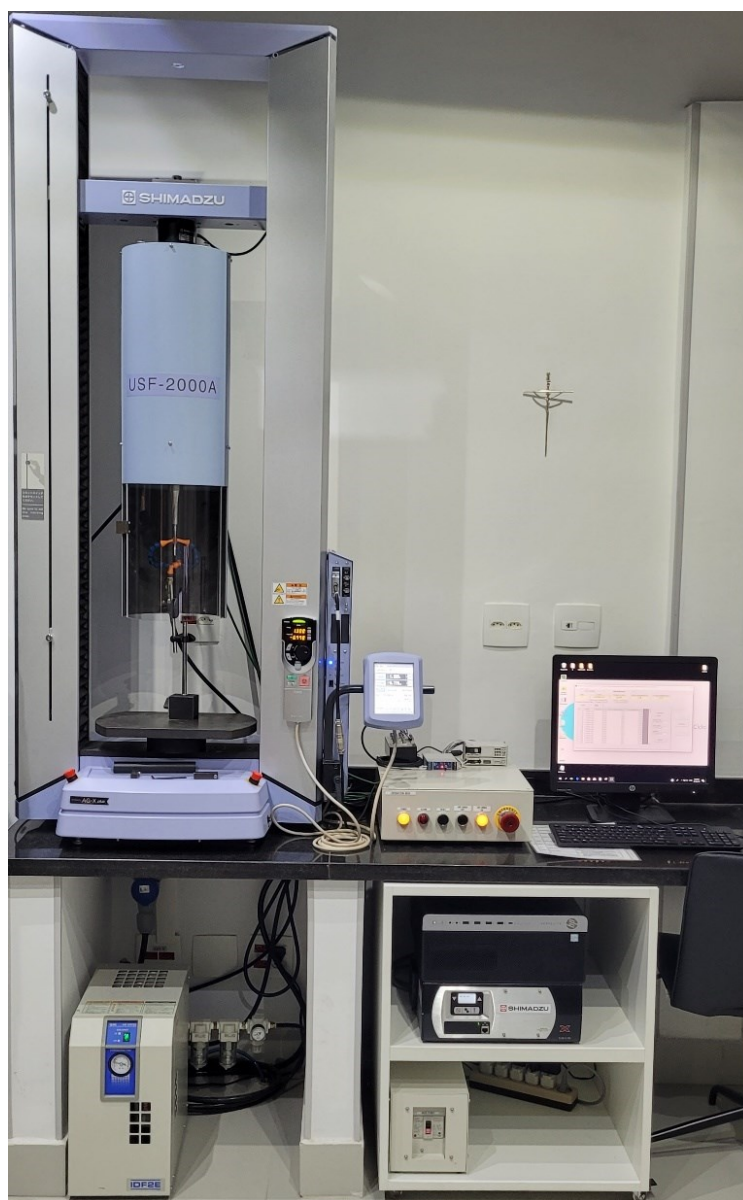


Figura 23 - SHIMADZU USF-2000A: Equipamento ultrassônico utilizado durante os ensaios (Fonte: De autoria própria, 2022)

O gráfico da Figura 24 traz um comparativo a respeito do consumo de tempo do equipamento ultrassônico, que foi utilizado no trabalho, e de outras máquinas de menor potência. É possível ver que a SHIMADZU USF-2000A, que dispõe de uma frequência cíclica de 20 kHz, é capaz de quebrar a barreira dos 10^{10} ciclos em aproximadamente seis dias. Além do mais, ela opera sob a condição de uma tensão média de carregamento nula ($R = -1$).

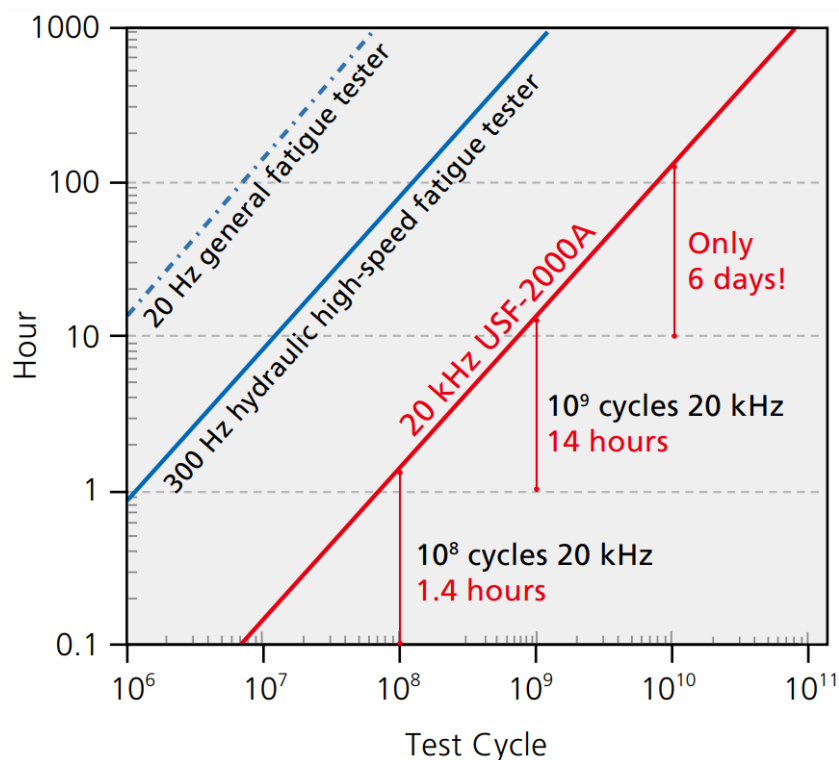


Figura 24 - Gráfico comparativo entre a SHIMADZU USF-2000A e máquinas convencionais (Fonte: SHIMADZU Corporation, 2017)

Com essa breve apresentação da máquina de ensaio são trazidos agora todos os procedimentos experimentais dos ensaios realizados. Inicialmente, foi feita a configuração dos dados de entrada no software da máquina, introduzindo os parâmetros geométricos dos CPs (já apresentados na Tabela 4), além do módulo de elasticidade e sua densidade. A Figura 25 abaixo mostra as configurações inseridas no software da SHIMADZU para o aço DIN 42CrMo4.

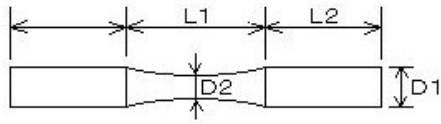
Test Condition		Test Execution	
TP Material			
Material Name	42CrMo4		
E : Young's modulus(MPa)	209000		
ρ : Density(g/cm ³)	7.87		
Comment			
Stress conversion factor(MPa/um)			
<input type="checkbox"/> Use input value	16.129		
TP Type			
			
Sarcutapa Type(Chord)			
D1 : Max diameter(mm)	10.00 [4.56 - 20.00]		
D2 : Min diameter(mm)	4.00 [1.00 - 8.77]		
L1 : Chord Length(mm)	43.00 [1.00 - 100.00]		
L2 : TP Shoulder Length(mm)	15.15		

Figura 25 - Dados de entrada dos corpos de prova (Fonte: De autoria própria, 2022)

Com base em dados da literatura e levando em conta a bagagem deixada por projetos anteriores, definiu-se a tensão a ser escolhida para os ensaios. A teoria diz que, em geral, o limite de fadiga (para 10^7 ciclos) se encontra entre 35% e 50% do LRM do material e, querendo ser mais conservador, buscou-se tensões na faixa dos 35% do LRM.

Dito isto, a partir do que foi ponderado e entendendo que o furo atua como um concentrador de tensão, tornando o ensaio mais agressivo se comparado a um CP sem a presença de entalhe, foram utilizadas como amplitude de teste as seguintes tensões: 310 MPa e 330 MPa, na tentativa de se obter 10^7 - 10^9 ciclos, adentrando o regime de VHCF. Logo, foram ensaiados todos os oito corpos de prova com uma frequência de 20 kHz e razão de carregamento -1.

Antes de iniciar o ensaio, é necessário fixar o CP na máquina (Figura 26) e ligar o compressor para que o sistema de refrigeração entre em ação e não permita que o CP superaqueça em seu centro. Por fim, com tudo ajustado, inicia-se o ensaio.



Figura 26 - CP acoplado na máquina ultrassônica com o sistema de ar comprimido resfriando o seu centro (Fonte: De autoria própria, 2022)

Foi determinado que caso o teste atingisse o número de 10^9 ciclos sem a ocorrência da falha, este seria interrompido e considerado *run-out*. De maneira contrária, ocorrendo a falha, a máquina finaliza o ensaio automaticamente e fornece uma base de dados com o resultado referente ao número de ciclos necessário para a falha.

3.4 Análises da superfície de fratura

Finalizada toda a parte dos ensaios de fadiga, deu-se início à análise fractográfica das superfícies de fratura obtidas através dos testes de fadiga realizados. Para esta etapa foi escolhido um dos corpos de prova que falharam para ser analisado, sendo arbitrado o CP com o defeito mais agressivo, ou seja, o de maior tamanho, que fraturou com o furo de 0,7 mm de diâmetro.

Antes de levar o material para ser analisado, é necessário cortar uma seção pequena do CP fraturado contendo a superfície de fratura. Para isso foi utilizada uma máquina de corte da Struers, a Minitom (Figura 27), de modo que uma das metades

do CP rompido fosse fixada em sua estrutura e cortada (Figura 28), sob irrigação de um líquido lubrificante, pelo seu disco diamantado de corte.



Figura 27 - Máquina utilizada para corte da amostra da superfície de fratura do CP
(Fonte: De autoria própria, 2022)



Figura 28 - Processo de corte da amostra (Fonte: De autoria própria, 2022)

Com a amostra em mãos, foi iniciada a análise no Laboratório de Caracterização de Materiais, na PUC-Rio, por meio da microscopia eletrônica de varredura. Assim, foi analisada no MEV, modelo Hitachi TM3000 (Figura 29), a superfície de fratura do CP em questão, a fim de permitir uma melhor compreensão no que diz respeito a possíveis influências causadas pelo defeito (furo) e características de falha.

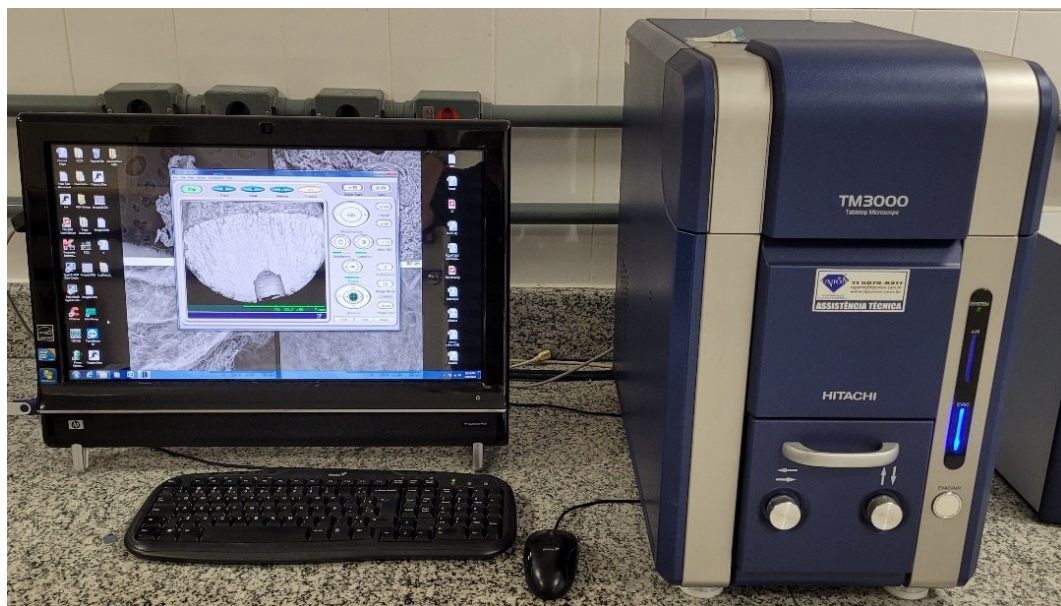


Figura 29 - Equipamento utilizado para a realização da microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura (Fonte: De autoria própria, 2022)

Alocando a amostra dentro do equipamento, foram geradas imagens de alta resolução e qualidade e que estão expostas no capítulo 4 (seção 4.4) a seguir.

4 RESULTADOS

Uma vez concluída a etapa experimental e demonstrada toda a metodologia implementada, este capítulo tem como objetivo apresentar os resultados obtidos. É relatado tanto o comportamento em fadiga adquirido por meio dos ensaios, tendo em vista os furos artificiais que foram introduzidos nos corpos de prova, como também os aspectos microestruturais considerados relevantes, oriundos das análises da superfície de fratura. Uma abordagem numérica também foi incluída.

4.1 Ensaios de fadiga

Dos oito corpos de prova ensaiados, seis falharam (no regime de alto ciclo) e dois não falharam (*run-out*). Os resultados obtidos referentes aos testes realizados na máquina ultrassônica podem ser observados na Tabela 5 e na Tabela 6 abaixo.

Tabela 5 - Ensaio com 310 MPa

σ (MPa)	CP	Diâmetro do furo (mm)	Condição	Número de ciclos (N)
310	1	0,7	Falhou	$1,3968 \times 10^5$
	2	0,5	Falhou	$6,3480 \times 10^5$
	3	0,4	Falhou	$2,9700 \times 10^6$
	4	0,3	Não falhou	10^9 (<i>run-out</i>)

Fonte: De Autoria Própria, 2022.

Tabela 6 - Ensaio com 330 MPa

σ (MPa)	CP	Diâmetro do furo (mm)	Condição	Número de ciclos (N)
330	5	0,7	Falhou	$1,1406 \times 10^5$
	6	0,5	Falhou	$5,7286 \times 10^5$
	7	0,4	Falhou	$2,9600 \times 10^6$
	8	0,3	Não falhou	10^9 (<i>run-out</i>)

Fonte: De Autoria Própria, 2022.

Os resultados expostos acima evidenciam aspectos importantíssimos para o presente trabalho, impondo a teoria por trás dos experimentos. Constata-se que quando a amplitude de tensão de teste foi aumentada, de 310 MPa para 330 MPa, os CPs precisaram de um número de ciclos menor para falhar, conforme o esperado. Em relação aos dois CPs com o tamanho de furo de 0,3 mm, não houve interferência no resultado, uma vez que ambos os casos deram *run-out* com os ensaios sendo interrompidos ao atingirem 10^9 ciclos sem falhar.

A influência dos diferentes tamanhos de furo na vida-fadiga do material se mostrou coerente. Atentando para o fato de que estes furos são considerados microdefeitos, neste caso, o K_t não é um ponto determinante, mas sim o tamanho do furo. Portanto, tamanhos de furo maior (mais severos) acarretaram numa redução da vida-fadiga do material, levando o CP a falhar com menos ciclos. Por exemplo, enquanto os CPs com furo de 0,4 mm falharam na casa dos 10^6 ciclos, os CPs com furo de 0,7 mm falharam na casa dos 10^5 ciclos.

É fundamental ressaltar que os ensaios estão sujeitos a dispersões e possíveis discrepâncias podem ocorrer. Às vezes, para um mesmo material e submetido a uma mesma tensão, o número de ciclos para a falha pode ter uma grande variação. Porém, por exiguidade de tempo, limitações na disponibilidade de material e o processo de furação envolvido, este trabalho não possibilitou realizar um experimento que sustentasse uma grande quantidade de amostras, de modo que fosse possível construir uma base de dados mais sólida, viabilizando resultados mais robustos e confiáveis do ponto de vista estatístico.

4.2 Validação da teoria de Murakami

Um ponto importante a ser discutido é com relação ao modelo de Murakami, no que diz respeito a qual seria a sua previsão de resultados para as condições estabelecidas nos ensaios que foram realizados, traçando assim um paralelo com o que foi obtido experimentalmente.

Primeiramente, Murakami propôs uma equação para estimar a amplitude de tensão correspondente ao limite de fadiga (σ_w , em MPa), em função da dureza de Vickers (H_V , em kgf/mm²) do material e do tamanho do defeito (parâmetro geométrico \sqrt{area} , em μm). Esta relação é exposta pela seguinte equação:

$$\sigma_w = \frac{1,43(H_V + 120)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}} \quad (1)$$

Onde: $H_V = 303$; $\sqrt{area} = 300 \mu m, 400 \mu m, 500 \mu m$ e $700 \mu m$.

Logo, foi calculado o limite de fadiga previsto por Murakami, apresentado na Tabela 7 abaixo, para cada uma das situações ensaiadas durante os experimentos, tendo em vista os diferentes tamanhos de furo que foram introduzidos nos corpos de prova.

Tabela 7 - Previsão de Murakami

Diâmetro do furo (mm)	Limite de fadiga por Murakami (MPa)
0,7	203
0,5	215
0,4	223
0,3	234

Fonte: De Autoria Própria, 2022.

A partir dos valores teóricos calculados acima, utilizando-se da equação (1), observa-se que para alguns cenários a previsão de Murakami se mostrou condizente. Para os CPs com os furos de 0,7 mm, 0,5 mm e 0,4 mm, ensaiados a 310 MPa e 330 MPa, todos eles alcançaram a falha, estando de acordo com o previsto por Murakami uma vez que as amplitudes de tensão aplicadas se encontram acima da previsão do limite de fadiga. Por outro lado, já para os CPs com o furo de 0,3 mm, o resultado experimental não se mostrou válido em relação à teoria uma vez que, mesmo sendo aplicadas tensões superiores à do limite de fadiga previsto por Murakami, o material não culminou na falha, “sobrevivendo” o número de 10^9 ciclos de carregamento.

4.3 Simulações com o Método dos Elementos Finitos

Para uma melhor compreensão do efeito gerado pelos entalhes, foram feitas simulações numéricas no software comercial Abaqus para análise por elementos

finitos, buscando também trazer um aspecto mais visual para o trabalho. A partir de uma abordagem em 3D, foram modelados os CPs que continham o menor e o maior tamanho de furo (para ambas as tensões de ensaio), permitindo conhecer a distribuição de tensões ao redor dos microdefeitos. O software permitiu obter imagens ilustrativas que evidenciam a atuação do furo como um concentrador de tensão, potencializando a tensão nominal aplicada, tendo um impacto importante na vida-fadiga do material.

Inicialmente, foram geradas imagens do modelo do CP implementado no software. A Figura 30 a seguir mostra o corpo de prova modelado com o furo, a malha que foi aplicada à geometria para dar início à análise e, por último, uma ampliação na seção do microdefeito, detalhando o refino da malha nesta região.

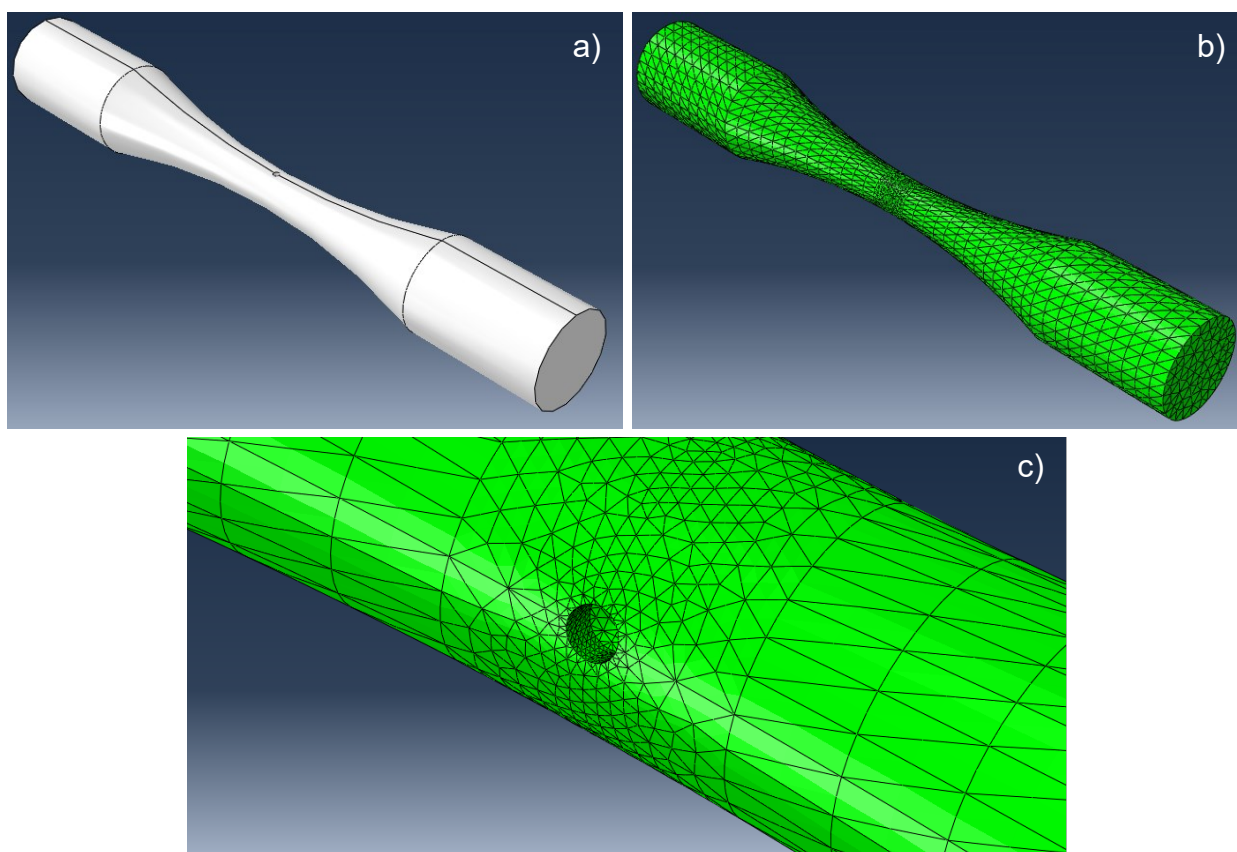


Figura 30 - a) Geometria do CP entalhado; b) Malha aplicada ao modelo para a análise; c) Detalhamento do refino da malha nas regiões próximas ao furo (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)

Na sequência, foram realizadas todas as quatro simulações. Simulou-se para 310 MPa com o furo de 0,3 mm, para 330 MPa com o furo de 0,3 mm, para 310 MPa

com o furo de 0,7 mm e para 330 MPa com o furo de 0,7 mm, e que podem ser vistas na Figura 31, Figura 32, Figura 33 e Figura 34, respectivamente. As imagens apresentam a malha para os modelos discretizados com o foco na área do microdefeito. É interessante observar as faixas de distribuição de tensões, identificadas pelo mapa de cores e como a tensão é localmente elevada.

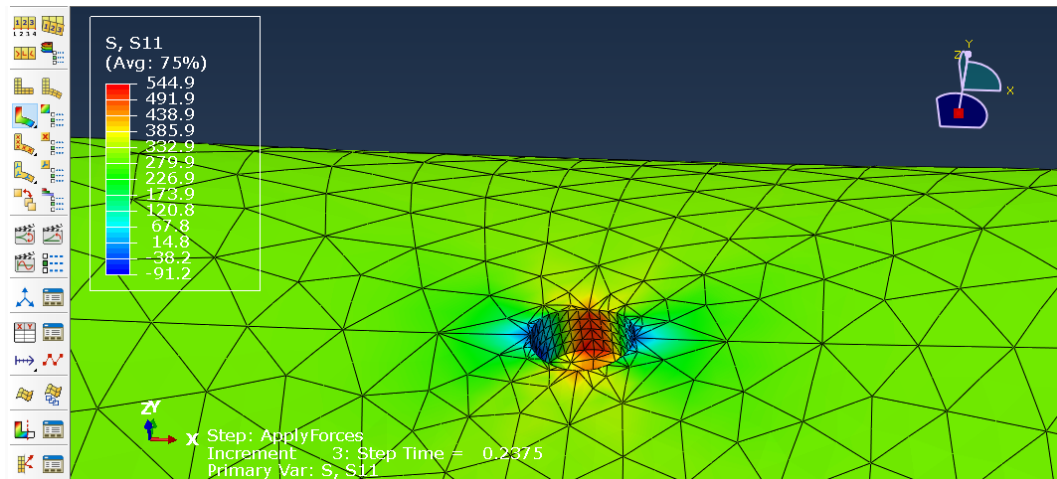


Figura 31 - Simulação para 310 MPa com furo de 0,3 mm (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)

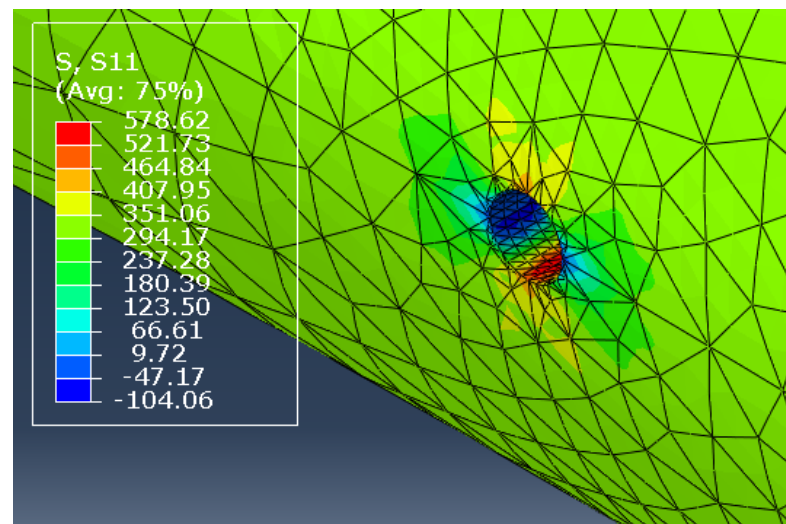


Figura 32 - Simulação para 330 MPa com furo de 0,3 mm (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)

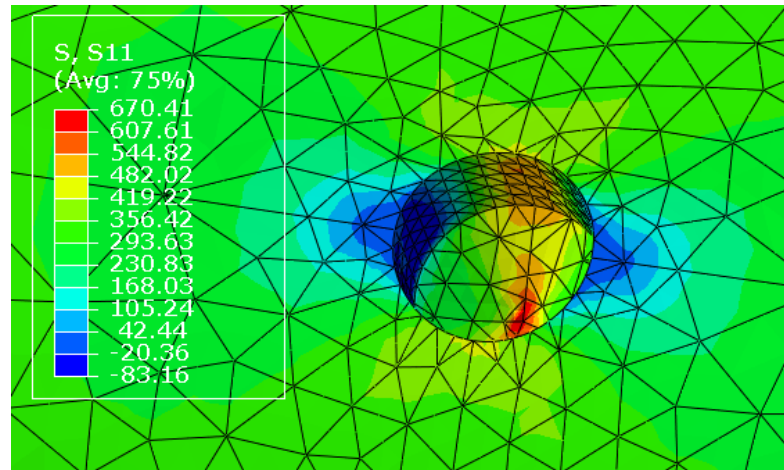


Figura 33 - Simulação para 310 MPa com furo de 0,7 mm (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)

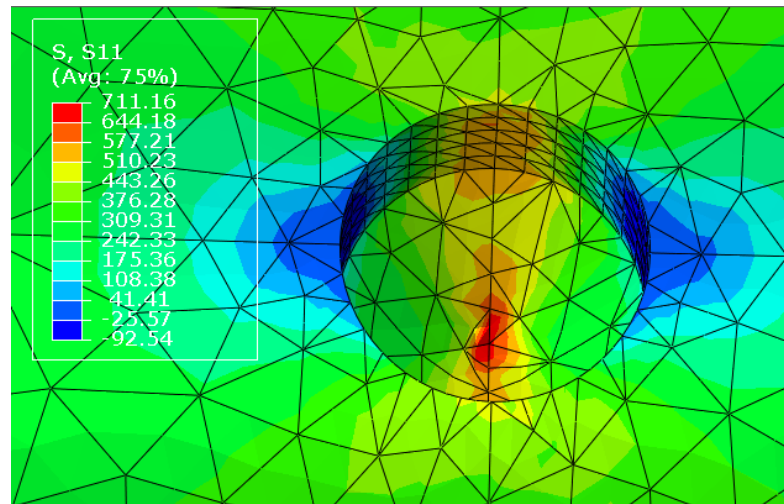


Figura 34 - Simulação para 330 MPa com furo de 0,7 mm (Fonte: De Autoria Própria com Coautoria do meu Coorientador, 2022)

Pode-se perceber que o incremento da tensão nominal (de 310 MPa para 330 MPa) levou a um incremento na tensão local, conforme esperado. Além do mais, mantendo coerência com os resultados obtidos experimentalmente, através dos ensaios de fadiga, fica evidente também pelas simulações um acréscimo nos níveis de tensão local devido ao aumento físico do tamanho do concentrador de tensões, uma vez que os CPs com furo de maior tamanho sofreram uma redução no que diz respeito à sua vida-fadiga.

Sobre outros aspectos, no caso do defeito de 0,3 mm, a parede interna do furo revelou ser a região que experimenta o maior nível de tensão. Já para o caso da

análise conduzida sob a atuação do entalhe mais agressivo, com o furo de 0,7 mm, foi importante verificar que o ponto que experimenta o maior nível de tensão deixou de ser a parede do furo, passando a ser o seu fundo, observação que fica clara na Figura 33 e na Figura 34. Logo, quando o defeito se torna suficientemente grande, a iniciação da trinca muda de posição, passando da borda do defeito para o “vértice pontiagudo” do entalhe. É esperado, portanto, que trincas sejam iniciadas a partir desse ponto para furos maiores.

Adicionalmente, espera-se que o defeito, na prática, seja menos agudo que a geometria do entalhe considerado na análise. Isso se torna relevante uma vez que a ausência de cantos vivos inibe a concentração de tensão, fazendo com que as tensões reais provavelmente sejam inferiores às estimadas pela análise do método dos elementos finitos (Finite Element Method – FEM).

Por outro lado, a análise realizada traz algumas percepções que estão alinhadas com o que se espera na teoria, uma vez que as tensões são mais severas em regiões subsuperficiais, comparadas às superficiais, em acordo com a teoria de Murakami.

4.4 Análise fractográfica

Conforme esclarecido no capítulo anterior (seção 3.4), foi analisado no MEV a superfície de fratura do corpo de prova com o furo de maior tamanho, 0,7 mm de diâmetro, que demonstrou ser o mais severo. Foram adquiridas duas imagens, a Figura 35 e a Figura 36, para a superfície do CP em questão, em escalas distintas. A primeira figura traz uma visão mais abrangente em relação à superfície de fratura, cobrindo quase toda ela. Já a segunda figura, tem como foco destrinchar de maneira mais minuciosa a presença do furo introduzido artificialmente, possibilitando compreender certas características e confirmar comportamentos esperados.

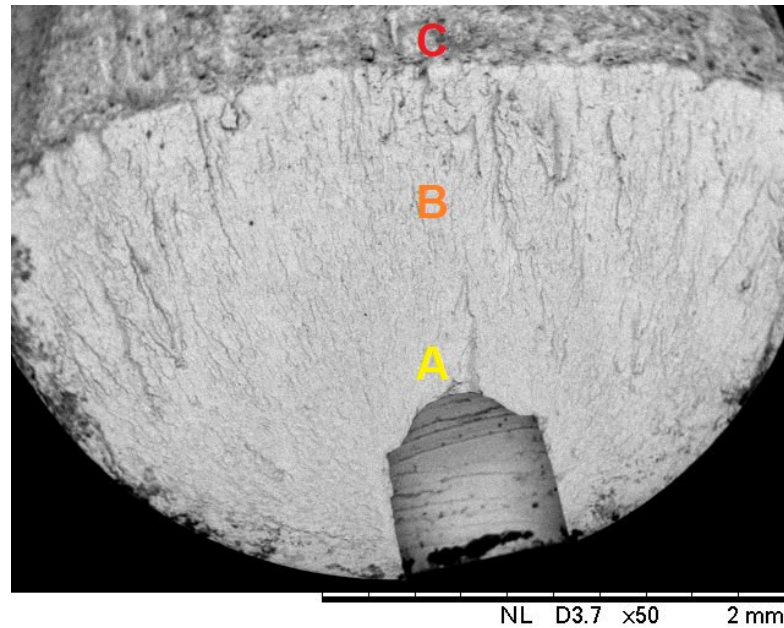


Figura 35 - Superfície de fratura analisada no MEV: Iniciação da trinca (A), propagação da trinca (B) e fratura final (C) (Fonte: De autoria própria, 2022)

A imagem acima revela o processo de falha do material. É possível notar a zona de iniciação da trinca (A), seguida da região de propagação da trinca (B) e terminando com a zona da ruptura final (C).

Os dados fornecidos pelo MEV indicam como o furo foi crítico para a culminação da falha e, a imagem a seguir, expõe nitidamente a sua influência.

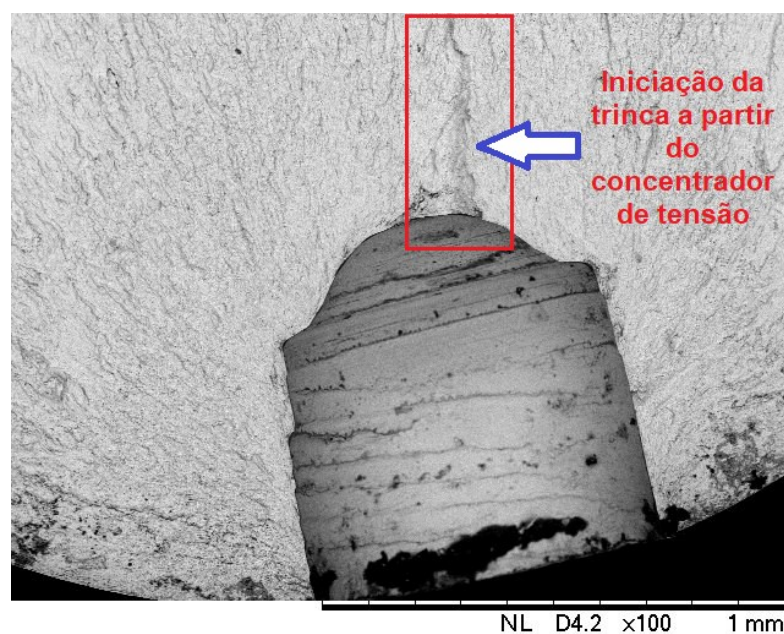


Figura 36 - Ampliação da região do furo indicando o início da trinca (Fonte: De autoria própria, 2022)

O furo se portou como um concentrador de tensão, amplificando a tensão nominal consideravelmente ao redor da sua região. Dessa forma, era de se esperar que fosse o sítio de nucleação da trinca, sendo crucial no processo de falha do CP e esta situação está ilustrada acima. É notável destacar a iniciação da trinca surgindo mais pelo fundo do furo e não lateralmente através das suas paredes. Isto se torna um bom indicativo, tendo em vista o resultado obtido a partir da simulação numérica por elementos finitos onde, como já visto na seção anterior, o ponto de maior tensão se mostrou presente no fundo do furo.

Outra observação pertinente, que se tornou possível através da análise microscópica, é em relação ao formato do furo. É possível ver que ele tem o fundo mais arredondado, restringindo a presença de cantos vivos. Isto é uma característica positiva, uma vez que cantos vivos devem ser sempre evitados, pois podem resultar em um K_t muito grande tornando o defeito mais agressivo e diminuindo ainda mais a vida-fadiga do material.

5 CONCLUSÃO

O presente trabalho analisou a influência de microdefeitos na vida-fadiga do aço estrutural DIN 42CrMo4, baseando-se na teoria de Murakami, buscando atingir o regime de fadiga de alto ciclo e de altíssimo ciclo através da utilização de uma máquina de fadiga ultrassônica.

Logo, os resultados obtidos neste trabalho permitiram estabelecer as seguintes conclusões:

- Materiais submetidos a valores de tensão maiores tendem a apresentar uma vida-fadiga mais curta;
- Exceto pelo furo de menor tamanho (0,3 mm), todos os outros cenários se mostraram condizentes com o previsto por Murakami, tendo em vista o limite de fadiga que foi calculado com base na sua teoria e as amplitudes de tensão de teste que foram aplicadas nos ensaios experimentais;
- Há uma influência direta do tamanho do defeito na vida-fadiga do material, onde, à medida que o tamanho do furo aumenta, a vida-fadiga do material é reduzida, com os furos maiores se mostrando mais agressivos ao material;
- Enquanto o furo cilíndrico de 0,3 mm de diâmetro e profundidade não culminou na falha do material (*run-out*), o furo de 0,7 mm levou o material à falha na faixa de 10^5 ciclos;
- Para os CPs ensaiados com o furo de 0,3 mm de diâmetro, apesar de não terem sido levados à situação limite para a falha, esses materiais experimentaram uma vida de 10^9 ciclos (VHCF), o que demandou um tempo considerável de ensaio, conjuntura essa que seria inviável através de uma máquina convencional;
- Os furos se portaram como concentradores de tensão, elevando a tensão local, tornando-se possível constatar o microdefeito como sendo o sítio para a nucleação/iniciação da trinca.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com o propósito de aprimorar pesquisas e estudos voltados a esta área, ficam como sugestões para trabalhos futuros os seguintes tópicos:

- Realizar os furos através do processo de eletroerosão, a fim de se obter uma maior precisão, possibilitando a furação de furos de tamanhos ainda menores;
- Utilizar uma quantidade maior de corpos de prova, realizando mais ensaios, e com uma maior variação de tensões de teste, visando melhorar estatisticamente os resultados;
- Gerar a curva *S-N*;
- Analisar e identificar a composição química nas superfícies de fratura do material, adotando a técnica de espectroscopia de raios-X por energia dispersiva (*Energy Dispersive X-ray Spectroscopy* – EDS) para determinação qualitativa das inclusões não metálicas;
- Investigar o comportamento de outros tipos de materiais na presença de microdefeitos.

REFERÊNCIAS

- BATHIAS, C.; PARIS, P. **Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice**. New York: Marcel Dekker, 2005.
- BOYER, H. **Atlas of Fatigue Curves**. Ohio: ASM International, 1986.
- CALLISTER, W. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5. ed. Utah: LTC, 2002.
- CASTRO, J. T. P.; MEGGIOLARO, M. A. **FADIGA: Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço**. vol. 1. CreateSpace, 2009.
- CHAN, K. S. Roles of Microstructure in Fatigue Crack Initiation. **International Journal of Fatigue**, San Antonio, v. 32, p. 1428-1447, 2009.
- CORRÊA, J. P. **Análise do Comportamento dos Aços DIN 42CrMo4 e DIN 34CrNiMo6 em Regime de Fadiga de Altíssimo Ciclo**. 2020. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química, de Materiais e Processos Ambientais) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2020.
- DEDAVID, B.; GOMES, C.; MACHADO, G. **Microscopia Eletrônica de Varredura – Aplicação e Preparação de Amostras** – Apostila, EDIPUCRS, Porto Alegre, 2007.
- DOWLING, N. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. 4. ed. Estados Unidos: Pearson Education, 2012.
- ENDO, M. The Multiaxial Fatigue Strength of Specimens Containing Small Defects. **European Structural Integrity Society**, Fukuoka, Elsevier, v. 31, p 243-264, 2003.
- KAZYMYROVYCH, V. **Very High Cycle Fatigue of Engineering Materials (A Literature Review)**. 2009. Dissertação (Faculty of Technology and Science Materials Engineering) – Karlstad University Studies, Karlstad, 2009.
- KAZYMYROVYCH, V. **Very High Cycle Fatigue of Tool Steels**. 2008. Dissertação (Faculty of Technology and Science Materials Engineering) – Karlstad University Studies, Karlstad, 2008.
- KAZYMYROVYCH, V. **Very High Cycle Fatigue of Tool Steels**. 2010. Dissertação (Faculty of Technology and Science Materials Engineering) – Karlstad University Studies, Karlstad, 2010.
- MURAKAMI, Y. Inclusion Rating by Statistics of Extreme Values and Its Application to Fatigue Strength Prediction and Quality Control of Material. **J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol.**, v. 99, p.345-351, 1994.
- MURAKAMI, Y. **Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusion**. 1. ed. Oxford: Elsevier, 2002.

MURAKAMI, Y. The Effect of Hydrogen on Fatigue Properties of Metals Used for Fuel Cell System. **International Journal of Fracture**, v. 138, p. 167-195, 2006.

MURAKAMI, Y.; MATSUNAGA, H. The Effect of Hydrogen on Fatigue Properties of Steels Used for Fuel Cell System. **International Journal of Fatigue**, v. 28, p. 1509-1520, 2006.

MURAKAMI, Y.; YOKOYAMA, N.; NAGATA, J. Mechanisms of fatigue failure in ultralong life regime. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 25, p. 735-746, 2002.

PEIXOTO, T. A. P. **Interação entre Aspectos Microestruturais e Iniciação de Trincas de Fadiga em Aços Estruturais**. 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2018.

PYTTEL, B.; SCHWERDT, D.; BERGER, C. Very High Cycle Fatigue – Is There a Fatigue Limit? **International Journal of Fatigue**, Darmstadt, v. 33, p. 49-58, 2011.

ROIKO, A.; MURAKAMI, Y. A Design Approach for Components in Ultralong Fatigue Life Steels with Step Loading. **International Journal of Fatigue**, v. 41, p. 140-149, 2012.

RUBEN, P. **Study of the Fatigue Strength in the Gigacycle Regime of Metallic Alloys Used in Aeronautics and Off-shores Industries**. France: Arts et Métiers ParisTech, 2010.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Materials**. 2. ed. Delft: Springer, 2009.

SHIMADZU CORPORATION. **SHIMADZU: Excellence in Science**. 1. ed. Japan. 2017.

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

TEIXEIRA, M. C. C. **Comportamento do Aço DIN 34CrNiMo6 em Fadiga de Altíssimo Ciclo**. 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2018.

TORRES, N. G. **Estudo Experimental da Influência de Pequenos Defeitos na Vida à Fadiga em Aço de Baixo Carbono**. 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Brasília, Brasília, 2019.