

JULIANA DE PAIVA CORRÊA

Análise do Comportamento dos Aços DIN 42CrMo4 e DIN 34CrNiMo6 em Regime de Fadiga de Altíssimo Ciclo

Dissertação de Mestrado

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre pelo programa de Pós-graduação em Engenharia Química, de Materiais e Processos Ambientais da PUC-Rio.

Orientador: Prof. Marcos Venicius Soares Pereira

Rio de Janeiro Dezembro de 2020 Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro



JULIANA DE PAIVA CORRÊA

Análise do Comportamento dos Aços DIN 42CrMo4 e DIN 34CrNiMo6 em Regime de Fadiga de Altíssimo Ciclo

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre pelo Programa de Pósgraduação em Engenharia Química, de Materiais e Processos Ambientais da PUC-Rio. Aprovado pela Comissão Examinadora abaixo:

Prof. Marcos Venicius Soares Pereira

Orientador Departamento de Engenharia Química e de Materiais – PUC-Rio

Prof. José Alexander Araújo

Universidade de Brasília - UnB

Prof. Felipe José da Silva

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio de Janeiro- IFRJ

Rio de Janeiro, 28 de dezembro de 2020

Todos os direitos reservados. A reprodução, total ou parcial do trabalho é proibida sem a autorização da universidade, da autora e do orientador.

Juliana de Paiva Corrêa

Graduou-se em Engenharia Mecânica na Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro em 2015.

Ficha Catalográfica

Corrêa, Juliana de Paiva

Análise do comportamento dos aços DIN 42CrMo4 e DIN 34CrNiMo6 em regime de fadiga de altíssimo ciclo / Juliana de Paiva Corrêa; orientador: Marcos Venicius Soares Pereira. – 2020. 81 f.: il. color. ; 30 cm

Dissertação (mestrado) –Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Química e de Materiais, 2020. Inclui bibliografia

1. Engenharia Química e de Materiais – Teses. 2. Fadiga em regime de gigaciclos. 3. Aços estruturais. 4. Eixos virabrequins. 5. Fator de intensidade de tensão. I. Pereira, Marcos Venicius Soares. II. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Departamento de Engenharia Química e de Materiais. III. Título.

CDD: 620.11

Agradecimentos

Primeiramente a Deus e aos Orixás por ter chegado até aqui.

Ao meu orientador Marcos Venicius Soares Pereira pelo apoio, confiança e por acreditar no meu potencial.

Ao CNPq e a PUC-Rio, pelos auxílios concedidos, sem os quais este trabalho não poderia ter sido realizado.

A minha mãe por acreditar nos meus sonhos e não me deixar esquecer das minhas origens. "Nenhum sucesso na vida compensa o fracasso no lar".

A minha grande amiga e colega de pesquisa Maria Clara pela amizade, palavras de apoio, incentivo e colaboração na realização dos testes do meu trabalho.

Por fim, agradeço a todos os meus amigos, coletas de pesquisa, professores da PUC-Rio e familiares, que foram de total importância na minha trajetória acadêmica.

Este trabalho foi desenvolvido no âmbito do Programa de Pesquisa e Desenvolvimento Tecnológico do Setor Elétrico Brasileiro regulado pela ANEEL, com o apoio das empresas Eneva - Pecém II Geração de Energia S.A., Itaqui Geração de Energia S.A., Parnaíba Geração e Comercialização de Energia S.A. e Parnaíba II Geração de Energia S.A.

Resumo

Corrêa, Juliana e Paiva; Pereira, Marcos Venicius Soares. Análise do comportamento dos Aços DIN 42CrMo4 e DIN 34CrNiMo6 em Regime de Fadiga de Altíssimo Ciclo. Rio de Janeiro, 2020. 72p Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia Química, de Materiais e de Processos Ambientais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Inúmeros sistemas de Engenharia estão submetidos a cargas cíclicas durante longos tempos quando em serviço. Sendo assim, a determinação do desempenho de materiais no regime de super longa vida em fadiga $(10^7 – 10^{12} \text{ ciclos})$ tornou-se de grande relevância na estimativa da vida útil de componentes mecânicos e estruturas. Neste contexto, o uso de equipamentos de ensaios que operem em frequências ultrassônicas, normalmente em 20 kHz, viabilizou estudos sobre a resistência à fadiga de materiais em regime de altíssimo ciclo. Até o momento, a principal contribuição destes estudos foi mostrar que não existe um limite de fadiga para materiais após 10^7 ciclos , o que permite questionar várias metodologias de projeto desenvolvidas ao longo dos anos com base em uma vida infinita do material sob condições cíclicas de carregamento.

O presente trabalho teve como objetivo investigar a resistência à fadiga de altíssimo ciclo de dois aços estruturais, DIN 34CrNiMo6 e DIN 42CrMo4, adotados na fabricação de eixos virabrequins de centrais termoelétricas que falharam por fadiga em serviço, de maneira prematura. Os corpos de prova selecionados para os testes foram dos tipos ampulheta, ampulheta entalhado e cilíndrico entalhado, com dois diferentes raios de arredondamento. Os ensaios foram realizados em equipamento ultrassônico, com amplitude de tensões que variaram entre 0,3 - 0,5 do limite de resistência mecânica dos materiais e conduzidos até um número alvo de ciclos para falha de 10^9 ciclos.

Considerando os ensaios de corpos de prova ampulheta, os resultados revelaram a maior resistência à fadiga do aço DIN 34CrNiMo6, apesar dos dois materiais apresentarem propriedades mecânicas semelhantes. Como poderia ser esperado, a presença de concentradores de tensão reduziu a vida em fadiga de ambos os materiais. Entretanto, o aço DIN 42CrMo4 apresentou a maior sensibilidade ao entalhe, com uma pequena diminuição do número de ciclo para a falha.

Palavras-chave

Fadiga em regime de Gigaciclos; Aços estruturais; Eixos virabrequins; Fator de intensidade de tensão.

Abstract

Corrêa, Juliana e Paiva; Pereira, Marcos Venicius Soares (Advisor). **Analysis of the Behavior of DIN 42CrMo4 and DIN 34CrNiMo6 Steels in Very High Cycle Fatigue**. Rio de Janeiro, 2020. **72 p.** Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

The DIN 42CrMo4 e DIN 34CrNiMo6 steel behavior analysis in fatigue regime in very high cycle. The uncountable engineering systems are submitted loading cyclic during long time in services. So, the determination of material performance in regime in super long life in fatigue $(10^7 - 10^{12} \text{ cycles})$ belong the high relevance to estimate the live cycle of mechanical of components and structures. Based on it, the use of testing equipment to operate in ultrasonic frequency, normally in 20 kHz. That permits the studies about material fatigue resistance in very high cycle. In this moment, the main contribution of these studies was to demonstrate that no exist fatigue limit to material after 10^7 cycles, that it allows to question many projects methodologic that was developed long of years based on infinite material life under of loading cyclicals conditions.

This present work had the objective to investigate the fatigue resistance in very high cycle of two structure steels (DIN 42CrMo4 and DIN 34CrNiMo6). These steels are used to manufacturing of crankshaft of thermoelectric central that failure due to fatigue in services in premature way. The selected specimens had the three types of format; Hourglass, notched Hourglass and notched Cylindrical with two different rounding of radius. These tests were performed in ultrasonic equipment, with variation of stress between 0.3 - 0.5 of material mechanical resistance and they are performed until maximum number of cycles per failure of 10^9 cycles.

Considering the test of hourglass specimens, the results presented higher fatigue resistance of DIN 34CrNiMo6 steel, although DIN 42CrMo4 as same mechanical properties of DIN 34CrNiMo6 steel. And as it is waited the existence of stress concentrators accelerated the fatigue life in both materials. However, the DIN 42CrMo4 presented higher sensibility to notch, with small decrease of number of cycles to failure.

Keywords

Gigacycle fatigue; Structural steels; Crankshafts; Stress intensity factor.

Sumário

PUC-Rio - Certificação Digital Nº 1821078/CA

1. Introdução	19
2. Revisão bibliográfica	21
2.1. Conceito	21
2.2. Fatores que influenciam a vida em fadiga	22
2.3. Métodos de dimensionamento à Fadiga	23
2.4. Características das trincas de fadiga	25
2.5. Regimes de fadiga	26
2.6. Very High Cycle Fatigue (VHCF)	27
2.6.1. Ensaios de fadiga ultrassônica	28
2.6.2. Frequência de ressonância e Teoria da onda elástica	28
2.6.3. Máquina de fadiga ultrassônica	32
2.7. Mecanismo de fratura	33
2.8. Classificação de materiais metálicos	34
2.8.1. Comportamento de materiais de engenharia em VHCF	35
2.9. Aspectos fractográficos	37
3. Materiais e procedimento experimental	43
3.1. Materiais	43
3.2. Geometria do corpo de prova	44
3.3. Procedimento experimental	46
4. Resultados	50
4.1. Curva S-N	50
4.1.1. Comparação horizontal	
4.1.2. Comparação transversal	58
5. Análise das superfícies de fratura	67

)

6.	Conclusões	77
7.	Sugestões para trabalhos futuros	78
8.	Referências bibliográficas	79

Lista de Figuras

Figura 1: Curva S-N, aço A-517. Obtido através de testes com CP sem entalhe ⁴ .
Figura 2: Curva εa por Nf ⁴
Figura 3 : Curva da/dN x Δ K, para um vaso de pressão de aço A533B-1 ⁴ 25
Figura 4: Esquemático de uma curva S-N para materiais com números de ciclos
para a falha além de 10 ⁷ . Adaptado ⁷ 27
Figura 5: Variação de deslocamento e deformação ao longo de uma barra
elástica ⁹ 30
Figura 6: Corpo de prova típico para testes de fadiga ultrassônica. L1 é o
comprimento de ressonância da amostra. Adaptado9
Figura 7: Desenho esquemático de uma máquina ultrassônica. Adaptado ¹¹ 33
Figura 8: Locais de iniciação preferencial para regimes de baixo, alto e altíssimo
ciclos, respectivamente ⁸ 34
Figura 9: Curva S-N para um cobre puro policristalino ¹⁷
Figura 10: Curva S-N para um aço de baixo carbono ¹⁶
Figura 11: Curva S-N para uma liga de titânio (Ti6246) ¹⁶ 36
Figura 12: Curva S-N para um aço SUJ2 ¹⁰ 37
Figura 13: Desenho esquemático do <i>fish – eye,</i> adaptado ¹⁵ 38
Figura 14: Micrografia óptica da região do ODA ¹⁸
Figura 15: Mecanismo de falha no regime VHCF para aços de alta resistência de
acordo com Murakami ¹⁶
Figura 16: Iniciação de trinca de fadiga induzida por polinização conforme
proposto por Sakai ²¹ 40
Figura 17: Morfologia de uma falha em regime VHCF a partir de uma inclusão não
metálica do material ¹² 40
Figura 18: : Partículas de carbeto esféricas de diversos tamanhos distribuídas
aleatoriamente na matriz ²⁴ 41
Figura 19: Modelo proposto por Shiozawa para formação da área do GBF ¹⁶ 42
Figura 20: Geometria do CP tipo 1, aço DIN 34CrNiMo644
Figura 21: Geometria CP tipo 1, aço DIN 42CrMo445
Figura 22: Geometria CP tipo 3, aço DIN 34CrNiMo645
Figura 23: Geometria CP tipo 3, aço DIN 42 CrMo445

Figura 24: Geometria CP tipo 4, aço DIN 34CrNiMo646
Figura 25: Geometria CP tipo 4, aço DIN 42CrMo446
Figura 26: Máquina Shimadzu modelo USF-2000A, localizado no LABFADAC47
Figura 27: Curva S-N para aço DIN 34CrNiMo6, corpo de prova ampulheta (tipo
1)52
Figura 28: Ampliação da curva S-N para aço DIN 34 CrNiMo6, corpo de prova
ampulheta52
Figura 29: Curva S-N para aço DIN 34 CrNiMo6, corpo de prova cilíndrico reto com
entalhe de raio 0,39 mm (tipo 3)53
Figura 30: Curva S-N para aço DIN 34 CrNiMo6, corpo de prova cilíndrico reto com
entalhe de raio 2,5 mm (tipo 4)53
Figura 31: Comparação entre corpos de prova tipo 3 e 4 para aço DIN 34 CrNiMo6.
Figura 32: Comparação entre corpos de prova tipos 1 e 2 para aço DIN
34CrNiMo655
Figura 33: Curva S-N para aço DIN 42 CrMo4, corpo de prova ampulheta55
Figura 34: Curva S-N, aço DIN 42 CrMo4, corpo de prova entalhado com raio 0,39
mm56
Figura 35: Curva S-N para DIN 42 CrMo4, corpo de prova entalhado com raio 0,39
mm56
Figura 36: Comparação entre corpos de prova tipo 3 e 4 para aço DIN 42 CrMo4.
Figura 37: Comparação entre corpos de prova tipo 1 e 2, para aço DIN 42CrMo4.
Figura 38: Comparação de materiais tipo 1, amplitude de tensão de 270 MPa59
Figura 39: Comparação de materiais tipo 1, amplitude de tensão de 360 MPa60
Figura 40: Visão detalhada da curva S-N para comparação de materiais tipo 1,
amplitude de tensão de 360 MPa60
Figura 41: Comparação de materiais tipo 1, amplitude de tensão de 450 MPa61
Figura 42: Comparação de materiais tipo 2, amplitude de tensão de 270 MPa62
Figura 43: Comparação de materiais tipo 3, amplitude de tensão de 240 MPa63
Figura 44: Comparação de materiais tipo 3, amplitude de tensão de 270 MPa63
Figura 45: Comparação de materiais tipo 4, amplitude de tensão de 240 MPa64
Figura 46: Comparação de materiais tipo 4, amplitude de tensão de 270 MPa65

Figura 47: Comparação de materiais tipo 4, amplitude de tensão de 360 MPa65
Figura 48: Imagem MEV da superfície de fratura, CP_02 (DIN 34CrNiMo6, tipo 1).
Presença de <i>fish-eye</i>
Figura 49: Iniciação do <i>fish-eye</i> na subsuperfície do corpo de prova, CP_0268
Figura 50: EDS CP_02 (inclusão)70
Figura 51: Imagem MEV da superfície de fratura, CP_03 (DIN 34CrNiMo6, tipo 1).
Presença de <i>fish-eye</i> 71
Figura 52: Nucleação da trinca de fadiga internamente no corpo de prova, CP_03. (1)
Propagação da trinca dentro do fish-eye e (2) propagação da trinca fora do fish-eye e
(3) fratura final71
Figura 53: EDS CP_03 (inclusão)72
Figura 54: Imagem MEV da inclusão do CP_03, segmentada73
Figura 55: Imagem MEV da inclusão do CP_02, segmentada73
Figura 56: MEV da superfície de fratura do CP_04, DIN 42CrMo4, tipo 175
Figura 57: LUPA CP_07 para DIN 34CrNiMo6, tipo376
Figura 58: LUPA CP_10 para DIN 34CrNiMo6, tipo476

Lista de Tabelas

Tabela 1: Composição química dos aços DIN 34CrNiMo6 e DIN 42CrMo443
Tabela 2: Propriedades físicas e mecânicas43
Tabela 3: Valores de KI 48
Tabela 4: Quantidade de corpos de prova para cada aço e suas respectivas
amplitudes de tensão49
Tabela 5: Comparação horizontal - Amplitude de tensão e número de ciclos para
a falha, aço DIN 42 CrMo451
Tabela 6: Comparação horizontal - Amplitude de tensão e número de ciclos para
a falha, aço DIN 34 CrNiMo651
Tabela 7: Comparação transversal entre corpos de prova tipo 1 58
Tabela 8: Comparação transversal entre corpos de prova tipo 258
Tabela 9: Comparação transversal entre corpos de prova tipo 3 58
Tabela 10: Comparação transversal entre corpos de prova tipo 4
Tabela 11: Número de ciclos dos corpos de prova DIN 34CrNiMo6, tipo 1, com
40% e 50% do LRM do material, respectivamente67
Tabela 12: Extração de atributos das inclusões correspondentes aos CP_02 e
CP_0373
Tabela 13: Número de ciclos para CP_04, DIN 42CrMo4 tipo 1, com 40% do LRM
do material74
Tabela 14: Número de ciclos dos corpos de prova DIN 34CrNiMo6, tipo 3 e tipo 4,
com 30% do LRM do material75

Lista de Abreviaturas

LRM	Limite de Resistência mecânica
LE	Limite de escoamento
LCF	Low Cycle Fatigue
HCF	High Cycle Fatigue
VHCF	Very High Cycle Fatigue
ODA	Optically Dark Area
FGA	Fine Granular Area
GBF	Granular Bright Area

Lista de Símbolos

σ_a	Amplitude de tensão
S _a	Tensão Nominal
N_f	Número de ciclos para a falha
Δε	Variação de deformação
Δm	Médias de deformação
da	Incremento de trinca
dN	Incremento de número de ciclos
ΔK	Variação do fator de intensidade de tensão
u,v,w	Deslocamento ao longo de x,y e z respectivamente.
E	Módulo de Young
v	Razão de Poisson
ρ	Densidade
∇	Operador Laplaciano
е	Volume de dilatação
l	Comprimento
E _d	Modulo de elasticidade dinâmica
σ_m	Tensão média
K _I	Fator de intensidade de tensão

PUC-Rio - Certificação Digital Nº 1821078/CA

"Orí mi o se rere fún mi" Autor desconhecido

1. Introdução

Diversos componentes e estruturas em sistemas de Engenharia tais como: Meios de transportes, construções de infraestruturas, usinas de energias, instrumentos médicos e estruturas biomédicas, são submetidos a cargas cíclicas. Tendo em vista os avanços tecnológicos A caracterização do comportamento em fadiga de inúmeros materiais em altíssimo ciclo $(10^7-10^{12} \text{ ciclos})$ tornou-se de ampla importância para a melhor compreensão e projeção de componentes e estruturas¹⁻⁵. Esse novo comportamento traz uma nova abordagem em regime de fadiga, o *VHCF (Very high cycle fatigue)* ou fadiga de altíssimo ciclo^{6-10.}

Nesse contexto, muitos pesquisadores realizaram testes em regime de fadiga de altíssimo ciclo com diversos materiais, a fim de melhorar a compreensão do comportamento em fadiga desses materiais¹¹⁻²⁰.

Em 1999 o pesquisador Bathias⁹ afirmou que não há vida infinita para materiais metálicos. Além disso ele declarou a diminuição da resistência à fadiga em números muito altos ($N_f > 10^7$ ciclos).

Bathias⁹ concluiu que o limite de fadiga só pode ser alcançado na ausência de desomogeneidades microestruturais ou quando não há, interferência de descontinuidade geométricas, como furos usinados, aranhões, seções grosseiras ou entalhes.

A trinca por fadiga iniciará no local de maior deformação do componente mecânico, isso geralmente ocorrerá na posição no entalhe. A propagação da trinca de fadiga está relacionada pela perturbação na ponta da trinca, resultante de um defeito no componente mecânico ou entalhe e quantificada pelo fator de concentração de tensão, K_t .

Falha por fadiga em altíssimo ciclo, originam-se internamente ou subsuperficialmente⁷. A explicação desse fenômeno ocorre pelo fato do defeito deixar de ser um problema mecânico passando a ser um problema metalúrgico, trincas internas são iniciadas a partir de heterogeneidades da microestrutura, principalmente inclusões não metálicas.

A superfície de fratura revela um padrão circular conhecida como *fish- eye*. Dentro do *fish- eye* encontra-se uma área próxima à inclusão com topografia diferente. Essa área específica é chamada de ODA (*Optically Dark Area*) por Murakami *et al* ^{18,19}. FGA (*Fine*

Granular Area) por Sakai *et al.*^{20,21}, e GBF (*Granular Bright Area*) por Shiozama *et al* ²²⁻²⁴.

As diferentes nomenclaturas são devido a diferentes mecanismos de formação dessa área, porém todos os pesquisadores observaram que independente do mecanismo de formação, essa região específica apresenta uma característica fina granular.

Este trabalho tem como propósito investigar a resistência à fadiga de altíssimo ciclo, para aços distintos, DIN 34CrNiMo6 e DIN 42CrMo4 e geometrias distintas, associados a diferentes entalhes. Os testes em regime *VHCF* foram realizados em uma máquina de alta frequência (20 kHz), para número de ciclos até 10⁹ ciclos.

2. Revisão bibliográfica

A palavra fadiga tem sua origem do latim *fatigare* que significa cansar. Frequentemente associado ao cansaço mental e físico das pessoas, a palavra fadiga também é amplamente utilizada para relacionar falhas predominantes em inúmeros sistemas de engenharia¹.

2.1. Conceito

Se todo componente mecânico não possuísse defeitos não ocorreria falha, independente da forma que ele é solicitado (tensão, flexão, cisalhamento).

Fadiga é uma falha mecânica predominante em diversos sistemas de engenharia, como aeronaves, automóveis, sistemas de transportes como trens, metrôs, navios e até estruturas biomédicas, como próteses e válvulas cardíacas.

Falhas por fadiga são localizadas, cumulativas e progressivas². Resultante de carregamentos cíclicos variáveis que provocam danos no material^{1,2,3}. A principal característica desse dano é a geração e propagação de trincas, até a fratura, muita das vezes, catastrófica do componente mecânico².

Quase todas as estruturas e componentes mecânicos em engenharia, foram projetados com objetivo de trabalhar em regime elástico (valores de tensão abaixo do limite de escoamento do material). Todavia a grande maioria desses componentes mecânicos, possuem defeitos que agem como intensificadores ou concentradores de tensão no material².

Quando esses intensificadores começam a agir, as tensões nessa região aumentam e são capazes de atingir valores acima do limite de escoamento e do limite de resistência mecânica do material. Essa perturbação causada pelo intensificador de tensão, provoca pequenas deformações plásticas acumulativas no material responsáveis por causar o dano no material e consequentemente a nucleação da trinca².

Uma característica da falha por fadiga é a ausência de deformação plástica macroscópica, mesmo em materiais dúctil, como por exemplo, o aço de baixo carbono.

O desenvolvimento e a propagação de trinca por fadiga é irreversível. Na ampla maioria das vezes, as trincas por fadiga progridem lentamente no decorrer de toda sua vida útil². Não alterando os parâmetros globais de toda a estrutura, como rigidez e frequência natural. A iniciação da trinca depende de fatores como: Geometria, material do componente mecânico, histórico de tensão e deformação que nele atua^{1,2}. Já a propagação estável da trinca depende do histórico de fatores de intensidade de tensão solicitado em serviço. Porém quando a trinca atinge um tamanho crítico, a falha final por fratura pode ocorrer de forma brusca, com velocidade comparável a velocidade do som².

2.2. Fatores que influenciam a vida em fadiga

Alguns fatores influenciam a vida em fadiga, como por exemplo^{2, 3, 4} :

- Propriedade mecânica do material
- Gradiente de tensão atuantes
- Estado de tensões residuais
- Acabamento superficial
- Tratamento superficial
- Geometria
- Meio ambiente

Nesses casos citados a resistência à iniciação de trincas por fadiga no ponto crítico do material, pode ser aumentada através de^{2,3,4}

- Aumento da resistência localizada do material
- Aumento do gradiente de tensões
- Presença de tensões residuais compressivas
- Melhoria do acabamento superficial, pois imperfeições e rugosidade na superfície do material atuam como intensificadores de tensão favorecendo a nucleação de trincas.
- Tratamentos superficiais que aumentam a resistência à fadiga, como *shot peening*.
- Adequação do meio ambiente no qual o componente mecânico está introduzido, dado que, temperaturas elevadas e meios corrosivos diminuem a vida em fadiga do material.

 Diminuição da variação geométrica dos componentes mecânicos. Quanto menor a mudança de diâmetro da peça, menor será o concentrador de tensão.

2.3. Métodos de dimensionamento à Fadiga

Os dimensionamentos tradicionais para projeção da fadiga são divididos em três grupos:

 Método S-N – Conhecido também como curva de Wöhler², esse método relaciona amplitude de tensão ou tensão nominal, σ_a ou S_a, que atuam no componente mecânico com o número de ciclos para a falha, N_f⁴. Essa metodologia não identifica a presença de trincas e nem quantifica efeitos plásticos no material, pois esse modelo supõe que as tensões macroscópicas atuantes na peça são menores que o limite de resistência do material, ou seja, são tensões lineares elásticas. Esse é o método mais usado na prática, pois as rotinas usadas no dimensionamento a fadiga pelo método S-N supõe que o início da trinca em qualquer peça, pode ser reproduzido testando corpos de prova (CP) que tenham a mesma resistência e que sejam sujeitos à mesma tensão solicitada em serviço, ou seja, pode-se reproduzir em pequenos CPs o que ocorre em estruturas complexas, simplificando os testes e tornando-os economicamente viáveis². O número de ciclos até a falha tende a variar devido à mudança do nível de tensão, assim os dados obtidos tendem a ser dispersos. Por essa razão as curvas são plotadas em escala logarítmica, Figura 1. A curva S-N pode ser usada para seleção de material de uma maneira geral^{2,4}.



Figura 1: Curva S-N, aço A-517. Obtido através de testes com CP sem entalhe⁴.

2. Método εN – Método também conhecido como Coffin-Manson, correlaciona as gamas $\Delta \varepsilon$ das deformações elastoplásticas macroscópicas cíclicas que agem na ponta da trinca com o número de ciclos, N, necessário para iniciar uma trinca de fadiga². O método εN também identifica a existência de trincas e pode ser testado pequenos CPs feitos com mesmo material da peça, desde que eles também sejam submetidos a mesma sequência de gamas e médias de deformação, $\Delta \varepsilon e \Delta m$, que solicita os componentes mecânicos em serviço². Assim, o método εN só difere do método S-N porque reconhece claramente as deformações elastoplásticas cíclicas macroscópicas. A vantagem desse método é prever a vida de iniciação da trinca^{2,4}.



3. Método da/dN – Também conhecido como método de Paris, estabelece bases na Mecânica da Fratura Linear Elástica. Esse método é fundamental para prever a propagação de trincas de fadiga e a falha final do componente mecânico². O comportamento do crescimento da trinca é descrito pela correlação entre o incremento do tamanho da trinca por incremento de número de ciclos, da/dN e o intensificador de tensão que atua na ponta da trinca (ΔK)^{2,4}.



Figura 3 : Curva da/dN x ${\bigtriangleup}K,$ para um vaso de pressão de aço A533B-1⁴.

2.4. Características das trincas de fadiga

As características das trincas de fadiga podem ser divididas em microscópica e macroscópica.

As características microscópicas, são aspectos que somente podem ser observados através de um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Como por exemplo, o processo de iniciação de trincas por fadiga, pela formação de bandas de deslizamento persistente, conhecidos como PSB (*Persistent Slip Bands*). As PSBs são intrusões e extrusões em degraus numa superfície totalmente lisa, isenta de qualquer defeito, que geram um concentrador de tensão, responsável pela nucleação da trinca¹⁻⁵.

Uma outra característica microscópica típica e muito importante em uma superfície de trinca de fadiga são as estrias de fadiga. As estrias são formadas pelo crescimento da trinca de fadiga. O espaço entre as estrias pode quantificar o avanço da trinca a cada ciclo de carga. Frequentemente pode até identificar o histórico de carregamento em serviço, correlacionando as estrias com a taxa de propagação da trinca a cada um dos eventos¹⁻⁵.

Já as características macroscópicas das trincas de fadiga são identificadas a olho nu. Essas características são conhecidas como marcas de praia e rio.

As marcas de praia, são causadas por variações na carga de serviço ou por oxidação da frente da trinca em períodos de parada de equipamento. Essas marcas, frequentemente, têm ondulações superficiais concêntricas ao ponto de iniciação da trinca¹⁻⁵.

As superfícies das trincas de fadiga também podem conter marcas radiais que apontam para o início da trinca, chamadas de marcas de rio¹⁻⁵.

2.5. Regimes de fadiga

A vida em fadiga por muitos anos foi dividida em dois regimes: LCF (Low Cycle Fatigue) e HCF (High Cycle Fatigue).

O regime LCF ou fadiga de baixo ciclo está associado a deformação plástica macroscópica em cada ciclo de carregamento. Seus componentes mecânicos foram projetados para trabalhar no regime elastoplástico. As tensões aplicadas são elevadas e sua falha é controlada pela deformação. Possui vida curta em fadiga $(10^4 \ge N_f \le 10^5)$ e valores de tensão entre o LRM (Limite de Resistencia Mecânica) e LE (Limite de Escoamento) do material^{2,5,6.}

Já o regime HCF ou fadiga de alto ciclo, está associado a deformações elásticas a nível macroscópico em cada ciclo de carregamento. As tensões aplicadas estão abaixo do LE do material, sua falha é controlada pela deformação e possui vida longa em fadiga ($10^5 \ge N_f \le 10^7$). A maioria dos componentes mecânicos foram projetados para trabalhar em um regime linear – elástico^{2,5,6}.

Quando as tensões atingem valores entre 35 a 50 % do limite de resistência mecânica do material, aproximadamente em 10⁷ ciclos, a curva S-N converge para uma assíntota e normalmente considera-se que o componente mecânico possui vida infinita em fadiga^{2,5,6}. Porém estudos realizados por Bathias *et al.*⁶, garantiram que não há vida infinita em materiais metálicos e que, para números de ciclo altíssimo ($\geq 10^7$), a vida em fadiga tende a diminuir. Assim surge um novo regime o VHCF (*Very High Cycle Fatigue*) ou fadiga de altíssimo ciclo. A Figura 4 apresenta o desenho esquemático de uma curva S-N para um material com vida em fadiga além 10⁷ ciclos.



Figura 4: Esquemático de uma curva S-N para materiais com números de ciclos para a falha além de 10⁷. Adaptado⁷.

2.6. Very High Cycle Fatigue (VHCF)

Nas últimas décadas componentes de engenharia eram limitados à vida em fadiga de até 10⁷ ciclos. Porém com o avanço tecnológico, o desenvolvimento de materiais de aços de alta performance tornou-se uma questão importante. Esses aços possuem alta resistência, tenacidade e uniformidade, baixa presença de inclusões microestruturais⁷. Assim a vida em fadiga de grande parte desses aços ultrapassa 10⁷ ciclos.

Historicamente na metade de 1980 foi estabelecido por pesquisadores japoneses, que aços estruturais podem falhar além de 10⁷ ciclos. Contudo, foi na década de 1990 que o estudo da fadiga de altíssimo ciclo foi extensamente desenvolvido pelo pesquisador Claude Bathias ^{6,8}.

2.6.1. Ensaios de fadiga ultrassônica

Testes de fadiga convencional têm frequência limitada a 100 Hz de tensão cíclica, enquanto testes de fadiga ultrassônica a frequência de teste pode variar de 15kHz a 30kHz, porém, a frequência característica é de 20kHz. Os ensaios de fadiga em alta frequência reduzem o tempo e o custo dos testes para obtenção do limite de fadiga, se houver^{8,9}.

Para realizar teste de fadiga com 10^7 ciclos uma máquina de fadiga convencional leva aproximadamente 12 dias, enquanto uma máquina de fadiga ultrassônica leva cerca de 15 minutos. Para ciclos mais altos, como 10^9 o tempo estimado é de 24 horas para uma máquina ultrassônica, já em uma máquina convencional com frequência de 100 Hz, o ensaio poderá levar até 3 anos. O teste de fadiga ultrassônico também fornece, de modo confiável, valores de taxas de crescimento de trinca extremamente pequenos, por exemplo na faixa de 10^{-9} mm/s a 10^{-11} mm/s 9,10 .

2.6.2. Frequência de ressonância e Teoria da onda elástica

Em testes de fadiga convencionais o corpo de prova está em vibração forçada, pois a frequência imposta a ele é a da própria máquina de fadiga. Já um teste de fadiga em uma máquina ultrassônica, a frequência fornecida pelo equipamento deve ser uma das frequências naturais da amostra, ou seja, o corpo de prova deve estar em vibração livre⁹.

Esse fenômeno é melhor compreendido pela teoria da onda elástica, que será apresentado abaixo. As equações diferencias para um corpo de prova elástico isotrópico tridimensional são⁹:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E}{(1+\nu)} \left(\frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial e}{\partial x} + \nabla^2 u \right) \tag{1}$$

$$\rho \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} = \frac{E}{(1+\nu)} \left(\frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial e}{\partial y} + \nabla^2 v \right)$$
(2)

$$\rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = \frac{E}{(1+\nu)} \left(\frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial e}{\partial z} + \nabla^2 w \right)$$
(3)

Onde:

- $u, v \in w$ são deslocamentos ao longo de x, y e z respectivamente
- E Módulo de Young
- ν Razão de Poisson
- ρ densidade
- ∇ operador laplaciano
- *e* Volume de dilatação

O volume de dilatação é dado por:

$$e = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z}$$
(4)

A teoria da onda elástica aponta dois modelos que atuam em um corpo elástico isotrópico infinito: Onda elástica longitudinais e ondas elásticas transversais.

Para uma onda longitudinal, o deslocamento é zero e a velocidade de propagação da onda é dada por:

$$c = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)\rho}}$$
(5)

Já para a onda transversal a dilatação volumétrica é zero e a velocidade de propagação da onda é dada por:

$$c = \sqrt{\frac{E}{2(1+\nu)\rho}} \tag{6}$$

Os corpos de prova desenvolvido para testes de fadiga ultrassônicos levam em conta somente atuação das ondas elásticas longitudinais. Assim considerando um corpo unidimensional cilíndrico reto, Figura 5, uma onda elástica longitudinal atravessa a barra, iniciando em uma extremidade, percorrendo todo o comprimento l e sendo refletida na outra extremidade retornando ao local de origem⁹.



Figura 5: Variação de deslocamento e deformação ao longo de uma barra elástica⁹.

Considerando uma barra unidimensional ($v=0 e \omega=0$) e somente o desempenho de ondas longitudinais (v=0), as equações 1, 2, 3 e 5 reduzem para:

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$
(7)

$$\frac{\partial^2}{\partial t^2} = \frac{E}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \tag{8}$$

A solução da equação 9 é dada por:

$$u_n(x,t) = \left(A_{n-1}\cos\frac{n\pi ct}{l} + B_{n-1}\sin\frac{n\pi ct}{l}\right)\cos\frac{n\pi x}{l}$$
(9)

Para as condições de contorno considera-se deslocamento máximo em ambas as extremidades da barra:

$$\left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)_{x=0,l} = 0 \tag{10}$$

A equação 11 para o primeiro módulo de vibração torna-se:

$$u(x,t) = A_0 \cos(kt) \sin(\omega t) \tag{11}$$

Onde:

•
$$k = \frac{\pi}{l}$$

• $\omega = \frac{\pi c}{l}$

O comprimento de ressonância do corpo para o primeiro módulo de vibração é dado por:

$$l = \frac{1}{2f} \sqrt{\frac{E_d}{\rho}} \tag{12}$$

Onde:

• E_d - Módulo de elasticidade dinâmico

O primeiro módulo de vibração a frequência é dado por:

•
$$f = \frac{\omega}{2\pi}$$

Na equação 12 nota-se que o comprimento de ressonância é inversamente proporcional à frequência. Logo, quanto menor o comprimento de ressonância do corpo de prova maior será a sua frequência. Porém vale ressaltar, que valores muito pequenos de comprimento de ressonância dificultam na usinagem do corpo de prova, deslocamento, medição da deformação e dissipação de energia da amostra ⁹.

A amplitude de ressonância está em função da geometria da amostra que é calculada numericamente. Afim de obter concentração de tensão no centro do corpo de prova, e consequentemente, acelerar os testes de fadiga, na maioria dos casos, o corpo de prova tem a seção reduzida no centro⁹, conforme mostrada na Figura 6.



Figura 6: Corpo de prova típico para testes de fadiga ultrassônica. L1 é o comprimento de ressonância da amostra. Adaptado⁹.

2.6.3. Máquina de fadiga ultrassônica

A primeira máquina ultrassônica de fadiga, com sistema piezoeléctrico, foi desenvolvida em 1950 por Mason⁹. O cristal piezoeléctrico é responsável por converter um sinal mecânico em um sinal elétrico de 20 kHz. Bathias⁹, em 1967, utilizou pela primeira vez uma máquina ultrassônica utilizando os princípios do pesquisador Mason. Durante a década de 90 várias máquinas foram desenvolvidas em todo o mundo, a fim de testar a vida em fadiga em altíssimo ciclo⁹⁻¹¹. Embora as máquinas de teste de fadiga ultrassônica não sejam as mesmas, alguns componentes são comuns a todas as máquinas. Os três mais importantes são: Gerador ultrassônico, conversor piezoeléctrico e um amplificador ultrassônico⁹. Esses equipamentos são encarregados pela produção de fadiga ultrassônica. Outros componentes podem ser inclusos ao sistema para o melhor desempenho da máquina, como por exemplo, um sistema de registro e medição.

Como descrito acima os componentes de uma máquina de fadiga ultrassônica são9:

- Gerador ultrassônico Recebe um sinal elétrico de 50- 60 Hz e o transforma em um sinal elétrico senoidal ultrassônico de 20 kHz.
- 2- Conversor piezoeléctrico O cristal piezoeléctrico é responsável por converter o sinal elétrico em ondas longitudinais ultrassônicas e vibrações mecânicas na mesma frequência.
- 3- Amplificador ultrassônico Conhecido também como *horn*, é responsável por aumentar a amplitude de vibração proveniente do piezoeléctrico.
- 4- Sistema de registro e medição Unidade de controle de amplitude e frequência, sensor de deslocamento, computador para aquisição e etc.



Figura 7: Desenho esquemático de uma máquina ultrassônica. Adaptado¹¹.

Normalmente os testes em VHCF são totalmente reversíveis, ou seja, apresentam taxa de carregamento, R = -1. Porém, algumas máquinas permitem testes com outras razões de carregamento.

2.7. Mecanismo de fratura

Ensaios de fadiga com alta amplitude de tensão (LCF), geralmente são identificados vários locais de iniciação de trincas superficiais. Para amplitudes de tensão onde os valores se encontram abaixo do LE do material (HCF), a iniciação de trincas também é identificada superficialmente, porém costuma-se ser localizada⁸⁻¹¹.

Já para amplitudes de tensões ainda menores (VHCF), observa-se uma mudança no mecanismo de falha. As trincas começam a nuclear a partir de defeitos subsuperficiais ou internos, geralmente inclusões não metálicas. Embora essas trincas cresçam muito lentamente elas podem se tornar determinantes para a vida em fadiga, desde que não ocorra nenhuma trinca superficial de crescimento mais rápido⁸⁻¹¹. Vale ressaltar que para trincas originadas de inclusões internas, estas também podem se formar nos regimes de baixo e

alto ciclos, no entanto, eles não serão determinantes para a vida caso existam trincas superficiais que cresçam mais rápido.



Figura 8: Locais de iniciação preferencial para regimes de baixo, alto e altíssimo ciclos, respectivamente⁸.

2.8. Classificação de materiais metálicos

Visando um melhor entendimento do processo microestrutural que leva à fratura em regime de altíssimo ciclo, é fundamental o entendimento sobre a classificação dos materiais metálicos. As propriedades dos materiais metálicos em VHCF são divididas em duas classes: Tipo I e tipo II⁶.

A primeira classe de materiais, a diferença de resistência à fadiga para ciclos de 10⁶ a 10⁹ é inferior a 50 MPa. Esta categoria pertence aos metais monofásicos homogêneos dúcteis, por exemplo, cobre e níquel e algumas ligas. Aço de baixo carbono, alguns aços inoxidáveis e ferros fundidos nodulares também podem ser classificados nessa categoria¹²⁻

Já os materiais da classe tipo II, apresentam diminuição da resistência à fadiga de 50 a 300 MPa para 10⁶ a 10⁹ ciclos. Essa classe abrange principalmente os aços de alta resistência e outros materiais que contenham heterogeneidades na microestrutura como, por exemplo, inclusões, poros e partículas grosseiras de segunda fase¹²⁻¹⁶.

2.8.1. Comportamento de materiais de engenharia em VHCF

O comportamento em VHCF varia de acordo com cada material. Nessa seção será apresentado um panorama geral do comportamento de alguns materiais de engenharia do tipo I e II.

- Cobre

O cobre é um metal monofásico e se representa como um material do tipo I. O cobre puro não apresenta defeitos comuns (inclusões, poros, etc) para o início da falha em VHCF¹⁶. É possível observar na Figura 9 que os corpos de prova continuam a falhar depois de 10⁹ ciclos. Até 10⁹ ciclos a diferença entre as tensões é de 115 a 90 MPa, ocorrendo assim uma variação menor que 50 MPa. Trata-se do comportamento típico de um material tipo I.



Figura 9: Curva S-N para um cobre puro policristalino ¹⁷.

- Aço de baixo carbono

Os resultados dos testes em VHCF para aço carbono realizados por Kazymyrovych¹⁶, são apresentados na Figura 10. É possível observar a diminuição da resistência à fadiga com o aumento do número de ciclos. A diferença de resistência à fadiga é de 25 MPa em 10⁶ a 10⁹ ciclos de carregamento¹⁶.



Figura 10: Curva S-N para um aço de baixo carbono¹⁶.

Ligas de titânio

As ligas de titânio apresentam um papel muito importante na indústria aeroespacial. Acredita-se geralmente que a fadiga em VHCF se assemelha a dos aços¹⁶. Na Figura 11 nota-se que as amostras testadas de titânio Ti6246 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo) não possuem limite de fadiga e que a resistência à fadiga em 10⁹ ciclos é muito menor que em 10⁶ ciclos, sendo a diferença de aproximadamente 100 MPa.



Figura 11: Curva S-N para uma liga de titânio (Ti6246)¹⁶.

- Aços de rolamento

Os aços utilizados na fabricação de rolamentos possuem alto teor de cromo e carbono em sua composição, que concede importantes propriedades mecânicas e apresenta ótima resposta a tratamentos térmicos ¹⁶. Na Figura 12 pode-se observar o comportamento em fadiga de um aço SUJ2. Nota-se que para esse material não
existe limite de fadiga e que na região VHCF a diferença entre as tensões ultrapassa os 100 MPa.



Figura 12: Curva S-N para um aço SUJ2¹⁰.

2.9. Aspectos fractográficos

Em quase todos os materiais a superfície de fratura após a falha em VHCF revela uma região clara conhecida como *fish-eye*¹². Defeitos internos, normalmente inclusões, são os responsáveis pela formação do *fish-eye*. Esses por sua vez possuem padrão circular concêntrico a origem da trinca. *O fish-eye* possui uma área ao redor da inclusão com topografia diferente das demais¹⁵. A Figura 13 mostra um desenho esquemático de um *fish-eye* e suas regiões.

As diversas nomenclaturas dadas para essa área com rugosidade diferente dentro do *fish-eye*, ocorre devido as diferentes explicações propostas por vários pesquisadores para a sua formação. Para o pesquisador Murakami *et al.*^{18,19} essa área é chamada de ODA (*Optically Dark Area*), área opticamente escura. Para Sakai *et al.*^{20,21} essa região é conhecida como FGA (*Fine Granular Area*), como área granular fina. Já para Shiozama *et al.*²²⁻²⁴ essa superfície é nomeada de GBF (*Granular Bright Area*), área brilhante granular.



Figura 13: Desenho esquemático do fish – eye, adaptado¹⁵.

Murakami *et al.*^{18,19} em seus múltiplos trabalhos estudaram diferentes fatores que afetam a fadiga no VHCF. Eles enfatizam o papel crucial do hidrogênio para o início da trinca por fadiga. O pesquisador propôs que essa região com superfície diferenciada é influenciada pelo aprisionamento de moléculas e átomos de hidrogênio nas adjacências da inclusão, ocasionando assim o processo de fadiga em VHCF¹⁶ (Figura 14).



Figura 14: Micrografia óptica da região do ODA¹⁸.

Com base nas observações realizadas por Murakami, o crescimento do ODA não se deve ao número de ciclos de fadiga, porém é governado por um mecanismo muito mais lento que incorpora o efeito da tensão e do aprisionamento do hidrogênio. Consequentemente, considera-se que quando o tamanho do ODA ultrapassa o tamanho critico definido pelo limite de fadiga intrínseco do material, a propagação da trinca ocorre somente por fadiga, sem o auxílio do hidrogênio^{12,16}. A Figura 15 mostra o mecanismo de falha no regime de VHCF proposto por Murakami.



Figura 15: Mecanismo de falha no regime VHCF para aços de alta resistência de acordo com Murakami ¹⁶.

Em outro estudo Murakami calculou o número de ciclos necessários para a trinca crescer da borda do ODA até a fronteira do *fish-eye* para um aço Cr-Mo SCM435. Ele encontrou uma variação de 10^5 a 10^6 ciclos, que corresponde somente a uma pequena parcela de toda a vida em fadiga do material. O pesquisador então concluiu que a vida no regime de VHCF é consumida principalmente na iniciação e crescimento da trinca dentro do ODA¹⁶.

Sakai *et al.*^{20,21} com o auxílio de microscopia eletrônica de transmissão e difração de raios X, observou finos subgrãos com diferentes orientações cristalográficas que são produzidos dentro do FGA, durante os ciclos de fadiga. Com base na comparação de difração feita dentro e fora do FGA, Sakai propôs que o mecanismo de formação do FGA segue o modelo de polinização e microdeslocamento¹². O modelo é observado na Figura 16.



Figura 16: Iniciação de trinca de fadiga induzida por polinização conforme proposto por Sakai²¹.

Esse modelo consiste em três estágios²¹:

Estagio A: Polinização intensa é induzida ao redor da inclusão. Formação de uma área granular fina.

Estagio B: Nucleação e coalescimento de micro decoesões.

Estagio C: As micro decoesões se unem uma a outra penetrando pelo FGA. Uma trinca com formato circular é formado em volta da inclusão. Ocorre a propagação da trinca de fadiga.



Figura 17: Morfologia de uma falha em regime VHCF a partir de uma inclusão não metálica do material¹².

Shiozawa *et al.*²²⁻²⁴ conduziram um estudo de iniciação e propagação de trincas em VHCF para corpos de prova com alto teor de cromo e carbono. Quando observados por microscopia eletrônica de varredura, uma área facetada de brilho branco foi encontrada próxima a origem da falha, conforme Figura $18^{16,24}$. Possui morfologia granular e rugosa diferente das demais áreas do *fish – eye*. Essa área foi chamada de faceta brilhante granular (GBF).



Figura 18: : Partículas de carbeto esféricas de diversos tamanhos distribuídas aleatoriamente na matriz²⁴.

O mecanismo de formação do GBF, está ilustrada na Figura 19. Shiozama descreve esse modelo como "descoesão dispersiva de carboneto esférico" ²⁴.

Estágio I: No início do processo de fadiga, várias microfissuras são iniciadas por descoesão de carbono esférico da matriz próximo a inclusão.

Estágio II: Crescimento e coalescimento das microfissuras formando GBF.

Estágio III: As microfissuras se propagam entre os limites da matriz e do carboneto. A rugosidade gerada na superfície de fratura corresponde ao tamanho do carboneto. Essa rugosidade é formada pelos orifícios dos quais os carbonetos foram arrancados e pelos próprios carbonetos que se desprenderam da matriz.

Estágio IV: Propagação da trinca de fadiga fora da área do GBF.



Figura 19: Modelo proposto por Shiozawa para formação da área do GBF¹⁶.

3. Materiais e procedimento experimental

Nesse capitulo serão descritos os aços utilizados nos testes em uma máquina ultrassônica, a geometria do corpo de prova e o procedimento experimental para obtenção da curva S-N.

3.1. Materiais

As escolhas do material de testes foram realizadas com apoio do projeto de Saúde Estrutural de Virabrequins das Indústrias Termoelétricas, elaborado pela ENEVA com colaboração da PUC-Rio. O escopo do projeto consiste no estudo de eixos virabrequins que falharam por fadiga em um breve intervalo de tempo.

Esses eixos virabrequins, foram confeccionados com aços DIN 34CrNiMo6 e DIN 42CrMo4 e ambos os eixos apontaram falha por fadiga. A Tabela 1 apresenta as composições químicas dos aços^{2,25}.

		% (wt)							
Materiais	Fe	Cr	С	Mo	Ni	Mn	Si	Cu	V
DIN34CrNiMo6	95,1	1,51	0,38	0,24	1,75	0,77	0,09	0,12	0,13
DIN42CrMo4	96,4	1,10	0,38	0,25	-	0,85	0,27	0,18	0,01

Tabela 1: Composição química dos acos DIN 34CrNiMo6 e DIN 42CrMo4

As composições químicas dos materiais descritos na Tabela 1 são similares, garantindo assim propriedades mecânicas equivalentes, conforme podemos ver na Tabela 2:

Tabela 2: Propriedades físicas e mecanicas					
σ_u	σ_{y}	Ε	ρ		
(MPa)	(MPa)	(GPa)	(g/cm3)		
900	760	207	7,87		
910	715	209	7,87		
	$ \frac{\sigma_u}{(\text{MPa})} \frac{900}{910} $	$\begin{array}{c c} \sigma_u & \sigma_y \\ \hline (\mathbf{MPa}) & (\mathbf{MPa}) \\ \hline 900 & 760 \\ \hline 910 & 715 \\ \end{array}$	$\begin{array}{c c c c c c c c c c c c c c c c c c c $		

abala (). Dranziadadaa Kaisaa a maaâniaa

3.2. Geometria do corpo de prova

Os corpos de prova de ensaios em VHCF possuem dimensões menores que os corpos de prova para ensaios convencionais. Corpos de prova para testes em uma máquina de fadiga ultrassônica devem ser projetados de forma que sua frequência natural, seja equivalente à frequência da máquina⁹.

A medida do comprimento de ressonância é determinada analiticamente e depende do modulo de elasticidade e da densidade do material. Já as medidas do comprimento e geometria da seção reduzida e geometria do corpo de prova, são valores independentes. Vale destacar que a amplitude de tensão para ensaios em regime de VHCF está diretamente relacionada à geometria do corpo de prova⁹.

Para a realização do ensaio de fadiga em uma máquina de alta frequência foram selecionadas quatro geometrias para os corpos de prova. Visando simplificar e melhorar a compreensão dos resultados, os corpos de prova foram separados por diferentes geometrias:

Tipo 1 - Ampulheta

Tipo 2 – Ampulheta entalhado

Tipo 3 – Cilíndrico reto com entalhe de raio 0,39 mm.

Tipo 4 – Cilíndrico reto com entalhe de raio 2,5 mm.

As dimensões dos corpos de prova para os aços DIN 34CrNiMo6 e DIN 42CrMo4, estão ilustradas abaixo:



Figura 20: Geometria do CP tipo 1, aço DIN 34CrNiMo6.



Figura 21: Geometria CP tipo 1, aço DIN 42CrMo4.













Figura 24: Geometria CP tipo 4, aço DIN 34CrNiMo6



Figura 25: Geometria CP tipo 4, aço DIN 42CrMo4.

3.3. Procedimento experimental

Os experimentos foram realizados em uma máquina Shimadzu modelo USF-2000A, localizada no Laboratório de Fadiga de Altíssimo Ciclo (LABFADAC) na PUC-Rio, conforme Figura 26. Essa máquina é única na América Latina capaz de realizar testes de fadiga em alta frequência (20 kHz).

Os testes foram realizados com razão carregamento totalmente reversível (R = -1), tensão média (σ_m) igual a zero e de forma intermitente, "*pulse and pause*" (300 milissegundos de oscilação e 200 milissegundos de pausa). Além do controle de temperatura com auxílio do resfriamento por ar comprimido.

As amplitudes de tensão foram escolhidas a partir do LRM de cada material, lembrando que as amplitudes de tensões devem ser mantidas abaixo do LE do material. Para cada tipo

-**O**T

de corpo de prova, de ambos os materiais, foram utilizadas 3 unidades, assim totalizando 60 corpos de prova.

Para corpos de prova ampulheta, foram realizados testes com amplitudes de tensões de 0,3 σ_u , 0,4 σ_u e 0,5 σ_u do material.

Já para os corpos de prova ampulheta com entalhe de raio 0,5 mm, os testes foram conduzidos preliminarmente na amplitude de tensão de $0,3\sigma_u$. Para amplitude de tensão de $0,3\sigma_u$ a vida em fadiga do material foi em torno de 10^4 ciclos, o que corresponde aproximadamente 2 segundos, tempo esse que inviabiliza a estabilização da amplitude de tensão imposta à máquina para a realização dos testes. Assim concluiu-se que testes nas amplitudes de tensões mais altas não seriam viáveis.



Figura 26: Máquina Shimadzu modelo USF-2000A, localizado no LABFADAC.

Nos corpos de prova cilíndricos retos com entalhe de raio 0,39 mm, foram realizados testes primariamente nas amplitudes de tensão de 0,3 σ_u do material. E novamente a vida em fadiga do material foi em torno de 10⁴ ciclos. Desse modo, optou -se por diminuir 30 MPa do valor da amplitude de tensão correspondente a $0.3\sigma_u$, assim a nova tensão proposta para trabalho é de 240 MPa. Para obter um terceiro valor de amplitude de tensão, novamente foi reduzido o valor de tensão em 30 MPa, dessa forma, o valor de amplitude de tensão passa a ser de 210 MPa.

Para corpos de prova cilíndrico reto com entalhe de raio 2,5 mm, foram realizados testes inicialmente nas amplitudes de tensão de 0,3 σ_u e 0,4 σ_u do material. Testes com tensões de 0,5 σ_u foram impossibilitados por consequência da vida em fadiga do material, que atingiu 10⁴ ciclos, correspondendo a um curtíssimo tempo de testes. Desse modo, optou se por diminuir 30 MPa do valor da amplitude de tensão correspondente a 0,3 σ_u (270 MPa), assim a nova tensão proposta para trabalho foi de 240 MPa.

Vale lembrar que os corpos de prova tipo 2, 3 e 4 possuem entalhe. E que a amplitude de tensão é elevada pelo concentrador de tensão (K_t) , que está governando o campo de tensões ao redor do entalhe.

A Tabela 3 apresenta os valores do fator de concentração de tensão para cada tipo de corpo de prova entalhado.

l abela 3: Valores de K_I			
Corpo de prova	K _t		
tipo 2	2,3		
tipo 3	3,28		
tipo 4	1,73		

A Tabela 4 apresenta a relação entre os diferentes tipos de corpo de prova e amplitude de tensões utilizadas nos testes.

		Tipo de corpo de prova (Qtde)			(Qtde)
	Tensão (MPa)				
Material		Tipo 1	Tipo 2	Tipo 3	Tipo 4
	210	-	-	3	-
	240	-	-	3	3
42CrMo4	270	3	3	3	3
	360	3	-	-	3
	450	3	-	-	-
	240	-	-	3	3
34CrNiMo6	270	3	3	3	3
	300	-	-	3	-
	360	3	-	-	3
	450	3	-	-	-
			6	0	

Tabela 4: Quantidade de corpos de prova para cada aço e suas respectivas amplitudes de tensão.

4. Resultados

A seguir serão apresentados os resultados experimentais obtidos nos ensaios de fadiga em alta frequência, as respectivas curvas S-N e as discussões desses resultados.

4.1. Curva S-N

Todos os corpos de prova num primeiro momento foram testados até 10^8 ciclos. Os corpos de prova que não apresentaram falha, posteriormente foram conduzidos novamente ao teste de fadiga em alta frequência, na mesma amplitude de tensão, em até 10^9 ciclos.

Os resultados obtidos, foram comparados através de dois grupos distintos. Uma comparação horizontal onde é feita a comparação dos corpos de prova para o mesmo material e a mesma geometria, mas com variação na amplitude de tensão. E uma comparação transversal, na qual é feita uma comparação entre os materiais para a mesma amplitude de tensão e mesma geometria.

Lembrando que, para facilitar análise das curvas S-N e as comparações horizontal e transversal, os corpos de prova foram separados de acordo com sua geometria. Corpo de prova ampulheta chamado de tipo 1, ampulheta com entalhe de raio de 0,5 mm de tipo 2, cilíndrico reto com entalhe de raio 0,39 mm de tipo 3 e cilíndrico reto com entalhe de raio 2,5 mm de tipo 4.

4.1.1. Comparação horizontal

As tabelas abaixo apresentam as amplitudes de tensão e número de ciclos para cada material.

Tabela 5: Comparação horizontal ·	Amplitude de tensão e núme	ro de ciclos para a falha,	aço DIN
	42 CrMo4.		-

Material	Tensão	Nr			
MPa		Tipo 1	Tipo 2	Tipo 3	Tipo 4
				6,4175E+05	
	210			2,5233E+05	
				4,6887E+05	
				1,1275E+05	4,6835E+06
	240			1,2010E+05	8,5618E+05
				1,1406E+05	7,5383E+05
DIN		run-out	4,6778E+04	7,0482E+04	2,4127E+06
	270	run-out	4,0681E+04	5,9774E+04	4,3550E+05
420110104		1,9528E+06	3,4709E+04	7,0800E+04	1,1310E+06
		1,0270E+08			8,7733E+04
	360	1,3631E+06			2,5260E+05
		4,5798E+07			3,0518E+05
		1,6698E+05			
	450	8,7407E+04			
		1,5953E+05			

Tabela 6: Comparação horizontal - Amplitude de tensão e número de ciclos para a falha, aço DIN 34 CrNiMo6.

Material	Tensão	Nf			
Wateriai	Mpa	Tipo 1	Tipo 2	Tipo 3	Tipo 4
				4,4447E+05	3,6038E+08
	240			4,1599E+05	3,9035E+08
				5,3491E+05	3,2808E+08
		run- out	2,8853E+05	2,1542E+05	1,0039E+08
	270	run- out	4,2245E+04	2,4074E+05	1,0750E+08
		run- out	2,9947E+04	3,6655E+05	1,1330E+08
DIN				1,0179E+05	
DIN 34CrNiMo6	300			1,0079E+05	
34CINI100				1,0835E+05	
		1,1031E+08			6,3745E+05
	360	1,4274E+08			1,0688E+06
		1,1129E+08			4,2609E+05
		7,9476E+06			
	450	1,5625E+07			
		1,6865E+07			

A Figura 27 apresenta curva S-N para corpos de prova DIN 34CrNiMo6 tipo 1. Todos os corpos de prova testados na amplitude de tensão de 270 MPa não falharam ao atingir 10^9 ciclos. Já todos os corpos de prova em tensões de amplitude de 360 MPa e 450 MPa falharam para números de ciclos que variam de 10^6 a 10^8 ciclos.



Figura 27: Curva S-N para aço DIN 34CrNiMo6, corpo de prova ampulheta (tipo 1).

Observa-se na Figura 27, que os corpos de prova ensaiados na amplitude de tensão de 360 MPa apresentaram número de ciclos para a falha semelhante. Para melhor visualização desses respectivos pontos, na Figura 28 foi realizada uma aproximação da escala logarítmica da curva S-N, de modo que esses pontos se tornassem visíveis.



Figura 28: Ampliação da curva S-N para aço DIN 34 CrNiMo6, corpo de prova ampulheta.



Figura 29: Curva S-N para aço DIN 34 CrNiMo6, corpo de prova cilíndrico reto com entalhe de raio 0,39 mm (tipo 3).

Na curva S-N para corpos de prova tipo 3 e aço DIN 34 CrNiMo6, conforme Figura 30, ocorreu falhas para todos os corpos de prova submetidos ao teste em uma máquina de alta frequência. Nota-se que a vida em fadiga do material encontra-se no intervalo de 10^5 a 10^8 ciclos.



Figura 30: Curva S-N para aço DIN 34 CrNiMo6, corpo de prova cilíndrico reto com entalhe de raio 2,5 mm (tipo 4).

Comparando os corpos de prova com diferentes entalhes, consequentemente diferentes valores de K_t e amplitudes de tensões, conforme pode-se observar na Figura 31, é possível identificar um aumento da vida em fadiga em torno de 10 milhões de ciclos (10⁷ ciclos) para os corpos de prova tipo 4, quando comparados com corpos de prova tipo 3. Esse aumento no número de ciclos está relacionado ao valor de K_t que está atuando na ponta do defeito, que nesse caso é o entalhe. O valor de K_t para os corpos de prova tipo 3 gira em torno do dobro daquele para os corpos de prova do tipo 4.

A Figura 32 apresenta uma comparação entre corpos de provas tipo 1 e tipo 2 que foram submetidos a testes em alta frequência na mesma amplitude de tensão. Claramente é identificável a influência do fator de intensidade de tensão, K_t , na vida em fadiga do material. Corpos de prova que não possuem entalhe não indicaram falha em até 10⁹ ciclos, em contrapartida, os corpos de prova entalhados falharam com vida em fadiga entre 10⁴ a 10⁵ ciclos.



Figura 31: Comparação entre corpos de prova tipo 3 e 4 para aço DIN 34 CrNiMo6.



Figura 32: Comparação entre corpos de prova tipos 1 e 2 para aço DIN 34CrNiMo6.

Para as curvas S-N apresentadas até agora, entende-se que, quanto maiores os valores de K_t maior será a perturbação na ponta da trinca e menor será a vida em fadiga do material.

Continuando no método de comparação horizontal. Agora serão analisadas as curvas de fadiga para o material DIN42CrMo4.

Na Figura 33, os corpos de prova ensaiados nas tensões de 360 MPa e 450 MPa exibiram vida em fadiga com número de ciclos em torno de 10^5 a 10^8 ciclos. Na tensão de 270 MPa, a maioria dos corpos de prova falhou em torno de 10^6 ciclos. Entretanto, um único corpo de prova não apresentou falha até 10^9 ciclos.



42CrMo4 - tipo 1

Figura 33: Curva S-N para aço DIN 42 CrMo4, corpo de prova ampulheta.

A Figura 34 apresenta os corpos de prova tipo 3, para aço DIN 42CrMo4. Todos os corpos de prova exibiram número de ciclos para a falha em torno de 10^4 a 10^5 ciclos.



Figura 34: Curva S-N, aço DIN 42 CrMo4, corpo de prova entalhado com raio 0,39 mm.

A Figura 35 também indica falha por fadiga em todos os corpos de prova, porém com maior vida em fadiga. Número de ciclos para a falha de 10^5 a 10^6 ciclos.



Figura 35: Curva S-N para DIN 42 CrMo4, corpo de prova entalhado com raio 0,39 mm.

Nas Figura 36 e 37 apresentam curvas S-N comparativas e pode-se constatar que novamente a vida em fadiga do material é influenciada pelo valor de K_t .



Figura 36: Comparação entre corpos de prova tipo 3 e 4 para aço DIN 42 CrMo4.



Figura 37: Comparação entre corpos de prova tipo 1 e 2, para aço DIN 42CrMo4.

É válido destacar que para todas as curvas S-N do aço DIN 42CrMo4, os números de ciclos para falha apresentaram uma maior dispersão comparados ao aço DIN 34CrNiMo6.

4.1.2. Comparação transversal

Visando uma melhor compreensão do comportamento em fadiga de ambos os materiais testados, foi também realizado uma comparação transversal. No qual foi possível analisar a influência de cada material em VHCF, para cada tipo de corpo de prova testado. Nas tabelas abaixo pode-se visualizar todas as possíveis relações comparativas para esses materiais.

Tipo 1						
Material	Tensões	Nf	Tensões	Nf	Tensões	Nf
		run- out		1,1031E+08		7,9476E+06
34CrNiMo6	270	run- out	360	1,4274E+08	450	1,5625E+07
		run- out		1,1129E+08		1,6865E+07
		run- out		1,0270E+08		1,6698E+05
42CrMo4	270	run- out	360	1,3631E+06	450	8,7407E+04
		1,9528E+06		4,5798E+07		1,5953E+05

Tabela 7: Comparação transversal entre corpos de prova tipo 1

Tabela 8: Comparação transversal entre corpos de prova tipo 2

Tipo 2					
Material	Tensões	Nf			
		2,8853E+05			
34CrNiMo6	270	4,2245E+04			
		2,9947E+04			
		4,6778E+04			
42CrMo4	270	4,0681E+04			
		3,4709E+04			

Tabela 9: Comparação transversal entre corpos de prova tipo 3

Тіро З							
Material	Tensões	Nf	Tensões	Nf			
		4,4447E+05		2,1542E+05			
34CrNiMo6	240	4,1599E+05	270	2,4074E+05			
		5,3491E+05		3,6655E+05			
		1,1275E+05		7,0482E+04			
42CrMo4	240	1,2010E+05	270	5,9774E+04			
		1,1406E+05		7,0800E+04			

Tipo 4						
Material	Tensões	Nf	Tensões	Nf	Tensões	Nf
		3,6038E+08		1,0039E+08		6,3745E+05
34CrNiMo6	240	2,8035E+08	270	1,0750E+08	360	1,0688E+06
		3,2808E+08		1,1330E+08		4,2609E+05
		4,6835E+06		2,4127E+06		8,7733E+04
42CrMo4	240	8,5618E+05	270	4,3550E+05	360	2,5260E+05
		7,5383E+05		1,1310E+06		3,0518E+05

Tabela 10: Comparação transversal entre corpos de prova tipo A

A Figura 38 apresenta comparação entre os aços DIN 34 CrNiMo6 e DIN 42 CrMo4 para corpo de prova tipo 1, na amplitude de tensão de 270 MPa.



Figura 38: Comparação de materiais tipo 1, amplitude de tensão de 270 MPa.

Observa-se que somente um corpo de prova DIN 42CrMo4 falhou em torno de 10⁶ ciclos, enquanto os demais corpos de prova, para ambos os materiais, não falharam até 10⁹ ciclos.

Para os testes realizados na tensão de 360 MPa, novamente para ambos os materiais, conforme Figura 39, todos os corpos de prova apresentaram falha. O aço DIN 42CrMo4 obteve números de ciclos para a falha com intervalo de 10⁶ a 10⁸ ciclos. Essa diferença entre o máximo e o mínimo do número de ciclos, de aproximadamente 10 milhões de ciclos, é significativa quando se trata de vida em fadiga de um mesmo aço submetido a mesma amplitude de tensão. Já para o aço DIN 34CrNiMo6, todos os corpos de prova falharam em torno de 10^8 ciclos. A Figura 40 apresenta em detalhe os pontos que falharam.



Figura 39: Comparação de materiais tipo 1, amplitude de tensão de 360 MPa.



Figura 40: Visão detalhada da curva S-N para comparação de materiais tipo 1, amplitude de tensão de 360 MPa.

Na Figura 41 apresenta a curva S-N para corpos de prova tipo 1, ciclados na amplitude de tensão de 450 MPa. Os corpos de prova DIN 42CrMo4 falharam em torno de 10^4 a 10^5 ciclos, enquanto os corpos de prova DIN 34CrNiMo6 apresentaram falha com número de ciclos da faixa de 10^6 a 10^7 ciclos.



Figura 41: Comparação de materiais tipo 1, amplitude de tensão de 450 MPa.

Após uma análise dos gráficos comparativos feito para corpos de prova, tipo 1, podese atestar que corpos de prova no aço DIN 42CrMo4 apresentaram menor vida em fadiga do que no aço DIN 34CrNiMo6.

A Figura 42 apresenta a comparação para corpos de prova tipo 2, ampulheta com entalhe de raio 0,5 mm. Verifica-se que a totalidade dos corpos de prova falham em torno de 10^4 ciclos.



Figura 42: Comparação de materiais tipo 2, amplitude de tensão de 270 MPa.

Desse modo, corpos de prova tipo 2 apresentam a mesma ordem de grandeza para o número de ciclos para falha, seguindo assim um padrão. Vale lembrar que o valor de K_I não é influenciado pelo tipo de material, mas sim pelo valor do raio do defeito que está sendo aplicado no corpo de prova. Valor de K_I nos corpos de prova tipo 2 é de 2,3.

Os gráficos a seguir apresentam uma comparação entre corpos de prova cilíndricos retos entalhados com raios 0,39 mm e 2,5 mm, respectivamente.

A Figura 43 mostra uma curva S-N de comparação para corpos de prova tipo 3, na amplitude de tensão de 240 MPa. Todos os corpos de prova, dos dois aços, atingiram número de ciclos para a falha em torno de 10^5 ciclos. Observa-se que mesmo possuindo a mesma ordem de grandeza de ciclos, cada material exibe uma padronização no número de ciclos até a fratura final. Enquanto os corpos de prova DIN 42CrMo4 falharam próximos a 10^4 ciclos, os corpos de prova DIN 34CrNiMo6 apresentaram falha aproximadamente em $5x10^5$ ciclos.

Ambos os materiais possuem K_I de 3,28. A tensão que está atuando no entalhe é o valor da amplitude de tensão imposta ao corpo de prova, multiplicado pelo valor do intensificador de tensão. Logo o valor da tensão na ponta do entalhe torna-se maior que a amplitude de tensão de trabalho.



Figura 43: Comparação de materiais tipo 3, amplitude de tensão de 240 MPa.

A Figura 44 apresenta corpos de prova tipo 3, para amplitude de tensão de 270 MPa. Observa-se falha em fadiga de todos os corpos de prova.



Comparação materiais - tipo 3

Figura 44: Comparação de materiais tipo 3, amplitude de tensão de 270 MPa.

Quanto maior o valor da amplitude de tensão, menor será a vida em fadiga do material.

As curvas abaixo apresentam os corpos de prova, tipo 4. Esses corpos de prova possuem $K_t = 1,73$.

Como pode ser observado na Figura 45 todos os corpos de prova falharam. Os corpos de prova DIN 42CrMo4 apresentaram vida em fadiga em torno de 10^5 a 10^6 ciclos, uma diferença de 100 mil entre os números de ciclos. Já para os DIN 34CrNiMo6 todos falharam praticamente na mesma quantidade de ciclos, em torno de $3x10^8$.

Também se nota um aumento da vida em fadiga para corpos de prova tipo 4 quando comparados com corpos de prova tipo 3 na mesma amplitude de tensão. Os corpos de prova DIN 34 CrNiMo6 possuem uma maior vida em fadiga que o DIN 42CrMo4. Na Figura 46, observa-se que os corpos de prova obtiveram mesmo comportamento que aqueles mostrados na Figura 45, ou seja, o aço DIN 42CrMo4 possui menor vida em fadiga que o aço DIN 34CrNiMo6.



Figura 45: Comparação de materiais tipo 4, amplitude de tensão de 240 MPa.



Figura 46: Comparação de materiais tipo 4, amplitude de tensão de 270 MPa.

A Figura 47 exibe a curva S-N para corpos de prova tipo 4, na amplitude de tensão de 360 MPa. O aço DIN 42 CrMo4 possui vida em fadiga no intervalo de 10^4 a 10^5 ciclos, enquanto os DIN 34 CrNiMo6 apresentaram falha por fadiga na faixa de 10^5 a 10^6 ciclos.



Figura 47: Comparação de materiais tipo 4, amplitude de tensão de 360 MPa.

Aços DIN 42CrMo4 e DIN 34CrNiMo6 são utilizados para mesmas aplicações, possuem LRM e LE semelhantes. Mas de acordo com os resultados apresentados, foi possível observar que para corpos de prova tipo 1, ambos os aços apresentaram um aumento da vida em fadiga em altíssimo ciclo à medida que reduzia a amplitude de tensão. Porém os corpos de prova tipo 1 do aço DIN 42CrMo4 apresentaram uma vida em fadiga muito inferior à do aço DIN 34CrNiMo6.

Nos corpos de prova tipo 2, tanto o aço DIN 42CrMo4 quanto o aço DIN 34CrNiMo6 apresentaram redução significativa da vida em fadiga. Porém a resposta dos corpos de prova DIN 34CrNiMo6 com a presença do entalhe foi mais agressiva do que para o DIN 42CrMo4.

Já os corpos de prova tipo 3, ou seja, com entalhes mais severos, apresentaram uma menor vida em fadiga, para ambos os aços, quando comparados aos corpos de prova tipo 4. É significativo ressaltar que nas curvas S-N do aço DIN 34CrNiMo6, os números de ciclos para falha mostram uma menor dispersão quando comparados aos do aço DIN 42CrMo4.

5. Análise das superfícies de fratura

Como mencionado na revisão bibliográfica, as trincas de fadiga podem ocorrer, superficialmente, subsuperficialmente e internamente. Nesse capítulo teve como objetivo observar as superfícies de fratura obtidas nos ensaios de fadiga ultrassônica e identificar os sítios de iniciação de trinca.

Devido ao grande número de corpos de prova, foram selecionadas as principais imagens obtidas das superfícies de fratura.

As primeiras análises foram realizadas para corpos de prova DIN 34CrNiMo6, tipo 1. A amplitude de tensão e o número de ciclos para a falha desses corpos de prova podem ser observados na tabela 11:

Tabela 11: Número de ciclos dos corpos de prova DIN 34CrNiMo6, tipo 1, com 40% e 50% do LRM do material, respectivamente.

	σ (MPa)	$\mathbf{N}_{\mathbf{f}}$
CP_02	360	1,10E+08
CP_03	450	7,95E+06



Figura 48: Imagem MEV da superfície de fratura, CP_02 (DIN 34CrNiMo6, tipo 1). Presença de fish-eye.



Figura 49: Iniciação do fish-eye na subsuperfície do corpo de prova, CP_02.

Conforme podemos analisar, na Figura 48 a superfície de fratura do CP_02 revela uma região de *fish-eye* com superfície com uma rugosidade diferente em relação ao restante da superfície de fratura. Também é possível distinguir os 4 estágios da propagação da trinca. Começando pela nucleação da trinca de fadiga, propagação da trinca dentro do *fish-eye*, propagação da trinca fora do *fish-eye* e fratura final. Na Figura 49 é possível observar que mais claramente que a trinca nucleou subsuperficialmente, devido a presença de uma inclusão. Essa inclusão conduziu a formação do *fish-eye*, com contorno circular, concêntrico a origem da trinca e com suas bordas tangenciando a superfície do corpo de prova. Essas características observadas, condiz com a formação de *fish-eye* descrita por diversos autores na literatura.

Afim de identificar a microestrutura da inclusão que iniciou a trinca de fadiga, foi realizado um EDS em toda a área da inclusão. Conforme podemos observar na Figura 50, os elementos em maior quantidade encontrados foram Oxigênio, Alumínio e Cálcio. Caracterizando assim uma inclusão não metálica.

Acquisition conditions

Acquisition time (s) 60.0

ne (s) 60.0 Process time 5

15.0

Accelerating voltage (kV)

Summary results



Element	Weight %	Weight % σ	Atomic %
Carbon	3.447	2.558	6.032
Oxygen	46.512	1.350	61.098
Magnesium	2.597	0.151	2.245
Aluminum	25.100	0.742	19.551
Silicon	0.513	0.095	0.384
Sulfur	0.318	0.079	0.208
Potassium	0.351	0.087	0.189
Calcium	15.734	0.497	8.250
Iron	5.428	0.329	2.043

Figura 50: EDS CP_02 (inclusão)

A Figura 51 apresenta a superfície de fratura para o CP_03. Foi possível observar apresenta de uma região de *fish-eye*, com uma região aparentemente plana, diferente das demais regiões da superfície de fratura. Claramente é possível identificar que o diâmetro do *fish- eye* é superior ao da Figura 50.

Na Figura 52 observa-se nitidamente os 4 estágios da propagação da trinca, sendo esta, iniciada internamente, por uma inclusão.

O resultado no obtido EDS realizado para a inclusão encontrado na região do *fish-eye* do CP_03, reconheceu a presença novamente de oxigênio, alumínio e cálcio, conforme Figura 53.



Figura 51: Imagem MEV da superfície de fratura, CP_03 (DIN 34CrNiMo6, tipo 1). Presença de fish-eye.



Figura 52: Nucleação da trinca de fadiga internamente no corpo de prova, CP_03. (1) Propagação da trinca dentro do *fish-eye* e (2) propagação da trinca fora do *fish-eye* e (3) fratura final.



Quantification Settings

Quantification method	All elements (normalised)
Coating element	None

Summary results

Element	Weight %	Weight % σ	Atomic %
Carbon	4.001	0.721	6.890
Oxygen	46.486	0.715	60.091
Magnesium	5.197	0.196	4.421
Aluminum	26.683	0.440	20.452
Calcium	12.088	0.286	6.237
Iron	4.784	0.342	1.772
Indium	0.760	0.251	0.137
Calcium Iron Indium	12.088 4.784 0.760	0.286 0.342 0.251	6.237 1.772 0.137

Figura 53: EDS CP_03 (inclusão)

Para identificar o tamanho das inclusões de cada corpo de prova foi utilizado o programa de processamento digital de imagens, Fiji. Antes de realizar as medidas, foi necessário fazer a segmentação das imagens das inclusões, obtidas no MEV, conforme Figuras 54 e 55. Posteriormente, foi realizado a extração de atributos das imagens segmentadas, através desse comando foi possível calcular o diâmetro de feret, área, circunferência de cada inclusão. O diâmetro de feret, corresponde à média da distância entre duas linhas paralelas tangentes a projeção da partícula. A tabela 12 apresenta os valores da extração de atributos das inclusões.


Figura 55: Imagem MEV da inclusão do CP_02, segmentada.



Figura 54: Imagem MEV da inclusão do CP_03, segmentada.

Amostra	Área (μm²)	Circunferencia	Diâmetro feret (µm)
CP_02	646.534	0.575	35.113
CP_03	1.609.626	0.263	68.980

Tabela [•]	12 [.] Extração	de atributos	das inclusões	correspondentes aos CP	02 e CP	03

Através dos resultados obtidos da extração de atributos, constatou-se que o CP_03 possui inclusão com tamanho maior. Quanto maior for o tamanho da inclusão em aços maior será a concentração de tensão em volta da inclusão e mais prejudicial será em função a iniciação da trinca e vida em fadiga.

O CP_03 além de possuir inclusão maior, o ensaio de fadiga foi realizado com amplitude de tensão maior do que o ensaio para o CP_02. Logo pode-se concluir que o efeito conjugado da amplitude de tensão e o tamanho da inclusão, foram cruciais para diminuição da vida em fadiga do corpo de prova.

A seguinte superfície de fratura analisada, corresponde a um DIN 42CrMo4, tipo 1, conforme Tabela 13.

Tabela 13: Número de ciclos para CP_04, DIN 42CrMo4 tipo 1, com 40% do LRM do material.

	σ (MPa)	$\mathbf{N_{f}}$
CP_04	360	1,03E+08

A figura 56 corresponde a superfície de fratura do CP_04, DIN 42CrMo4 tipo 1. Claramente é possível identificar na figura, marca de praia que caracteriza variações na carga de serviço ou por oxidação da frente da trinca em períodos de parada de equipamento. Como o ensaio foi realizado em uma mesma amplitude de tensão sem variação de carga, a marca então corresponde a interrupção do ensaio que ocorreu em 1,78E+07. Posteriormente o ensaio foi continuado e chegou a 1,03E+08 ciclos. Também é possível observar que a trinca de fadiga iniciou superficialmente, mesmo atingindo o regime VHCF. O processo de falha ocorreu em 3 estágios: Nucleação e propagação da trinca e fatura final. Através das estrias de fadiga foi viável identificar o sentido de propagação do crescimento da trinca de fadiga, sendo esta radial no sentido interno do corpo de prova, até atingir a fratura final.



Figura 56: MEV da superfície de fratura do CP_04, DIN 42CrMo4, tipo 1.

As próximas análises realizadas foram para os corpos de prova entalhados. A Figura 57 e 58 correspondem a imagens obtidas pela LUPA para corpos de prova DIN 34CrNiMo6 com raio de entalhe de 0,39 mm e 2,5 mm, respectivamente.

 Tabela 14: Número de ciclos dos corpos de prova DIN 34CrNiMo6, tipo 3 e tipo 4, com 30% do

 LRM do material.

	entalhe (mm)	σ (MPa)	Nf
CP_07	0,39	270	2,41E+05
CP_10	2,5	270	1,01E+08

Como já era o esperado as figuras 57 e 58 revelaram múltiplas iniciações de trincas na superfície, com fratura final localizada no centro do corpo de prova, devido a presença do entalhe em toda a sua circunferência.

Na figura 57 observou-se além das múltiplas trincas é possível atentar para o aumento da densidade das trincas. Essa característica é devido ao copo de prova possuir um raio de

entalhe menor, assim gerando um concentrador de tensão maior e consequentemente mais agressivo para o material. Já a figura 58 corresponde a superfície de fratura de um corpo de prova com raio de entalhe menos severo, dessa maneira, diminuindo a concentração de tensão e suavizando as trincas de fadiga.



Figura 57: LUPA CP_07 para DIN 34CrNiMo6, tipo3



Figura 58: LUPA CP_10 para DIN 34CrNiMo6, tipo4

6. Conclusões

A partir dos resultados obtidos para os aços DIN 34CrNiMo6 e DIN 42CrMo4, em diferentes geometrias, no regime de fadiga de altíssimo ciclo. O presente trabalho concluiu que:

- Corpos de prova ampulheta exibem vida em fadiga de até 10⁹ ciclos para as tensões de ensaio.
- Corpos de prova ampulheta, indicaram uma maior resistência à fadiga para o aço DIN 34CrNiMo6, embora ambos os aços apresentarem propriedades mecânicas semelhantes.
- Aço DIN 42CrMo4 apresentou a maior sensibilidade ao entalhe, nos corpos de prova tipo 3 e 4.
- A diferença dos números de ciclos para a falha, dos dois aços, no regime de fadiga de altíssimo ciclo, está relacionada ao tamanho das inclusões não metálicas presentes nos aços.
- O número de ciclos para a falha não domina o tamanho do *fish-eye*.
- Os corpos de prova entalhados apresentaram múltiplas iniciações superficiais, com fratura final no centro do corpo de prova, como já era esperado. Porém o raio do entalhe influenciou nas características da trinca de fadiga.

7. Sugestões para trabalhos futuros

A fim de obter resultados mais sólidos e precisos, as seguintes propostas são sugeridas:

- Realização de testes de fadiga em alta frequência, nas mesmas amplitudes de tensões, com maior quantidade de corpos de prova.
- Condução de testes de fadiga em alta frequência até 10^{12} .
- Investigação da influência dos demais parâmetros da inclusão no processo de iniciação de trinca de fadiga em altíssimo ciclo e não somente o tamanho da inclusão.

8. Referências bibliográficas

- SURESH, S. Fatigue of Materials, New York: Cambridge University Press, 1998.701 p.
- 2 CASTRO J. T. P. d. e MEGGIOLARO M. A. Fadiga Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço, vol. 1, Createspace Independent Publishing Platform, 2009.494 p.
- 3 FORREST P. G. Fatigue of Metals, Pergamon Press, 1970, 425 p.
- 4 DOWNLING N. E. Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods
 for Deformation, Fracture, and Fatigue, 4° ed., Pearson Education ,2012.977 p.
- 5 BASTIAN F. L., CAMINHA, H. M. Jr. e MORAIS, M. M. Apostila de Mecânica da Fratura, 1987.
- 6 PYTTEL B., SCHWERDT D., BERGER C. Very high cycle fatigue Is there a fatigue limit? International Journal of Fatigue. 2011; 33(1):49-58.
- 7 ZHAOA P., WANGB X.R., *et al.* The influence of inclusion factors on ultrahigh cyclic deformation of a dual phase steel. Materials Science & Engineering A. 2019. 754: 275–281.
- 8 MUGHRABI H. e ANTOLOVICH S. D., A Tribute to Claude Bathias -Highlights of his pioneering work. International Journal of Fatigue, 2016, 93: 217-223.
- 9 BATHIAS C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Pratice, 1° ed., Academic Press.
 2005. 328 p.
- 10 QINGYUAN W., MUHAMMAD K. K., BATHIAS C. Current understanding of ultra-high cycle fatigue. Theoretical & Applied Mechanics Letters 2. 2012.
- 11 BATHIAS C. Piezoelectric fatigue testing machines and devices. International Journal of Fatigue. 2006. 28:1438–1445.
- YONG-DE L., *et al.* On the Formation Mechanisms of Fine Granular Area (FGA) on the Fracture Surface for High Strength Steels in the VHCF Regime. International Journal of Fatigue. 2016; 82:402–10.

- 13 WANG C, *et al.* Investigation of crack initiation mechanisms responsible for the fish eye formation in the Very High Cycle Fatigue regime. International Journal of Fatigue. 2019.119:320–329.
- 14 Thierry Palin-Luc, Dalenda Jeddi. The gigacycle fatigue strength of steels: a review of structural and operating factors.
- 15 NGUYEN H.Q., GALLIMARD L., BATHIAS C., Numerical simulation of *fish-eye* fatigue crack growth in very high cycle fatigue. Engineering Fracture Mechanics. 2015. 135: 81–93.
- 16 KAZYMYROVYCH V., Very high cycle fatigue of engineering materials A literature review. Karlstad University Studies. 2009:22.
- PHUNG N. L. *et. al*, Very High Cycle Fatigue for single phase ductile materials:
 slip band appearance criterion. Procedia Engineering. 2013; 66: 615 625
- 18 MURAKAMI Y., The effect of hydrogen on fatigue properties of metals used for fuel cell system. International Journal of Fatigue. 2006.138:167–195
- 19 MURAKAMI Y., NOMOTO T., *et al.* On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime (N>10⁷ cycles). Part I: influence of hydrogen trapped by inclusions. Fatigue Fract Engng Mater Struct. 2000.23:893–902.
- 20 SAKAI T., OGUMA N., MORIKAWA A., Microscopic and nanoscopic observations of metallurgical structures around inclusions at interior crack initiation site for a bearing steel in very high-cycle fatigue. Fatigue Fract Engng Mater Struct. 2015. 38:1305–1314.
- 21 SAKAI T., Review and Prospects for Current Studies on Very High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use. Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering. 2009; 3(3):425–39.
- 22 SHIOZAWA K., LU L., Very high-cycle fatigue behaviour of shot-peened highcarbon-chromium bearing steel. Fatigue Fract Engng Mater Struct. 2002. 25:813-822.
- 23 SHIOZAWA K., LU L., SHIHARA I., S–N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel. Fatigue Fract Engng Mater Struct. 2001. 24:781-790.
- 24 SHIOZAWA K., MORII Y., SEIICHI N., Subsurface Crack Initiation and Propagation Mechanism under the Super-Long Fatigue Regime for High Speed Tool Steel (JIS SKH51) by Fracture Surface Topographic Analysis. JSME Medal for Outstanding Paper.2004.

- 25 TEXEIRA M. C. C., Comportamento do Aço DIN 34CrNiMo6 em Fadiga de Altíssimo Ciclo, Dissertação mestrado, PUC-Rio, 2018.
- 26 CHAPETTI M. D., GUERRERO O. A., Estimation of notch sensitivity and size effect on fatigue resistance. Procedia Engineering. 2013. 66: 323-333.
- 27 BURKART K., BOMAS H., *et al.* Fatigue of notched case-hardened specimens of steel SAE 5120 in the VHCF regime and application of the weakest-link concept. International Journal of Fatigue. 2011. 33: 59-68.
- 28 SCHWERDT D., PYTTEL B., BERGER C., Fatigue strength and failure mechanism for the aluminium wrought alloy EN AW 6056 in the VHCF-region and influence of notches and compressive residual stresses. Procedia Engineering. 2010. 2:1505-1514.
- 29 ZERBST U., MADIA M., Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I: Basic aspects. Engineering Failure Analysis. 2019. 97:777–792.