



**MARIA CLARA CARVALHO TEIXEIRA**

**Comportamento do Aço DIN 34CrNiMo6 em  
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 de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos da PUC-Rio.

Orientador: Prof. Marcos Venicius Soares Pereira

Rio de Janeiro  
Fevereiro de 2018



**MARIA CLARA CARVALHO TEIXEIRA**

**Comportamento do Aço DIN 34CrNiMo6 em  
Fadiga de Altíssimo Ciclo**

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos da PUC-Rio. Aprovado pela Comissão Examinadora abaixo assinada.

**Prof. Marcos Venicius Soares Pereira**

Orientador

Departamento de Engenharia Química e de Materiais – PUC-Rio

**Profa. Ana Rosa Fonseca de Aguiar Martins**

Departamento de Engenharia Química e de Materiais – PUC-Rio

**Profa. Gilvania Terto Alves**

CEFET – Rio de Janeiro

**Prof. Marcio da Silveira Carvalho**

Coordenador Setorial do Centro Técnico Científico – PUC-Rio

Rio de Janeiro, 27 de fevereiro de 2018

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

### **Maria Clara Carvalho Teixeira**

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

#### Ficha Catalográfica

Teixeira, Maria Clara Carvalho

Comportamento do aço DIN 34CrNiMo6 em fadiga de altíssimo ciclo / Maria Clara Carvalho Teixeira ; orientador: Marcos Venicius Soares Pereira. – 2018.

96 f. : il. color. ; 30 cm

Dissertação (mestrado)–Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Química e de Materiais, 2018.

Inclui bibliografia

1. Engenharia de Materiais – Teses. 2. Engenharia Química – Teses. 3. Curva S-N. 4. Limite de fadiga. 5. Iniciação de trincas. 6. UHCF. 7. Fish-eye. 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

Agradeço, em primeiro lugar, a Deus, por me fazer chegar até este momento com saúde, confiança e fé.

Aos meus pais, Janice e Avelino e meu esposo Renato por me apoiarem nessa trajetória.

Ao meu orientador Prof. Marcos Venicius Soares Pereira pela orientação, aprendizado e a oportunidade de realizar esse projeto.

À PUC-Rio e docentes pelo ensino de excelência.

Ao CNPq pelo suporte financeiro.

Aos Profs. Manuel Freitas e Luis Reis pela oportunidade de realizar os ensaios no Instituto Superior Técnico da Universidade de Lisboa.

Ao amigo e aluno de doutorado, Pedro Costa do Instituto Superior Técnico da Universidade de Lisboa pela ajuda ao longo dos ensaios.

Aos queridos amigos que fiz, Thiago Peixoto, Thiago Castro, Felipe Roballo, Patrícia Neubauer e Thaís Motta.

Ao técnico José Marques pela usinagem das amostras usadas nos ensaios.

Aos que não foram citados, mas contribuíram e me apoiaram para a realização deste sonho, meus sinceros agradecimentos.

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., Itaipu Geração de Energia S.A. Paranaíba I, II e III Geração de Energia S.A.

## Resumo

Teixeira, Maria Clara Carvalho; Pereira, Marcos Venicius Soares. **Comportamento do Aço DIN 34CrNiMo6 em Fadiga de Altíssimo Ciclo.** Rio de Janeiro, 2018. **96p** Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Estudos recentes têm mostrado que para muitos materiais de Engenharia não existe um limite de fadiga. Numa análise convencional, se admite uma vida infinita em fadiga de alto ciclo quando o material atinge  $10^6$  -  $10^7$  ciclos sem a incidência de falhas. Entretanto, em função do desenvolvimento tecnológico atual, a vida-fadiga de inúmeros componentes mecânicos e estruturais pode ultrapassar a fronteira da fadiga de alto ciclo, fazendo com que a avaliação do comportamento em fadiga de altíssimo ciclo ( $10^7$  –  $10^{12}$ ), tenha se tornado extremamente importante para projetos, por ter estabelecido que uma tensão limite de fadiga não existe em muitos casos. Pesquisas recentes demonstram que a maioria dos materiais, incluindo ligas ferrosas, apresentam falhas em até  $10^{10}$  ciclos, com um decréscimo contínuo do limite de fadiga após  $10^6$  ciclos, o que torna a resistência à fadiga associada com um número de ciclos mais importante do que o próprio limite de fadiga. No regime de altíssimo ciclo de fadiga as trincas se iniciam a partir de defeitos internos do material, como inclusões, gerando mecanismos de iniciação de trincas característicos das superfícies de fratura, tais como olho de peixe (*fish-eye*), ODA (*Optically Dark Area*) e FGA (*Fine Granular Area*). Neste estudo foram usinados corpos de prova do aço DIN 34CrNiMo6, que foram ensaiados entre  $10^6$  e  $10^9$  ciclos, sob fadiga ultrassônica do tipo tração-compressão, com frequência de 20 kHz e razão de carregamento -1. Os resultados mostraram que o material tem uma tendência maior a vida-fadiga sob valores baixos de tensão e na superfície de fratura de alguns corpos de prova formação de *fish-eye*.

## Palavras-chave

Curva S-N; limite de fadiga; aço estrutural; inclusões; iniciação de trincas; UHCF; olho de peixe; FGA; ODA.

## Abstract

Teixeira, Maria Clara Carvalho; Pereira, Marcos Venicius Soares (Advisor). **Ultra High Cycle Fatigue Behavior of the DIN 34CrNiMo6 Steel**. Rio de Janeiro, 2018. **96p.** Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Recent studies have shown that for many engineering materials there is no fatigue limit. In a conventional analysis, infinite life in high cycle fatigue is allowed when the material reaches  $10^6$  -  $10^7$  cycles without the occurrence of failures. However, due to the current technological development, the fatigue life of several mechanical and structural components can exceed the boundary of high cycle fatigue, making the evaluation of ultra high cycle fatigue behavior ( $10^7$ - $10^{12}$ ), or fatigue of very high cycle, has become extremely important for projects, because it has established that a stress of fatigue limit does not exist in many cases. Current research has shown that most materials, including ferrous alloys, exhibit failures in up to  $10^9$  cycles, with a continuous decrease in the fatigue limit after  $10^6$  cycles, which makes strength fatigue associated with a number of cycles most important than own fatigue limit. In the very high fatigue cycles regime, cracks start from internal defects of the material, such as inclusions, generating a feature mechanisms of crack initiation on the fracture surfaces, such as *fish-eye*, ODA (Optically Dark Area) and Fine Granular Area (FGA). This study, specimens of DIN 34CrNiMo6 steel were machined and were tested between  $10^6$  and  $10^9$  cycles, under ultrasonic fatigue, with a frequency of 20 kHz and a loading ratio of -1. The results showed that the material has a tendency to fatigue life under low stress values and in some fracture surfaces of the specimens the *fish-eye* formation.

## Keywords

S-N Curve; fatigue limit; structural steel; inclusions; crack initiation; *fish-eye*; FGA; ODA.

# Sumário

<b>1. Introdução</b>	<b>18</b>
<b>2. Revisão bibliográfica</b>	<b>20</b>
2.1. Breve histórico da fadiga	20
2.2. Conceitos em fadiga	21
2.2.1. Características das trincas de fadiga	22
2.2.2. Métodos de dimensionamento em fadiga	24
2.2.3. Regimes de fadiga	26
2.2.4. Fatores que influenciam a fadiga	28
2.2.5. Influência da tensão média	29
2.3. Fadiga ultrassônica	31
2.3.1. Conceitos em fadiga ultrassônica	32
2.3.2. Regime de UHCF	35
2.3.3. Características da curva DUPLEX S-N	36
2.3.4. Mecanismos de Falha	37
2.3.5. Aspectos da Microestrutura	39
2.4. Influência do defeito	45
2.4.1. Modelo de Murakami	45
2.4.2. Fator de intensidade de tensões	48
<b>3. Material e procedimento experimental</b>	<b>49</b>
3.1. Material	49
3.2. Corpo de prova	50
3.2.1. Geometria	53
3.3. Máquina de ensaio em fadiga ultrassônica	54
3.4. Temperatura de ensaio	55
3.5. Metodologia do ensaio	56
3.5.1. Testes preliminares	56
3.5.2. Calibração	57



3.5.2. Ensaio de fadiga ultrassônica	62
3.5.3. Ensaio de dureza	67
3.5.4. Análise fractográfica	68
<b>4. Resultados</b>	<b>69</b>
4.1. Frequência	69
4.2. Curva S-N	70
4.3. Análise das superfícies de fratura	74
<b>5. Conclusões</b>	<b>92</b>
<b>6. Sugestões para trabalhos futuros</b>	<b>93</b>
<b>7. Referências bibliográficas</b>	<b>94</b>

## Lista de Figuras

Figura 1: Formato característico da Curva de Wöhler (Curva S-N) [7].	20
Figura 2: Ciclos de carregamento [6].	22
Figura 3: Estrias de fadiga bem definidas (liga Ni) [8].	23
Figura 4: Marcas de rio e marcas de praia [8].	24
Figura 5: Curva S-N no formato log-log (adaptada) [6].	25
Figura 6: Curva da $dN \times \Delta K$ [6].	25
Figura 7: Curva $\epsilon N \times N_f$ [6].	26
Figura 8: Curva S-N (adaptada) [10].	27
Figura 9: Curva S-N considerando os três regimes de fadiga [7].	28
Figura 10: Típica curva $\sigma_a \times N_f$ para diferentes valores de tensões médias [5].	29
Figura 11: Diagrama Teórico de Haigh [7].	30
Figura 12: Variação da deformação e deslocamento de uma barra elástica [1].	33
Figura 13: Vida-fadiga de componentes mecânicos [1].	35
Figura 14: Adaptação do esquemático da curva DUPLEX S-N [12, 13].	36
Figura 15: Local preferencial de iniciação de trincas (adaptação) [1, 3].	37
Figura 16: Diferentes estágios da evolução da trinca no UHCF [15, 16].	39
Figura 17: Curva S-N e relação de dureza obtida por Ohuchida [18].	40
Figura 18: a) Fish-eye numa superfície de fratura. b) Origem da formação do fish-eye [8].	41
Figura 19: a) Formação completa do fish-eye tangenciando a superfície do corpo de prova. b) Borda do fish-eye não alcançou a superfície [16].	41
Figura 20: a) Fractografia do FGA no aço GCr15 [20] e b) Esquemático da morfologia da inclusão, FGA e fish-eye [19].	42
Figura 21: 1º etapa da camada fina granular (adaptada) [17].	42
Figura 22: 2º etapa da formação da camada fina granular (adaptada) [17].	43
Figura 23: 3º etapa camada fina granular – completa (adaptada) [17].	43
Figura 24: a) Fractografia do ODA. b) Moléculas e átomos de hidrogênio presos envolta da inclusão [22; 23].	43

Figura 25: a) Esquemático do ODA. b) Tamanho do ODA influenciado pelo $N_f$ (adaptada) [23].	44
Figura 26: Influencia do teor de hidrogênio no tamanho do ODA [23].	44
Figura 27: Tamanho do ODA para $N_f$ diferentes [25].	45
Figura 28: $\Delta K_{ODA}$ x tamanho do ODA e $\Delta K_{th}$ [23].	46
Figura 29: Corte esquemático da formação do ODA [9].	47
Figura 30: Eixo Virabrequim que falhou.	49
Figura 31: Geometria do corpo de prova para altíssimo ciclo [7].	50
Figura 32: Distribuição da amplitude de deslocamento e da tensão no CP [10].	52
Figura 33: Corpo de prova na análise de elementos finitos.	53
Figura 34: Geometria do corpo de prova 2D e 3D.	54
Figura 35: a) Esquema da máquina de ensaio de fadiga ultrassônica. b) Parte superior da máquina ampliada, incluindo tensão e amplitude de vibração [5].	55
Figura 36: Esquemático da evolução da temperatura durante o ensaio [11].	56
Figura 37: Equipamentos utilizados na calibração_1.	58
Figura 38: Medidas da calibração_1	59
Figura 39: Equipamentos utilizados na calibração_2.	60
Figura 40: Gráfico de tensão (MPa) x potência (%).	61
Figura 41: Tinta spray e corpo de prova pintado.	62
Figura 42: a) Máquina de ensaio. b) Sistema amplificador mais conversor pizoelétrico .	63
Figura 43: Sintonização do corpo de prova.	64
Figura 44: Câmera termográfica, sistema de ventilação e pirômetro.	64
Figura 45: Interface (a) e variação (b) da temperatura ao longo do CP.	65
Figura 46: Interfaces do programa desenvolvido pelo IST.	66
Figura 47: Interface após a fratura do CP.	67
Figura 48: a) MEV/EDS. b) LUPA.	68
Figura 49: Curva S-N do aço DIN 34CrNiMo6 (ensaio de fadiga ultrassônico).	71
Figura 50: Potência x número de ciclos (CP_1, CP_2, CP_8 e CP_10).	72
Figura 51: Tensão e número de ciclos do ensaio de HCF [30].	73
Figura 52: Curva S-N DIN 34CrNiMo6 (HCF e UHCF).	74
Figura 53: MEV CP_6 (25x).	75
Figura 54: MEV CP_6 (75x).	76

Figura 55: MEV CP_6 (200x).	76
Figura 56: LUPA CP_4.	77
Figura 57: MEV CP_4 (40x).	78
Figura 58: MEV CP_4 (200x).	78
Figura 59: MEV CP_4 (500x).	79
Figura 60: EDS do CP_4.	80
Figura 61: LUPA CP_12.	81
Figura 62: MEV CP_12 (40x).	82
Figura 63: MEV CP_12 (100x).	82
Figura 64: EDS CP_12.	83
Figura 65: LUPA CP_16	84
Figura 66: MEV CP_16 (40x).	85
Figura 67: MEV CP_16 (100x).	85
Figura 68: MEV CP_16 (500x).	86
Figura 69: EDS CP_16 (primeiro ponto).	87
Figura 70: EDS CP_16 (segundo ponto).	87
Figura 71: EDS CP_16 (área).	88
Figura 72: : Kmax(fish-eye) X raio do fish-eye.	89
Figura 73: Kmax(fish-eye) X número de ciclos para falha.	89
Figura 74: Raio fish-eye X número de ciclos para falha.	90
Figura 75: Raio do fish-eye ( $\mu\text{m}$ ) X $(\text{area})^{1/2}$ ( $\mu\text{m}$ ).	91

## Lista de Tabelas

Tabela 1: Tabela comparativa entre o tempo de ensaio ultrassônico e convencional (adaptada) [3].	31
Tabela 2: Composição química com os elementos principais.	50
Tabela 3: Propriedades mecânicas.	50
Tabela 4: Valores obtidos utilizando o micro <i>strain gauge</i> .	61
Tabela 5: Valores obtidos utilizando o laser.	61
Tabela 6: Valores de dureza.	68
Tabela 7: Frequência de sintonização dos corpos de prova.	69
Tabela 8: Corpos de prova que falharam.	70
Tabela 9: Corpos de prova em <i>run-out</i> .	70
Tabela 10: Tensão e número de ciclos do CP_6.	75
Tabela 11: Tensão e número de ciclos do CP_4.	77
Tabela 12: Tensão e número de ciclos do CP_12.	81
Tabela 13: Tensão e número de ciclos CP_16.	83
Tabela 14: $K_{max}$ , raio referente ao <i>fish-eye</i> .	88

## Lista de Abreviaturas

UHCF	Ultra High Cycle Fatigue
VHCF	Very High Cycle Fatigue
LCF	Low Cycle Fatigue
HCF	High Cycle Fatigue
ODA	Optically Dark Area
FGA	Fine Granular Area
GBF	Granular Bright Area
RSA	Rough Surface Area
PSB	Persistent Slip Bands
LRM	Limite de Resistência Mecânica
LE	Limite de Escoamento
CP	Corpo de prova
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
EDS	Espectroscopia de raios X por dispersão em energia
DIN	Instituto Alemão para Normatização (Deutsches Institut für Normung)

## Lista de Símbolos

$\sigma$	Tensão
$\sigma_{\max}, \sigma_{\min}$	Tensão máxima e mínima de carregamento
$\sigma_a, \sigma_m$	Amplitude de tensão, tensão média
$\Delta\sigma$	Variação de tensão
R	Razão de carregamento
A	Razão de amplitude
N	Número de ciclos
$N_f$	Número de ciclos pra falha
$S_u$	Limite de Resistência Mecânica
$S_Y$	Limite de escoamento
S-N	Tensão – número de ciclos
B	Expoente de Wöhler ou expoente de Basquim
C	Coeficiente de Wöhler
$S_L$	Limite de fadiga
da/dN	Taxa de propagação da trinca de fadiga
$K_{\max}$	Fator de intensidade tensão máxima
$K_{\min}$	Fator de intensidade de tensão mínima
$\Delta K, \Delta K_{th}, \Delta K_{ODA}$	Variação do fator de intensidade de tensões, threshold, ODA
$\Delta K_{int}, \Delta K_{fish-eye}$	Variação do de intensidade de tensões para trincas internas, fish-eye.
$r_{int}, r_{FGA/ODA}, r_{fish-eye}$	Raio da trinca interna, FGA/ODA e fish-eye.
$\epsilon_N$	Deformação elastoplástica cíclica
$\rho$	Densidade
u, v e w	Deslocamentos ao longo dos eixos x, y e z respectivamente
E	Módulo de elasticidade
$E_d$	Módulo de elasticidade dinâmico
e	Volume de dilatação
$\nu$	Coeficiente de Poisson
$A_0$	Amplitude de deslocamento do amplificador ultrassônico
U	Deslocamento de uma barra elástica
$\epsilon$	Deformação
c	Velocidade de propagação
$R_0, R_1, R_2$	Raios do corpo de prova
L	Comprimento total do corpo de prova
$L_2$	Comprimento fixo do corpo de prova

$L_1$	Comprimento de ressonância do corpo de prova
$\omega$	Velocidade angular
$f$	Frequência
$k$	Razão da velocidade angular e velocidade de propagação
$\alpha, \beta$	Parâmetros das equações de vibração
$\sqrt{area}$	Raiz quadrada da área do defeito projetado perpendicularmente a tensão principal
HV	Dureza (Vickers)
$\sigma_w$	Resistência à fadiga (Murakami)
C	Constante do modelo de Murakami
a, b	Parâmetros do modelo de Murakami
T, T <sub>0</sub> , T <sub>f</sub>	Temperatura, inicial e final
d	Diâmetro



“Faça o seu melhor nas condições que você tem enquanto não tem condições melhores,  
para fazer melhor ainda!”

Mário Sergio Cortella

## 1. Introdução

Na indústria, diversos componentes e estruturas de engenharia estão sujeitos a falhas por fadiga. É o mecanismo de falha predominante e tem sido amplamente estudado ao longo dos anos. Os estudos são de grande relevância visando compreender a complexidade dos carregamentos, os modos de falha, métodos de inspeção e projetar de forma precisa e confiável uma vez que as falhas por fadiga podem ocorrer sem aviso prévio.

Os estudos para compreender o comportamento dos materiais em fadiga vêm de longa data. Existe um amplo banco de dados relacionados ao comportamento dos materiais em fadiga. Porém diversos componentes de engenharia, principalmente os de aplicação na indústria automobilística, ferroviária e na aeronáutica tem apresentado vida-fadiga após  $10^7$  ciclos, o que conduziu a novas pesquisas e a um questionamento [1, 2]. Existe vida infinita em fadiga? Até a ocorrência destas falhas, os materiais que estivessem submetidos a uma tensão limite de fadiga ( $10^6 - 10^7$  ciclos), teriam vida infinita em fadiga.

Os avanços tecnológicos nesta área, possibilitou a realização de ensaios de fadiga com frequências elevadas (15 a 30kHz), bem diferentes dos testes de fadiga convencionais. Nessas frequências ultrassônicas, os ensaios puderam ser realizados num espaço de tempo muito inferior e atingindo maiores números de ciclos. Desta forma é possível traçar o comportamento de vários materiais de engenharia para vidas super longas ( $10^7 - 10^{12}$  ciclos) e a curva S-N, ou curva de Wöhler passa a ser dividida em três regimes de fadiga: baixo ciclo (LCF), alto ciclo (HCF) e altíssimo ciclo (UHCF).

Para aços de alta resistência tem-se percebido um comportamento discordante do que até então tínhamos conhecimento. Os testes realizados hoje em dia têm mostrado para muitos desses materiais a não existência de um limite de fadiga após  $10^7$  ciclos. Portanto em alguns casos é mais adequado associar uma resistência a fadiga para um determinado número de ciclos do que o conceito de limite de fadiga.

Além disso as superfícies de fratura apresentam mecanismos de iniciação de trincas diferentes. Enquanto nos regimes de LCF e HCF as trincas iniciam na superfície do material, no UHCF as trincas podem iniciar internamente ocasionados por defeitos

internos e apresentam características como olho de peixe (*fish-eye*), FGA e ODA [1, 3, 4].

Este trabalho tem como principal objetivo avaliar o comportamento do aço DIN 34CrNiMo6, de um eixo virabrequim de um motor de uma planta termelétrica, no regime de fadiga de altíssimo ciclo numa frequência de 20 kHz e verificar os sítios de iniciação de trincas atuantes neste regime.

A presente dissertação foi estruturada em sete etapas. No capítulo 2 uma revisão bibliográfica referente aos conceitos de fadiga. No capítulo 3, o material e o procedimento experimental. Os resultados obtidos estão presentes no capítulo 4. No capítulo 5 encontram-se as conclusões e em sequência as sugestões para trabalhos futuros. Por fim, o capítulo 7 com as referências bibliográficas usadas para este trabalho.

## 2. Revisão bibliográfica

Neste capítulo são revisados alguns conceitos bem difundidos em fadiga e outros mais recentes, iniciando com um breve histórico sobre a evolução no estudo de fadiga.

### 2.1. Breve histórico da fadiga

O estudo relacionado à fadiga é bastante antigo, tendo início na primeira metade do século XIX. Em torno de 1850, o pesquisador alemão August Wöhler, motivado pelas falhas ocorridas nos eixos ferroviários, iniciou diversos ensaios a fim de descobrir as causas deste tipo de falha. Wöhler observou que os eixos estavam sob condições cíclicas e que isso influenciava na resistência do material. A resistência do eixo nessas condições era menor que a resistência estática do mesmo. Em 1860, com base em seus estudos, Wöhler caracterizou o comportamento de fadiga em virtude da amplitude de tensão com a vida-fadiga do material e o conceito de limite de fadiga (*endurance limit*). Por volta de 1974, Gerber desenvolveu uma modelagem em fadiga com relação as tensões médias. Anos depois, Goodman propôs uma relação semelhante para modelagem de fadiga. Basquin, em 1910 propôs uma relação para construção da curva de Wöhler, conhecida também como curva S-N [5, 6].

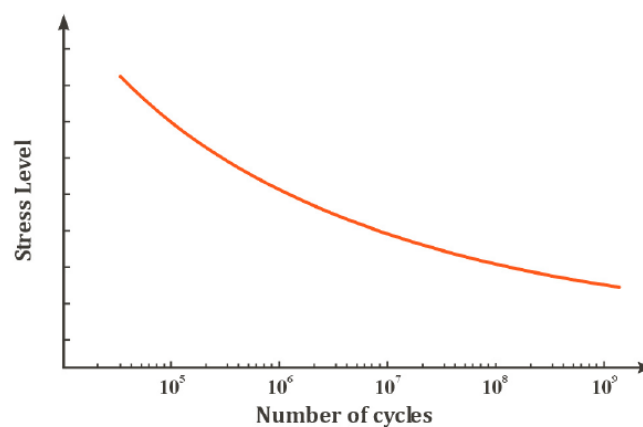


Figura 1: Formato característico da Curva de Wöhler (Curva S-N) [7].

Essa curva continua sendo fundamental em projetos e pesquisas em fadiga, e sendo de grande importância para esta dissertação.

Wöhler, em seus estudos também percebeu que os eixos fraturados possuíam muitos defeitos na superfície relacionados a problemas de acabamento, sugerindo assim que as falhas iniciavam na superfície do material [5, 6]. Com base nesses conceitos tornou-se essencial que os componentes tivessem um excelente acabamento superficial, minimizando assim a nucleação (iniciação) de trincas de fadiga.

As falhas ocasionadas por fadiga continuam sendo de enorme preocupação em projetos de engenharia.

## **2.2. Conceitos em fadiga**

A Fadiga é o dano progressivo no material que está sob solicitações cíclicas, ou seja, são pequenas deformações plásticas acumuladas no material que está sob repetidos ciclos de carregamentos. Essas deformações provocam um defeito no material e este defeito nucleia uma trinca. Sob essas cargas variáveis a trinca se propaga (cresce), atinge um tamanho crítico e fratura de forma brusca o componente. As falhas por fadiga são predominantemente elásticas sob condições macroscópicas. Embora os componentes de engenharia sejam projetados para trabalhar com cargas abaixo do limite de escoamento, isso não impede a ocorrência da falha por fadiga. Existem três fatores que favorecem a fadiga (simultaneamente), são eles: tensões trativas, números de ciclos e flutuação das cargas [5, 6, 8].

Os carregamentos cíclicos podem resultar de tensão, flexão, rotação e vibração. Os ciclos de carregamento são dados pelos valores de tensão máxima e tensão mínima de carregamento em função do tempo, exemplificado na Figura 2. Através destes ciclos é possível obter a variação de tensão (1), amplitude de tensão (2), tensão média (3), razão de carregamento (4) e razão de amplitudes (5).

A amplitude de tensão é de grande importância para entender a nucleação de trincas de fadiga pois quanto maior for a amplitude de tensão mais rápido a trinca nucleia enquanto a tensão média é fundamental para entender a propagação das trincas de fadiga, pois quanto menor for a tensão média maior o número de ciclos que o material pode atingir [5, 6, 9].

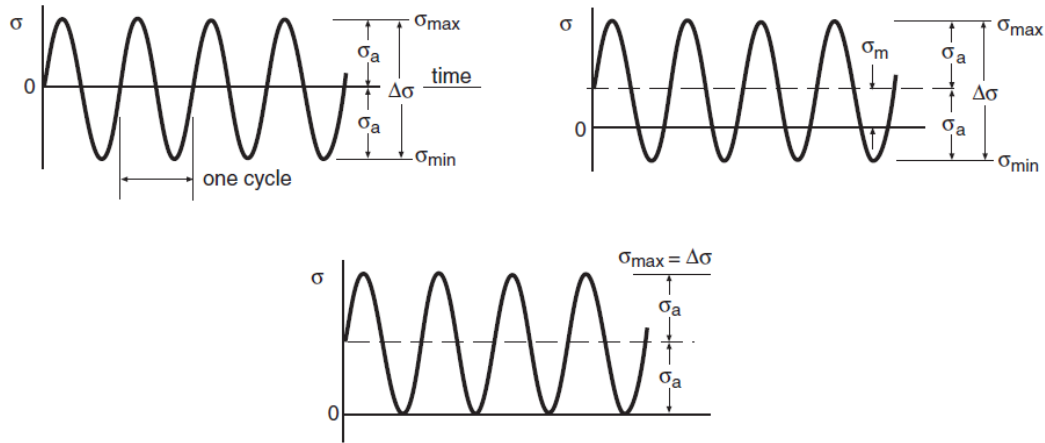


Figura 2: Ciclos de carregamento [6].

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (1)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (3)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (5)$$

### 2.2.1. Características das trincas de fadiga

As características das trincas de fadiga, podem ser divididas em dois aspectos: microscópico e macroscópico.

No aspecto microscópico, as trincas de fadiga podem ser iniciadas através da movimentação cíclica de discordâncias que tende a formar bandas deslizantes, conhecidas com PSB (*Persistent Slip Bands*). As PSBs são extrusões e intrusões na superfície do componente, que geram um ponto crítico (concentrador de tensão) da estrutura que levam a nucleação de micro trincas [8]. Em seguida, a trinca dominante cresce paralela a tensão cisalhante máxima e posteriormente, muda de direção, crescendo perpendicular a tensão

máxima (trativa). Essa mudança de direção tem como finalidade diminuir a perda de energia por conta do atrito entre as faces da trinca [5, 6, 8].

Uma característica de fadiga comumente encontrada, são as estrias podendo somente ser observada com auxílio de um microscópio eletrônico. As estrias são bastante utilizadas para identificar histórico de carregamento quando detectadas, pois nem sempre estão bem definidas. O espaçamento entre as estrias pode ser quantificado pela taxa de propagação da trinca. A seguir é possível visualizar estrias de fadiga de uma superfície de fratura (liga Ni) [8].

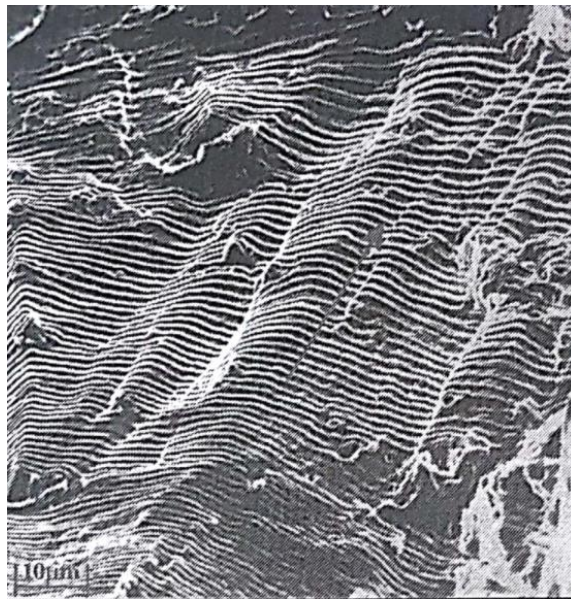


Figura 3: Estrias de fadiga bem definidas (liga Ni) [8].

As características macroscópicas podem ser visualizadas sem o auxílio de equipamentos. Essas características são conhecidas com marcas de praia. Essas marcas indicam o local de origem da falha de fadiga. Normalmente as marcas de praia podem estar relacionadas a paradas de equipamentos e variações de cargas. Além das marcas de praia, marcas de rio são comumente encontradas nas superfícies de fratura. Essas marcas são radiais a origem da trinca [8].



Figura 4: Marcas de rio e marcas de praia [8].

### 2.2.2. Métodos de dimensionamento em fadiga

Existem três métodos bem estabelecidos para o dimensionamento em fadiga, são eles:

- Método S-N: Correlaciona as tensões cíclicas atuantes com o número de ciclos para falha. É considerado um método simples que supõe que as tensões atuantes estão abaixo do limite de escoamento do material (são de ordem elástica). Na prática costuma ser o método mais utilizado e serve para prever vidas em fadiga (Figura 1). Assim como todos os métodos, ele possui vantagens e limitações. Dentre as muitas vantagens estão: aplicação simples e vasto banco de dados sobre o comportamento de diversos materiais. Os dados obtidos tendem a ser bastante dispersos, mas afim de traçar a Curva de Wöhler ou Curva S-N, Basquin, pesquisador americano, propôs uma curva no formato log-log como apresentado abaixo. Onde B é o expoente de Wöhler e C é o coeficiente de Wöhler [6, 8].



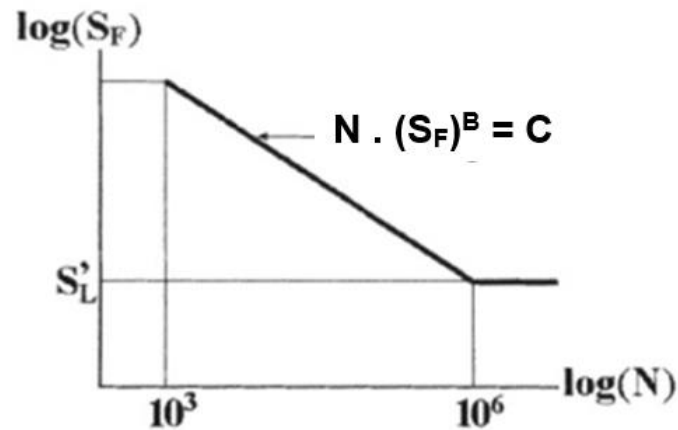


Figura 5: Curva S-N no formato log-log (adaptada) [6].

- Método da/dN: Desenvolvido pelo pesquisador Paris, é baseado na mecânica da fratura linear elástica. Correlaciona a taxa de propagação da trinca (da/dN) com a variação do fator de intensidade de tensões ( $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ ) que atua na ponta da trinca (Figura 6). É indispensável para modelar e prever a propagação das trincas de fadiga [6, 8].

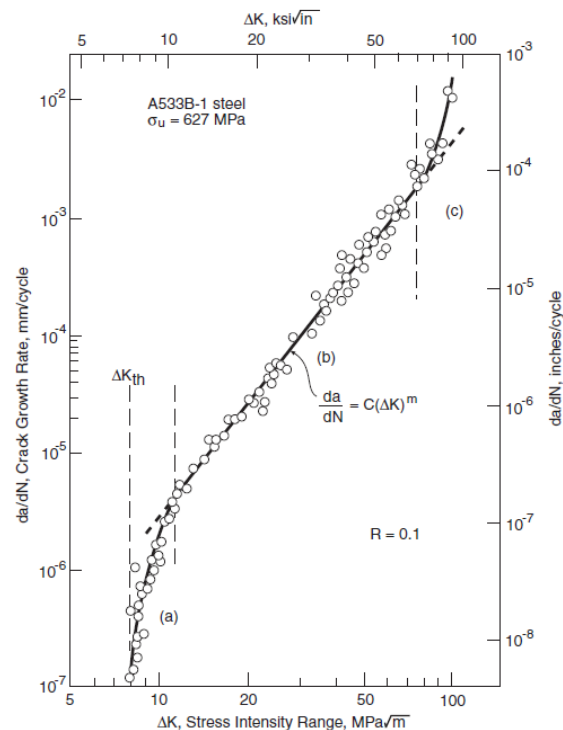


Figura 6: Curva da/dN x  $\Delta K$  [6].

- Método  $\epsilon N$ : É um método mais recente e menos conservador, comparado ao S-N e da/dN. Correlaciona as deformações elastoplásticas cíclicas ( $\epsilon N$ ) com o número de ciclos para falha ( $N_f$ ) (Figura 7). Este método tem como principal vantagem prever a vida de iniciação da trinca de fadiga, que não acontece nos outros métodos [6, 8].

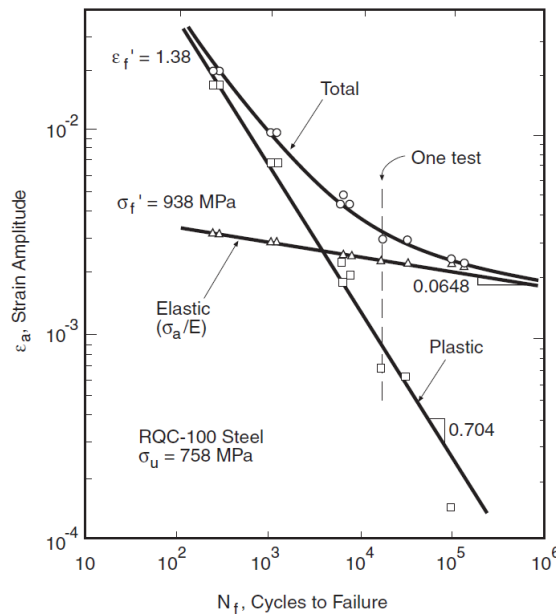


Figura 7: Curva  $\epsilon N$  x  $N_f$  [6].

### 2.2.3. Regimes de fadiga

Ao longo dos anos e com os estudos relacionados à vida em fadiga, a curva S-N foi adaptada e subdividida em dois regimes, fadiga de baixo ciclo (LCF – *Low Cycle Fatigue*) e fadiga de alto ciclo (HCF – *High Cycle Fatigue*), conforme apresentado na Figura 8.

O primeiro regime, LCF, é caracterizado por uma vida curta em fadiga e com valores de tensão que estão entre o limite de resistência mecânica (LRM) e limite de escoamento (LE) do material. As tensões são elevadas e as deformações plásticas são bastante significativas. A falha é controlada por deformação [5, 6].

Em torno de  $10^4$ , que é o valor normalmente adotado na literatura, tem-se a fronteira entre os regimes de LCF e HCF.

No regime de HCF, os valores de tensão se encontram abaixo do limite de escoamento do material. Não há presença de deformações plásticas, apenas deformações elásticas. A falha é controlada por tensão [5, 6].

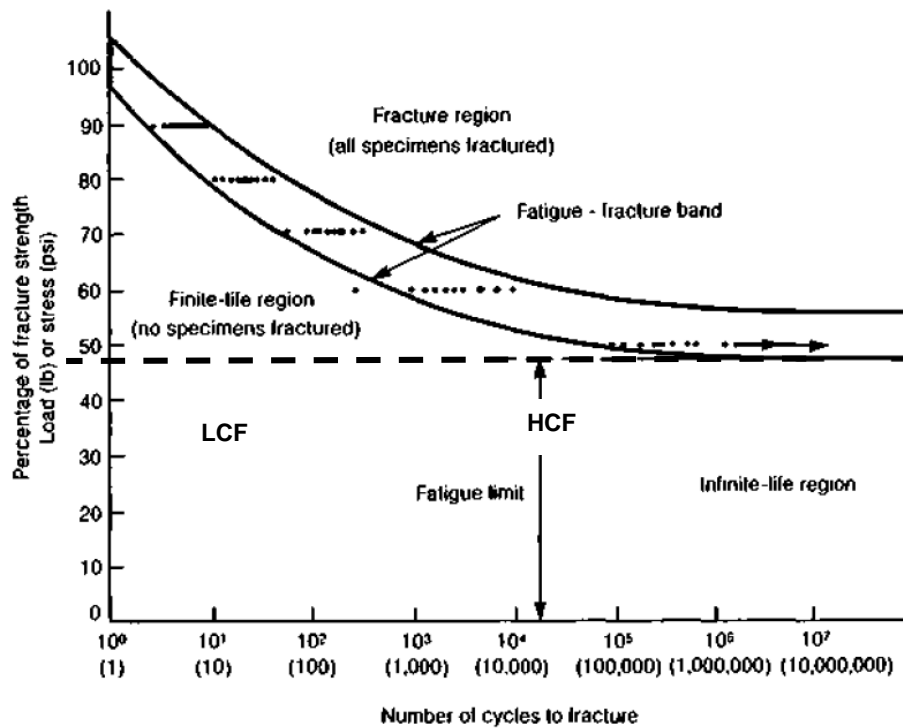


Figura 8: Curva S-N (adaptada) [10].

Quando a tensão assume valores que estão entre 35 e 50% (linha pontilhada na Figura 8) do LRM do material, ou seja, atinge o limite de fadiga também conhecido como *endurance limit*, a curva S-N toma a forma de uma assíntota, normalmente em torno de  $10^7$  ciclos e pode-se dizer que o componente terá uma vida infinita em fadiga [5, 6]. Porém, estudos recentes têm mostrado que para muitos materiais, principalmente os aços, a vida-fadiga tem ultrapassado os  $10^7$  ciclos para valores de tensão abaixo do limite de fadiga do material, trazendo uma nova abordagem em fadiga denominada de regime de altíssimo ciclo (UHCF – *Ultra High Cycle Fatigue*), que será melhor explicado adiante [1, 3].

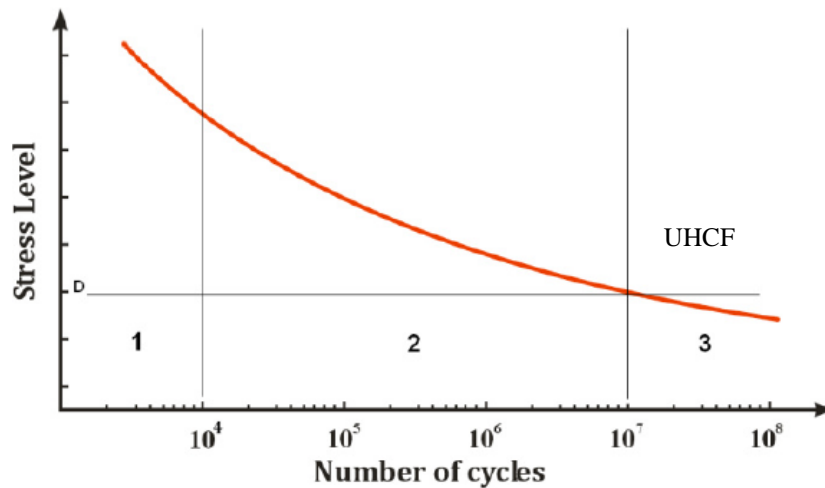


Figura 9: Curva S-N considerando os três regimes de fadiga (adaptada) [7].

#### 2.2.4. Fatores que influenciam a fadiga

A fadiga pode ser influenciada por diversos fatores, tanto positivamente quanto negativamente [6, 8]. Dentro esses fatores estão:

- **Acabamento superficial:** Uma superfície rugosa, com um acabamento indevido, diminui a resistência a fadiga. Essas irregularidades atuam como concentradores de tensão. Porém um bom acabamento pode prolongar a vida-fadiga do componente e consequentemente a resistência a fadiga.
- **Tratamento superficial:** Os tratamentos superficiais aplicados no componente devem ser muito bem estudados pois podem causar defeitos, como porosidade na superfície do componente. Já tratamentos como *shot peening* (processo que introduz tensões residuais compressivas na superfície do componente) aumenta a resistência a fadiga.
- **Meio ambiente:** Temperaturas elevadas diminuem a vida-fadiga assim como temperaturas baixas aumentam a vida-fadiga. Um ambiente corrosivo também pode alterar a vida-fadiga. A corrosão eleva a taxa de propagação da trinca.
- **Geometria:** Equipamentos que possuem alterações na sua geometria, como virabrequins, são mais suscetíveis a fadiga. Quanto mais irregular a superfície, mais suscetível a fadiga o componente estará.

### 2.2.5. Influência da tensão média

Além dos fatores já citados, outro fator que influencia a vida em fadiga é a tensão média. Esse parâmetro desempenha um papel importante em fadiga. Como citado anteriormente, a tensão média é fundamental para entender a propagação de trincas de fadiga. Com base em vidas super longas, a tensão média passa a ter uma influência ainda maior, pois quanto maior for a tensão média, menor será a vida do componente [5].

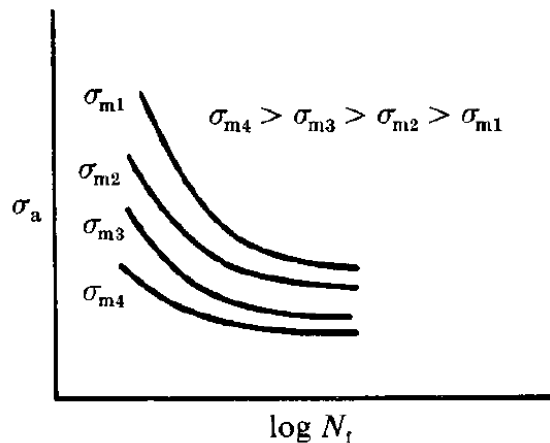


Figura 10: Típica curva  $\sigma_a \times N_f$  para diferentes valores de tensões médias [5].

A vida-fadiga do material está associada a um valor de amplitude de tensão que pode ser mais baixa se a tensão média for trativa ou mais alta se a tensão média for compressiva [5, 6, 8].

A grande maioria dos dados de fadiga obtidos em pesquisa foi ensaiada com valores de tensão máxima e tensão mínima iguais em módulo, para  $R = -1$  (ciclo de fadiga reversível). Desta forma a tensão média ( $\sigma_m$ ) é igual zero, a propagação da trinca é mais lenta e a vida-fadiga do material é maior. No entanto, em situações reais de serviço, o ciclo de carregamento completamente reversível não se aplica em muitos casos. As cargas que os equipamentos são submetidos variam bastante entre valores de tração e compressão [5, 6, 8, 9]. É um ciclo de carregamento randômico.

Abaixo é apresentado o diagrama de Haigh que relaciona valores de amplitude de tensão com tensão média. O efeito da tensão média pode ser aproximado pela parábola de Gerber ou pela linha de Goodman que foram traçadas considerando um número de ciclos constantes. Tanto Gerber (7) quanto Goodman (6) são as regras mais usadas na prática. A relação de Goodman tende a ser mais conservativa enquanto a parábola de Gerber tende a ajustar melhor os dados dos testes [7, 8].

$$\text{Goodman: } \frac{\sigma_a}{S} + \frac{\sigma_m}{S_u} = 1 \quad (6)$$

$$\text{Gerber: } \frac{\sigma_a}{S} + \left(\frac{\sigma_m}{S_u}\right)^2 = 1 \quad (7)$$

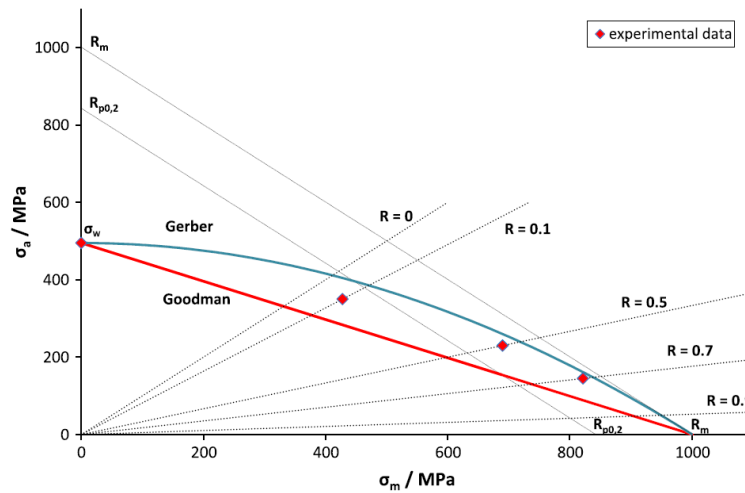


Figura 11: Diagrama Teórico de Haigh [7].

De acordo com o diagrama apresentado, o ponto que coincide com o eixo perpendicular, identifica uma tensão média zero. É um ciclo de fadiga completamente reversível ( $R = -1$ ), portanto a vida-fadiga tende a ser maior comparado aos demais pontos. Em relação aos dados mais próximos do eixo horizontal, os valores de  $R$  são maiores e a resistência a fadiga associada a esses valores são menores. Além disso a linha de Goodman e parábola de Gerber, servem para dizer se o componente irá falhar ou não. Para valores que se encontram abaixo da linha e/ou parábola indica que o componente está em segurança. E para valores acima o material irá falhar [7].

Outra relação bastante conhecida, não indicada no gráfico, é a relação de Soderberg (8) que tende a ser a mais conservativa dentre as três, pois leva em consideração o limite de escoamento do material [8].

$$\text{Soderberg: } \frac{\sigma_a}{S} + \frac{\sigma_m}{S_y} = 1 \quad (8)$$

A escolha de qual método utilizar vai depender do projeto e do quanto conservador necessita ser.

### 2.3. Fadiga ultrassônica

Conceitos e aplicações em fadiga ultrassônica começaram a ser testados no início do século XX pelo pesquisador inglês Bertram Hopkinson. Em 1911, Hopkinson desenvolveu o primeiro sistema de ressonância eletromagnética com uma frequência de 116 Hz. Até então os testes de fadiga não ultrapassavam 33 Hz. Em 1950, o pesquisador Manson, deu um importante passo em fadiga ultrassônica. Manson introduziu um sistema piezoelétrico que transformava o sinal elétrico de 20 kHz recebido em um sinal mecânico na mesma frequência. Em sequência diversos pesquisadores atuaram na área e alcançaram frequências ainda mais altas, como Girard em 1959 que alcançou 92 kHz e Kikukawa em 1965 que atingiu uma frequência de 199 kHz. Porém o modelo de Manson, que é usado como base para o desenvolvimento das modernas máquinas de ensaios de fadiga na região de altíssimo ciclo [1, 3, 7, 11].

Os testes de fadiga ultrassônica tiveram maiores aplicações depois dos anos 90 tendo como um dos principais pesquisadores, o francês Claude Bathias. Bathias foi o responsável por diversos artigos e livros publicados na região de fadiga de altíssimo ciclo e sendo o pioneiro a investigar se existe ou não limite de fadiga [7, 12].

Em 1998, Bathias em conjunto com a pesquisadora Stefanie Stanzl-Tschegg, foram os organizadores da primeira conferência sobre a vida em fadiga no regime de altíssimo ciclo, sendo posteriormente renomeada para *VHCF Conference* [12]. A partir do primeiro *VHCF Conference*, um grupo maior de pesquisadores passou a atuar nesta área e novos modelos e métodos continuam sendo desenvolvidos sobre a vida-fadiga dos materiais e aspectos micro estruturais.

O avanço nos testes de fadiga ultrassônica trouxe uma maior viabilidade para realização dos ensaios. As frequências altas usadas nesses ensaios, normalmente entre 15 e 30 kHz, diminuíram consideravelmente o tempo de ensaio possibilitando mais testes em um tempo muito menor como apresentado na Tabela 1 [3].

Tabela 1: Tabela comparativa entre o tempo de ensaio ultrassônico e convencional (adaptada) [3].

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

### 2.3.1. Conceitos em fadiga ultrassônica

Os testes realizados para uma máquina de fadiga ultrassônica e numa máquina convencional não se diferem somente no tempo reduzido para o ensaio, mas também no tipo de frequência e corpo de prova. Numa máquina de ensaios de fadiga convencional, a frequência externa fornecida é diferente da frequência natural da amostra. Com isso o corpo de prova é submetido a uma vibração forçada. Já numa máquina de ensaio de fadiga ultrassônica, a frequência fornecida é uma das frequências naturais da amostra. Com base nisso, os corpos de prova devem ser projetados de forma que a sua frequência fundamental (menor frequência de ressonância) corresponda a mesma frequência da máquina durante o ensaio [1, 7, 11].

Através da teoria da onda elástica (onda mecânica), é possível entender melhor este fenômeno. As equações diferenciais abaixo são descritas para um corpo elástico isotrópico, pois para os ensaios em UHCF, assume-se que os materiais estudados são isotrópicos e homogêneos e que o material tem um comportamento elástico durante todo o ensaio. As equações tridimensionais do sistema de coordenadas cartesianas são descritas abaixo [1, 7].

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E}{(1 + \nu)} \left( \frac{1}{(1 - 2\nu)} \frac{\partial e}{\partial x} + \nabla^2 u \right) \quad (9)$$

$$\rho \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} = \frac{E}{(1 + \nu)} \left( \frac{1}{(1 - 2\nu)} \frac{\partial e}{\partial y} + \nabla^2 v \right) \quad (10)$$

$$\rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = \frac{E}{(1 + \nu)} \left( \frac{1}{(1 - 2\nu)} \frac{\partial e}{\partial z} + \nabla^2 w \right) \quad (11)$$

Onde,  $e$  é o volume de dilatação e os parâmetros  $u$ ,  $v$  e  $w$  são os deslocamentos ao longo dos eixos  $x$ ,  $y$  e  $z$  respectivamente [1].

$$e = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} \quad (12)$$

A teoria da onda elástica indica que podem existir dois tipos de onda num corpo elástico isotrópico infinito, onda elástica longitudinal e onda elástica transversal. Para o



desenvolvimento dos corpos de prova é considerada apenas a onda elástica longitudinal, que compreende o comprimento da barra. De acordo com a Figura 12, a onda elástica inicia numa extremidade, percorre o comprimento da barra e no final desta barra (na outra extremidade) essa onda é refletida e retorna ao local de entrada [1, 7]. No centro da barra a deformação é máxima e a amplitude de vibração é nula.

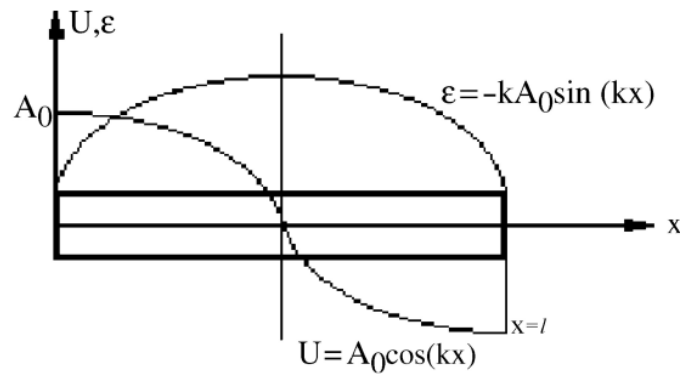


Figura 12: Variação da deformação e deslocamento de uma barra elástica [1].

Para uma onda longitudinal, a velocidade de propagação  $c$  é dada por

$$c = \sqrt{\frac{E(1+\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)\rho}} \quad (13)$$

Como o coeficiente de Poisson  $\nu$  é a razão entre as deformações transversal e longitudinal e considerando que a barra é unidimensional,  $\nu = 0$  e a equação (13) é reduzida a

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (14)$$

Assim sendo, a equação diferencial longitudinal é simplificada para

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad (15)$$

A solução desta equação é dada por

$$u = \sum_{n=1}^{\infty} u_n(x, t) \quad (16)$$

Onde,

$$u_n(x, t) = \left( A_{n-1} \cos \frac{n\pi ct}{l} + B_{n-1} \sin \frac{n\pi ct}{l} \right) \cos \frac{n\pi x}{l} \quad (17)$$

Para as condições de contorno dos ensaios em fadiga ultrassônica, tem-se que nas extremidades da barra a deformação é nula e a amplitude é máxima [1, 7]. Assim sendo,

$$\left( \frac{\partial u}{\partial x} \right)_{x=0,l} = 0 \quad (18)$$

Então a equação para o primeiro modo de vibração é

$$u_n(x, t) = A_0 \cos(kx) \sin(\omega t) \quad (19)$$

O deslocamento da amplitude de vibração em cada ponto da barra é dado por

$$U(x) = A_0 \cos(kx) \quad (20)$$

E a deformação para cada ponto da barra é

$$\varepsilon(x, t) = -kA_0 \sin(kx) \sin(\omega t) \quad (21)$$

Onde,

$$k = \frac{\pi}{l}, \quad \omega = \frac{\pi c}{l}, \quad l = \frac{1}{2f} \sqrt{\frac{E_d}{\rho}} \quad (22)$$

Na equação (22),  $l$  é o comprimento de ressonância no qual é inversamente proporcional a frequência, isto explica o porquê não é possível utilizar frequências maiores como 92 kHz e 199 kHz. Para essas frequências, o comprimento de ressonância seria

extremamente pequeno, dificultando a usinagem, medidas de deformação e deslocamento [1, 7].

Em fadiga os corpos de prova possuem secção variável. Para obter a concentração de tensão no meio da amostra e acelerar os testes de fadiga, o corpo de prova tem no seu centro uma redução da secção (semelhante a uma ampulheta), mas os princípios usados para uma barra cilíndrica se aplicam da mesma forma.

### 2.3.2. Regime de UHCF

A fadiga de altíssimo ciclo é o regime no qual alguns materiais, tais como aços de alta resistência têm vida-fadiga superior a  $10^7$  ciclos (número usualmente adotado), isto é, o material falha por fadiga na região que até então era considerada como região de vida infinita em fadiga [1, 3, 4, 7, 12, 2, 13].

Em diversas áreas da indústria muitos equipamentos passaram a apresentar falhas por fadiga sob valores de tensão abaixo do limite de fadiga do material e com números de ciclos superiores a  $10^7$  ciclos (Figura 13). Tendo em vista isso, surgiram alguns questionamentos sobre a existência ou não de um limite de fadiga. Bathias [2] em 1999 afirmou que para materiais metálicos não há vida infinita. Além disso em 2006, Sonsino [14], descreve que a resistência à fadiga diminui com aumento do número de ciclos. Com base nesses conceitos, foi desenvolvida uma nova abordagem para curva S-N.

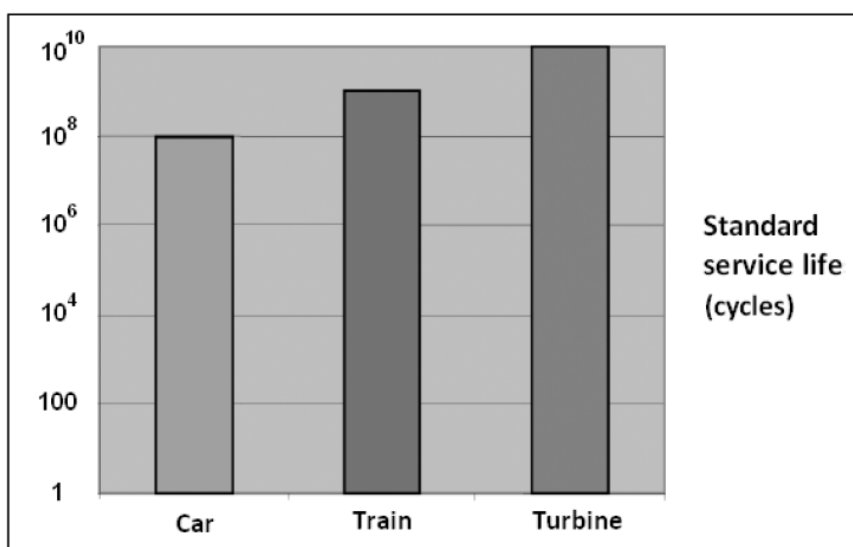


Figura 13: Vida-fadiga de componentes mecânicos [1].

### 2.3.3. Características da curva DUPLEX S-N

Como mencionado em secções anteriores, muitos equipamentos apresentaram falha na região de vida infinita em fadiga e devido aos avanços para realização dos ensaios em fadiga, foi descoberto que para muitos materiais o uso do conceito de limite de fadiga é inadequado. Bathias, foi um dos primeiros pesquisadores a realizar testes para diferentes aços. Ele obteve diversos dados nos ensaios que possibilitaram a extensão da curva S-N para aproximadamente  $10^{10}$  ciclos [1]. Essa extensão resultou em um gráfico com pares de curvas denominada de curva DUPLEX S-N [1, 3, 12, 13].

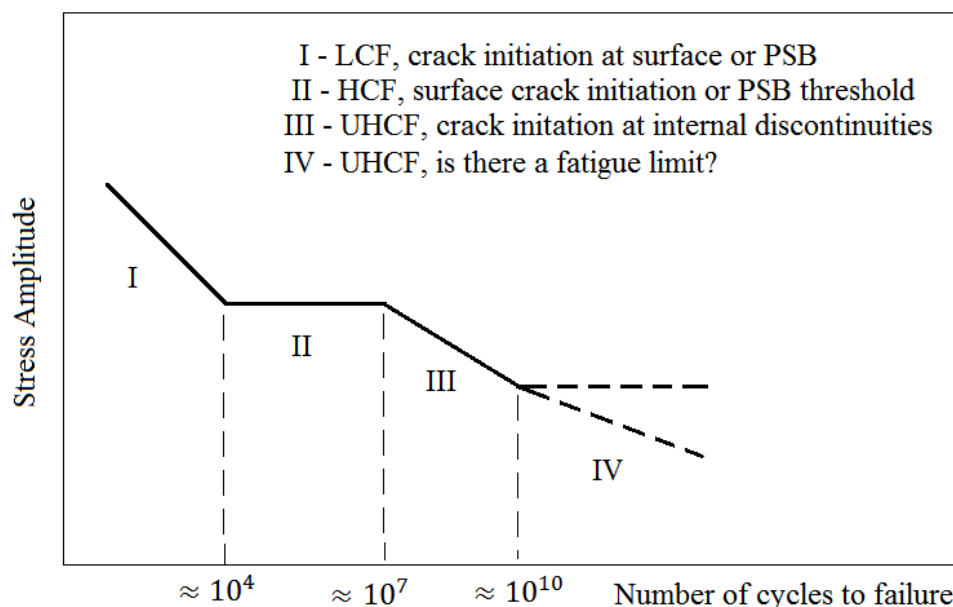


Figura 14: Adaptação do esquemático da curva DUPLEX S-N [12, 13].

O gráfico esquemático acima apresenta quatro regiões e dois grupos de falha, trincas que originam na superfície e trincas que iniciam subsuperficialmente ou internamente. As regiões I e II, descrevem os regimes de fadiga de baixo ciclo e fadiga de alto ciclo assim como na curva S-N convencional. Em ambas as regiões as falhas iniciam na superfície do material. As regiões III e IV são de regime de altíssimo ciclo de fadiga. A região III compreende número ciclos entre  $10^7$  e  $10^{10}$ . Nesta região os valores de tensão estão abaixo do *endurance limit* (35 a 50% do LRM), sugerindo que não há limite de fadiga sendo mais condizente associar uma resistência à fadiga para um determinado número de ciclos. Nesta região, foi observado que as trincas nucleiam na

parte interna ou na subsuperfície do material, ocasionada por defeitos internos, fazendo distinção com o que ocorre no LCF e normalmente no HCF. A região IV (região tracejada), sugere a existência ou não do limite de fadiga para números de ciclos aproximadamente maiores que  $10^{10}$  [12, 13].

#### 2.3.4. Mecanismos de Falha

Segundo Bathias [1, 4], os mecanismos de falha associados à fadiga de altíssimo ciclo, acontecem de forma diferente do que observado na fadiga de baixo e alto ciclo. Para corpos de prova que foram ensaiados com valores altos de amplitude de carregamento (LCF), foram identificadas várias iniciações de trinca na superfície. No carregamento onde os valores de amplitude estavam entre o limite de escoamento e o *endurance limit*, foi encontrada uma situação semelhante ao LCF, porém com um único local de iniciação de trinca. Em carregamentos abaixo do limite de fadiga (UHCF), foi observada que a trinca nucleava a partir de defeitos subsuperficiais ou internos. O esquemático com o local preferencial de iniciação de trincas pode ser observado na figura abaixo.

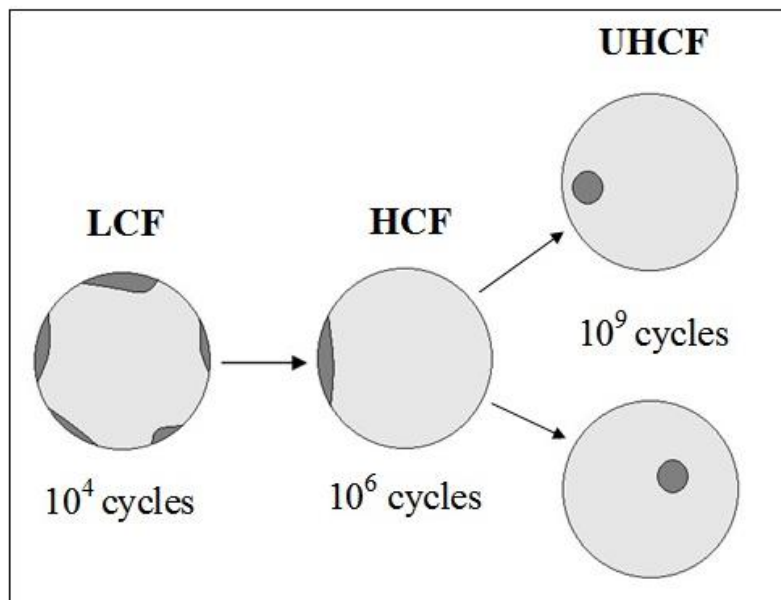


Figura 15: Local preferencial de iniciação de trincas (adaptação) [1, 3].

A explicação deste fenômeno se deve ao fato de que o defeito deixa de ser um problema mecânico e passa a ser um problema metalúrgico, um problema na qualidade da fabricação do material. Esse defeito interno desempenha um papel criando uma plasticidade que abre concorrência com o dano na superfície. A tensão na superfície passa a ser menor do que a tensão local provocada pelos defeitos internos nas condições de carregamentos abaixo do limite de fadiga [4].

De acordo com Bathias e Paris [1], existem três fatores que influenciam a falha na região de UHCF:

- Concentradores de tensão: inclusões e poros;
- Anomalias da microestrutura: grãos anormais, plaquetas alongadas;
- Condições estatísticas: A probabilidade de encontrar um concentrador de tensão é mais provável na massa do que na superfície. Além disso o tamanho do corpo de prova também influencia, pois o mesmo teve seu tamanho reduzido comparado aos corpos de prova usados para ensaios de fadiga convencional.

No UHCF, o processo de falha é dividido em quatro estágios [3, 15, 16].

1° estágio: nucleação ou iniciação da trinca de fadiga.

2° estágio: propagação da trinca de fadiga dentro *fish-eye*.

3° estágio: propagação da trinca de fadiga fora do *fish-eye*.

4° estágio: fratura final.

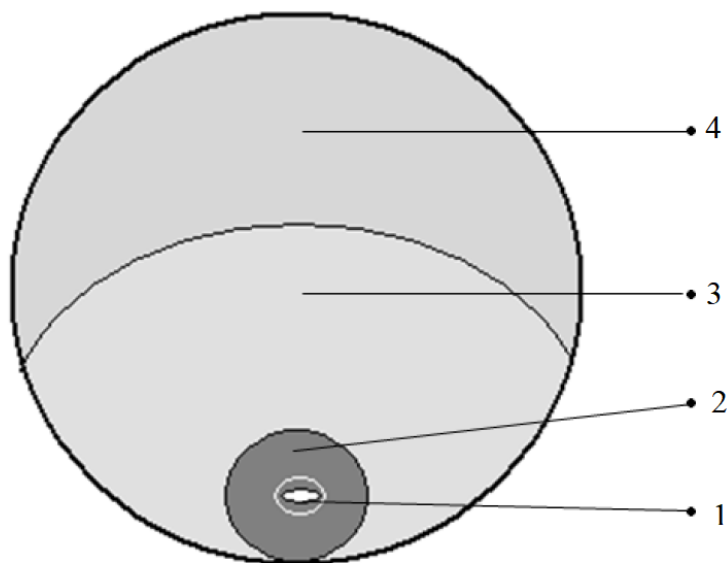


Figura 16: Diferentes estágios da evolução da trinca no UHCF [15, 16].

### 2.3.5. Aspectos da Microestrutura

Os aspectos encontrados na superfície dos corpos de prova que fraturam no regime de altíssimo ciclos de fadiga, podem revelar uma região com o formato de olho de peixe, conhecida como *fish-eye* [1, 3, 4, 15, 16, 17]. Esta região ainda pode englobar uma outra área próxima ao defeito que pode ser denominada como FGA (*Fine Granular Area*), ODA (*Optically Dark Area*), GBF (*Granular Bright Area*) ou RSA (*Rough Surface Area*). Ambos descrevem a mesma região, mas são explicadas de formas diferentes [17]. Diversos pesquisadores têm desenvolvido modelos com a tentativa de explicar de que maneira ocorre essa formação. As denominações mais comuns são FGA e ODA e serão melhor explicadas mais adiante.

#### 2.3.5.1. Olho de peixe (*Fish-eye*)

As superfícies de fratura dos corpos de prova que tiveram vida-fadiga no regime de altíssimo ciclo, são muitas vezes caracterizadas pelo fenômeno denominado como *fish-eye*. Esse nome está associado a aparência semelhante ao olho de peixe.

O defeito interno, normalmente inclusões, conduz a formação do *fish-eye*, sempre com contorno circular, concêntrico a origem da trinca e independente do formato inicial

do defeito [15, 16]. Essa formação já foi relatada por diversos pesquisadores. O diâmetro costuma medir em torno de 0,5 – 1,0 mm [9] e ocorre principalmente nos aços de alta resistência e é considerado como um parâmetro de evolução durante o processo de fadiga [15].

A borda do *fish-eye* identifica uma mudança na propagação da trinca [15, 16]. Essa borda pode coincidir ou não com a superfície do corpo de prova, sendo mais comum tangenciar a superfície. A medida que a carga cíclica continua, o *fish-eye* cresce até atingir (ou próximo) a superfície. Neste momento o *fish-eye* tem seu tamanho final e a propagação da trinca avança, até atingir um tamanho crítico [15].

Alguns pesquisadores relatam o processo de formação do *fish-eye* relacionados a camadas de dureza. O pesquisador Ohuchida [18], realizou testes de fadiga e encontrou o fenômeno em corpos de prova que apresentavam camadas de dureza mais alta. O Aço testado em questão foi Cr-Ni-Mo. Abaixo, o gráfico obtido por Ohuchida identifica o aparecimento do *fish-eye* apenas nos corpos de prova com 670 HV [18].

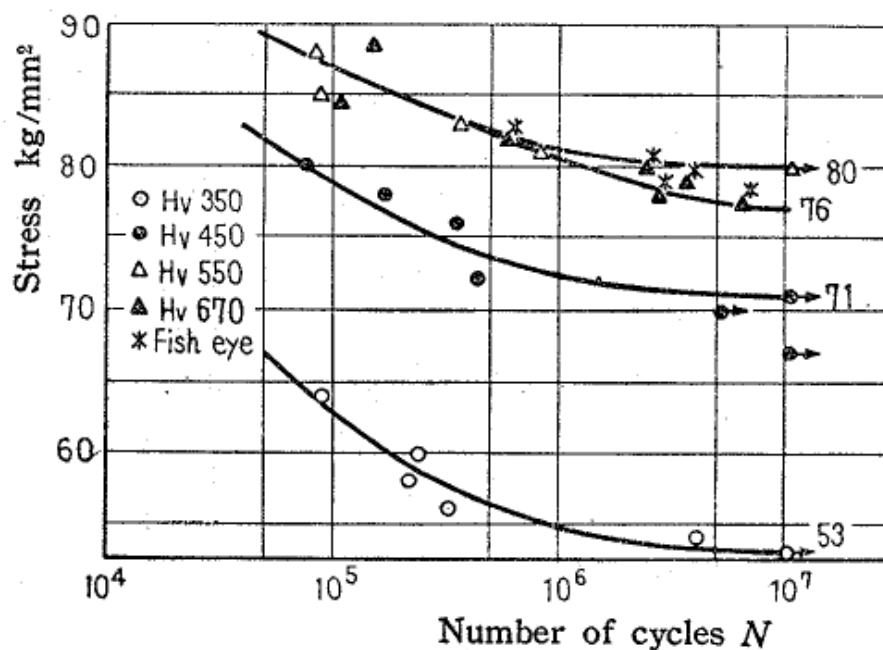


Figura 17: Curva S-N e relação de dureza obtida por Ohuchida [18].

Na Figura 18 é possível observar o *fish-eye*, que apresenta uma coloração mais escura, comparada ao restante do corpo de prova e com uma inclusão interna que originou a trinca de fadiga que está localizada no centro. Além disso o *fish-eye* também é



caracterizado como uma propagação radial da trinca de fadiga [3] e com uma superfície diferente do restante da superfície de fratura [15]. Nem sempre a superfície do *fish-eye* apresentará uma coloração diferente.

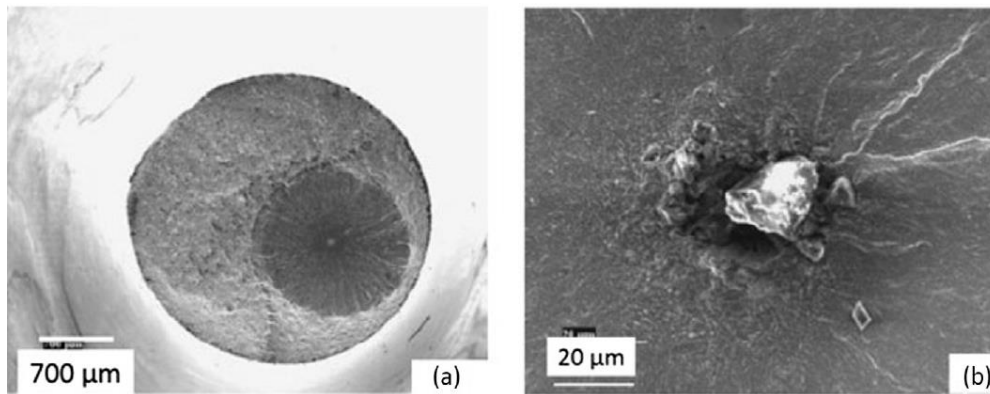


Figura 18: a) Fish-eye numa superfície de fratura. b) Origem da formação do fish-eye [3, 19].

Na Figura 19, dois corpos de prova fraturados que também apresentam *fish-eye*, sendo que na primeira imagem (19a) a borda alcançou a superfície e outra próxima a superfície (19b).

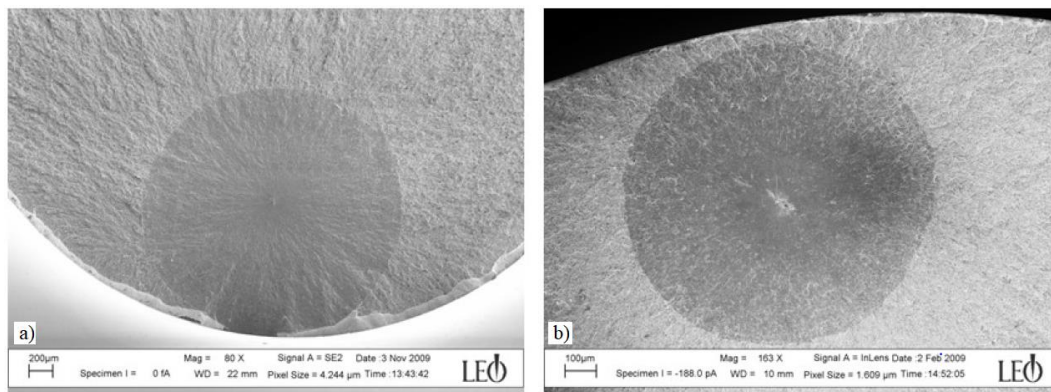


Figura 19: a) Formação completa do *fish-eye* tangenciando a superfície do corpo de prova.  
b) Borda do fish-eye não alcançou a superfície [16].

### 2.3.5.2. Camada fina granular – FGA

FGA, nome dado pelo pesquisador japonês Tatsuo Sakai [17], é uma região encontrada dentro do *fish-eye*, vizinha a inclusão (ou por qualquer outro tipo de defeito

interno) e apresenta uma rugosidade diferente do restante da região do *fish-eye*. Essa zona compreende a nucleação da trinca de fadiga sob domínio do regime de altíssimo ciclo e o início da propagação da trinca de fadiga [19].

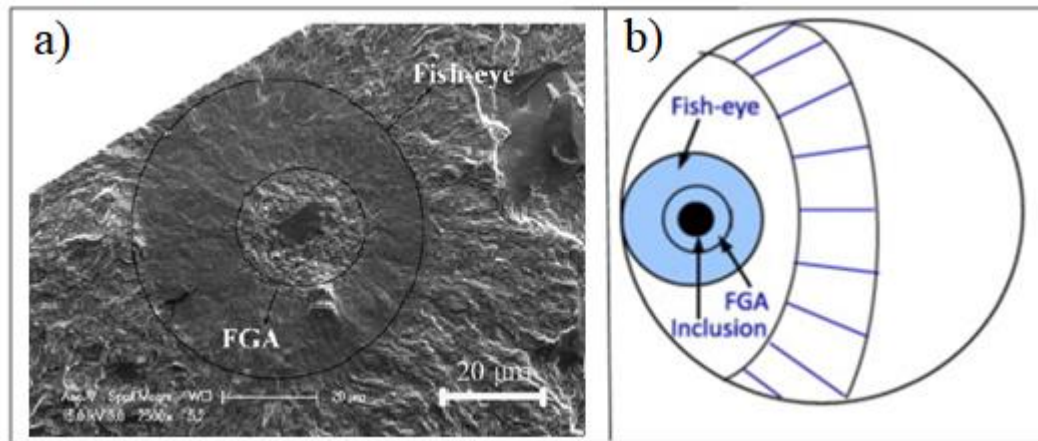


Figura 20: a) Fractografia do FGA no aço GCr15 [20] e b) Esquemático da morfologia da inclusão, FGA e fish-eye [19] .

Segundo Sakai [17, 21], a formação do FGA acontece em três etapas após a iniciação da trinca entre a (na interface) inclusão e a matriz do material:

Estágio A: Inicialmente é formada uma camada fina granular. A causa deste efeito é a poligonização e ocorre em torno da inclusão durante longos ciclos de carregamento [17].

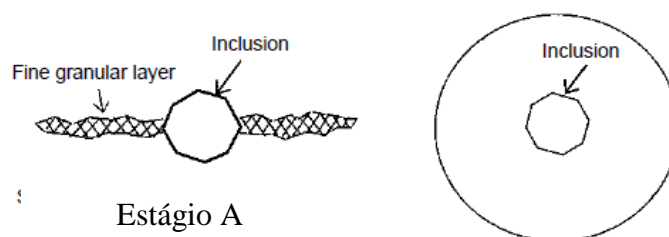


Figura 21: 1º etapa da camada fina granular (adaptada) [17].

Estágio B: Após o estágio A, ocorre um aumento nucleação e coalescência de “micro decoesão” [17].

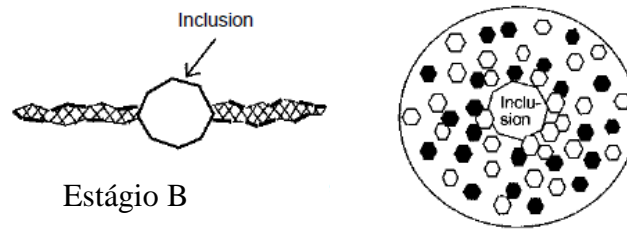


Figura 22: 2ª etapa da formação da camada fina granular (adaptada) [17].

Estágio C: Por fim, neste estágio as “micros-decoesão” estão totalmente espalhadas, ocorre a formação completa da camada fina granular e a trinca começa a se propagar na região do *fish-eye* [17].

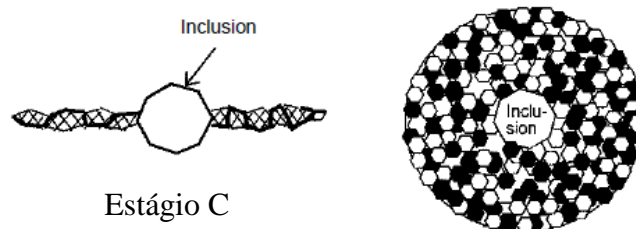


Figura 23: 3ª etapa camada fina granular – completa (adaptada) [17].

### 2.3.5.3. Área opticamente escura – ODA

Outro modelo estudado para a formação da região com superfície rugosa encontrada no *fish-eye* foi proposto por Murakami, pesquisador japonês que sugeriu que a região era influenciada pela fragilização do hidrogênio. Moléculas e átomos de hidrogênio ficam presos envolta da inclusão. Assim, o ODA é formado devido a fadiga com auxílio da fragilização por hidrogênio [3, 17, 22]

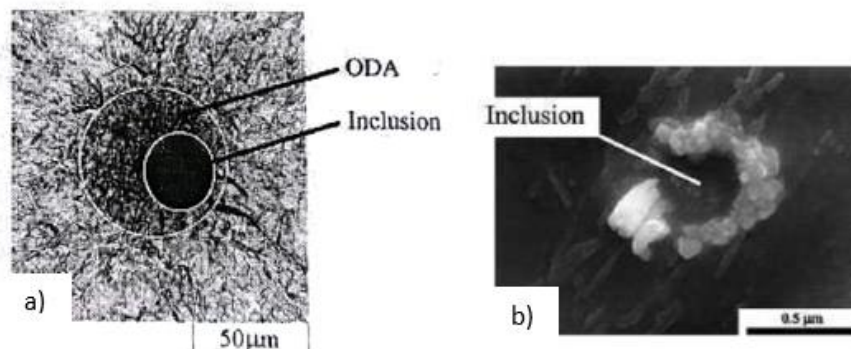


Figura 24: a) Fractografia do ODA. b) Moléculas e átomos de hidrogênio presos envolta da inclusão [22, 23]

Murakami iniciou o estudo com três séries de corpos de prova que passaram por tratamentos térmicos diferentes. Em cada corpo de prova foi medido o teor do hidrogênio e realizado os ensaios de fadiga para altíssimo ciclo. Após os ensaios, o pesquisador percebeu que a região do ODA só era observada em altíssimo ciclos e que aumentava com o aumento do número de ciclos (Figura 25). A quantidade de hidrogênio também influenciava no tamanho do ODA (Figura 26) [22, 23, 24]

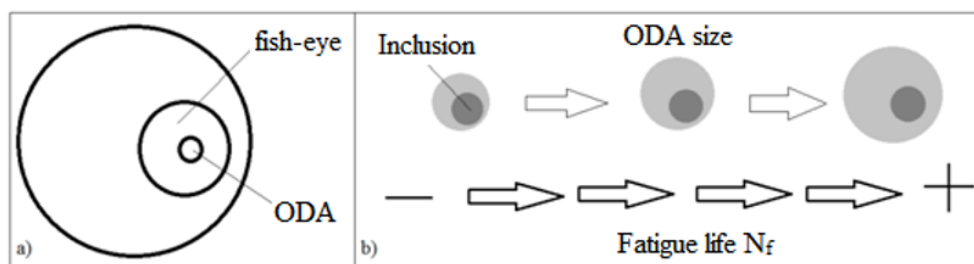


Figura 25: a) Esquemático do ODA. b) Tamanho do ODA influenciado pelo  $N_f$  (adaptada) [23] .

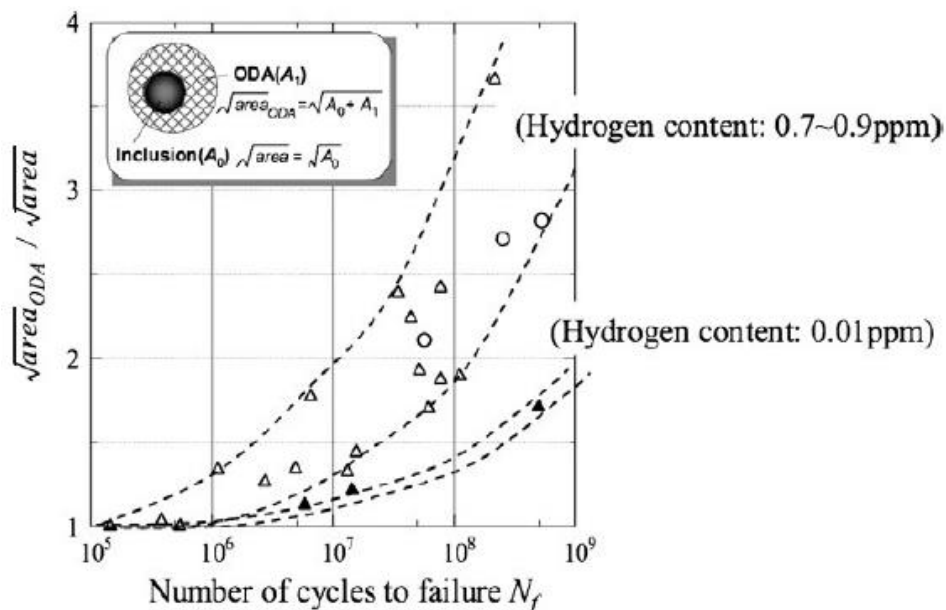


Figura 26: Influencia do teor de hidrogênio no tamanho do ODA [23].

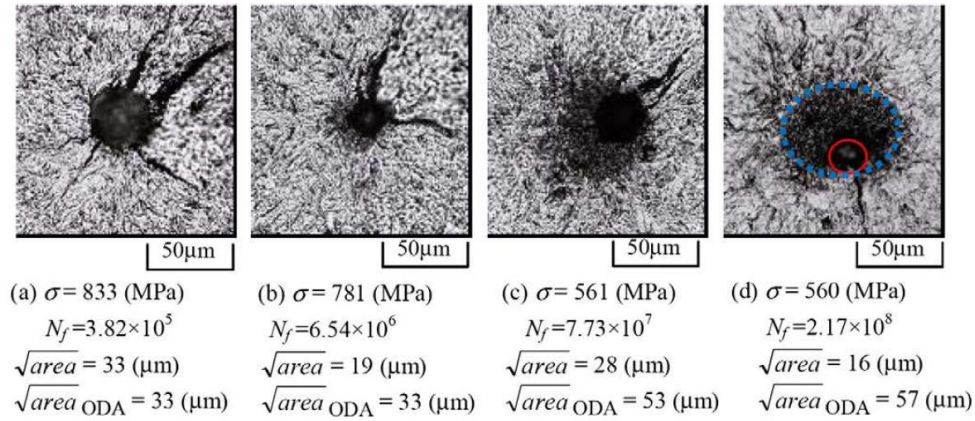


Figura 27: Tamanho do ODA para  $N_f$  diferentes [23].

A Figura 27 mostra a evolução do ODA com o número de ciclos. No corpo de prova (a), o tamanho da inclusão e o tamanho do ODA são iguais, logo, não há formação de ODA. No corpo de prova (b) é possível observar uma discreta formação de ODA. A razão entre os tamanhos do ODA e inclusão, nos dá uma clara relação do ODA com o número de ciclos para falha. Para  $N_f \approx 10^5 \rightarrow 0 \mu\text{m}$ ,  $N_f \approx 10^6 \rightarrow 1,73 \mu\text{m}$ ,  $N_f \approx 10^7 \rightarrow 1,89 \mu\text{m}$  e por fim  $N_f \approx 10^8 \rightarrow 3,56 \mu\text{m}$ . Desta forma pode-se concluir que a formação do ODA só acontece realmente em fadiga de altíssimo ciclo.

## 2.4. Influência do defeito

Como visto anteriormente os defeitos internos, principalmente as inclusões, são os grandes responsáveis pela iniciação da trinca de fadiga no regime de UHCF. Nesta etapa são apresentados o modelo de Murakami e o fator de intensidade de tensões para trincas internas.

### 2.4.1. Modelo de Murakami

Os pesquisadores Murakami e Endo [24] afim de investigar os efeitos de defeito, inclusões e outras discontinuidades, propuseram uma equação para variação do fator de intensidade de tensões threshold sob razão de carregamento -1.

$$\Delta K_{th} = 3,3 \times 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (23)$$

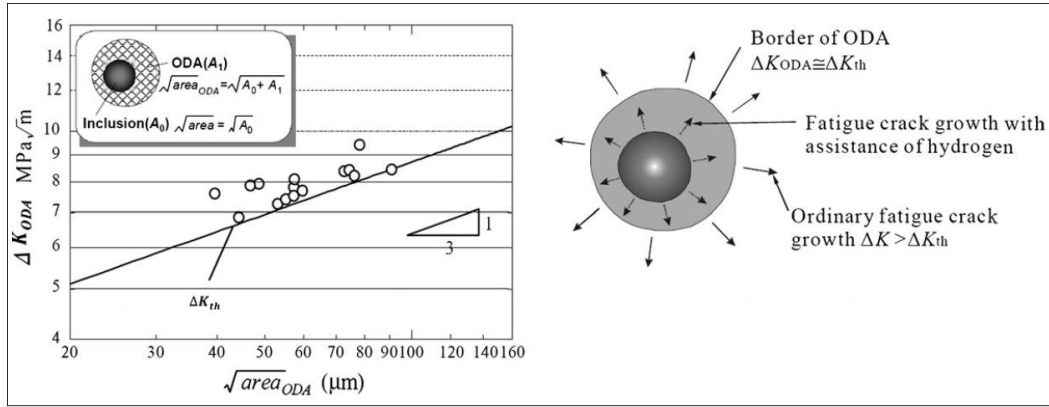


Figura 28:  $\Delta K_{ODA}$  x tamanho do ODA e  $\Delta K_{th}$  [23].

$$\Delta K_{ODA} = 0,5 \sigma \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (24)$$

Sendo que o valor 0,5 é usado apenas para trincas internas.

Murakami e seu grupo de pesquisa, propuseram uma equação onde a resistência a fadiga está em função da dureza de Vickers (kgf/mm<sup>2</sup>) e do tamanho do defeito (μm) [3, 25]. Essa equação é o resultado da correlação do fator de intensidade de tensões threshold (MPa√m) com o fator de intensidade de tensões no ODA (MPa√m).

$$\sigma_w = C \frac{(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (25)$$

Onde,

$C = 1,43$  para defeitos superficiais

$C = 1,41$  para defeitos subsuperficiais

$C = 1,56$  para defeitos internos

$R = -1$

Além disso, Murakami também concluiu que a propagação da trinca dentro do ODA ocorre por fadiga com assistência do hidrogênio e após ultrapassar a borda do ODA a propagação da trinca ocorre somente por fadiga (Figura 29) [1, 26]

Para encontrar o tamanho do ODA (FGA) relacionado a resistência à fadiga, basta isolar o parâmetro  $\sqrt{area}$ .

$$\sqrt{area_{ODA}} = \sqrt{area_c} = [1,56 \cdot (HV + 120/\sigma)]^6 \quad (26)$$

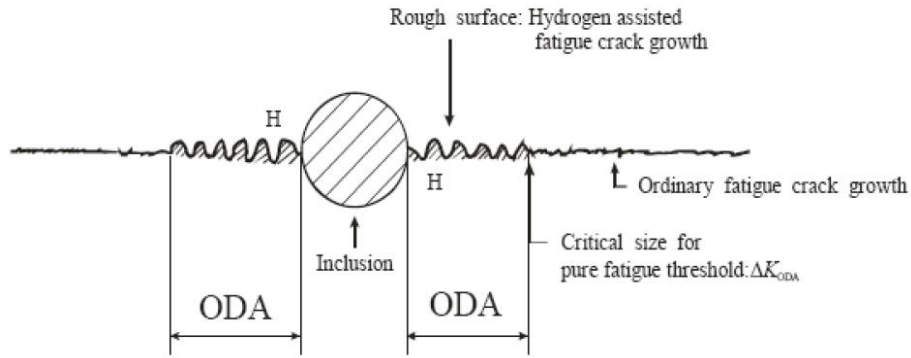


Figura 29: Corte esquemático da formação do ODA [3].

Para razões de carregamento diferentes de  $-1$ , o modelo de Murakami sofre algumas modificações como mostrado abaixo e já considerando os defeitos internos.

$$\sigma_w = 1,56 \frac{(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \left[ \frac{(1 - R)}{2} \right]^a \quad (27)$$

Sendo,

$$a = 0,226 + HV \cdot 10^{-4} \quad (28)$$

Como o modelo acima não correlaciona o número de ciclos para  $\sigma_w$  e para validar a abordagem de Murakami para diferentes números de ciclos para falha no regime de UHCF, foi necessário aplicar um fator de correção  $b$  que depende de  $N_f$  [1, 26]. Essa fórmula é aplicada para aços de alta resistência.

$$\sigma_w = b \frac{(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \left[ \frac{(1 - R)}{2} \right]^a \quad (29)$$



Onde,

$$b = 3,09 - 0,12 \log N_f \quad (30)$$

#### 2.4.2. Fator de intensidade de tensões

Observando as superfícies de fratura, os formatos de inclusão, FGA/ODA e *fish-eye*, podem ser considerados circular para um plano bidimensional. Baseado na teoria da mecânica da fratura, o (SIF - *Stress Factor Intensity*) o  $\Delta K_{int}$  para uma trinca interna pode ser dado por [27]:

$$\Delta K_{int} = 2 \Delta \sigma \sqrt{\pi r_{int}} \quad (31)$$

Onde,  $\Delta K_{int}$  pode ser substituído por  $\Delta K_{inc}$  ou  $\Delta K_{FGA/ODA}$  ou  $\Delta K_{fish-eye}$ . e raio do defeito ( $r_{int}$ ) para  $r_{inc}$  ou  $r_{FGA/ODA}$  ou  $r_{fish-eye}$ .

A equação (31) pode ser reescrita como:

$$\Delta K_{int} = 2 K_{max-int} = \frac{4}{\pi} \sigma_a \sqrt{\pi r_{int}} \quad (32)$$



### 3. Material e procedimento experimental

Neste capítulo são descritas as etapas dos ensaios realizados, as propriedades e aplicabilidades do material estudado, geometria e as dimensões dos corpos de prova.

#### 3.1. Material

A escolha do material foi feita com base no projeto entre a PUC-Rio e uma empresa gestora de usinas termoeletricas. Alguns eixos virabrequins utilizados em motores destas usinas falharam e esses eixos foram a base para fabricação dos corpos de prova.



Figura 30: Eixo Virabrequim que falhou.

O processo de fabricação para obtenção do eixo virabrequim foi o forjamento. O material em questão é utilizado em aplicações estruturais, principalmente em peças que necessitem de um diâmetro maior, como é o caso do eixo virabrequim. Este aço possui como características uma boa temperabilidade e é utilizado na fabricação de diversos componentes mecânicos onde se pretende uma boa combinação de resistência mecânica e resistência à fratura e possui uma elevada resistência à fadiga [29]. A utilização do Cromo na fabricação dos aços está relacionada ao aumento da temperabilidade e da resistência à corrosão, à temperatura e ao desgaste. O Níquel aumenta a temperabilidade e a tenacidade. O Molibdênio também está relacionado ao aumento da temperabilidade e

à resistência a temperatura, além de refinar o grão. Os aços Níquel – Cromo – Molibdênio costumam apresentar teor (% peso) de 1,65 – 2,00 Ni, 0,80 – 1,10 Cr e 0,20 – 0,30 Mo [8]. Abaixo são apresentadas a composição química com os elementos principais do material utilizado, as propriedades mecânicas. A densidade deste aço é  $7870 \text{ kg/cm}^3$ .

Tabela 2: Composição química com os elementos principais.

AÇO	Fe (%)	C (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)
DIN 34CrNiMo6	95,1	0,38	1,51	0,24	1,75

Tabela 3: Propriedades mecânicas.

AÇO	LE (MPa)	LRM (MPa)
DIN 34CrNiMo6	760	900

### 3.2. Corpo de prova

Os corpos de prova normalmente usados para ensaios em fadiga ultrassônica são menores do que os corpos de prova do ensaio convencional e possuem a geometria abaixo.

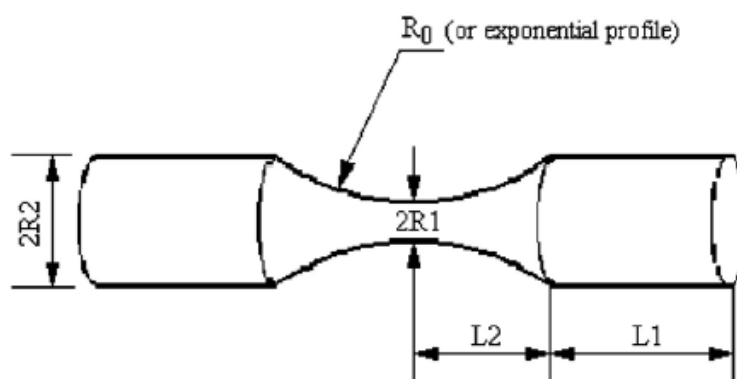


Figura 31: Geometria do corpo de prova para altíssimo ciclo [1].

Afim de facilitar a usinagem dos corpos de prova, as dimensões  $R_0$ ,  $R_1$ ,  $R_2$  e  $L_2$  são fixas para todos os materiais.

O comprimento de ressonância  $L_1$  é determinado analiticamente para o primeiro modo de vibração. É o único parâmetro variável e dele depende o comprimento total da amostra  $L$  [1].

$$L = 2(L_1 + L_2) \quad (33)$$

$$L_1 = \frac{1}{k} \arctan \left\{ \frac{1}{k} [\beta \coth(\beta L_2) - \alpha \tanh(\alpha L_2)] \right\} \quad (34)$$

Onde,

$$k = \frac{\omega}{c} = \frac{2\pi f}{c} \quad (35)$$

$$c = \sqrt{\frac{E_d}{\rho}} \quad (36)$$

A velocidade do comprimento de uma onda longitudinal ( $c$ ) é dada pelo módulo de elasticidade dinâmico, que é ligeiramente diferente do módulo de elasticidade estático, e da densidade do material. Como o ensaio de fadiga em regime de altíssimo ciclo é ultrassônico, o módulo de elasticidade a ser usado deve ser o dinâmico [28] que é determinado através da frequência de ressonância do corpo de prova e com amplitudes de vibração mínimas.

Os parâmetros  $\alpha$  e  $\beta$  da equação (32) são definidos abaixo. O parâmetro  $\alpha$  depende apenas dos parâmetros fixos enquanto  $\beta$  depende das propriedades do material  $E_d$  e  $\rho$ , do  $\alpha$  e da frequência a ser utilizada no ensaio.

$$\alpha = \frac{1}{L_2} \operatorname{arc} \cosh\left(\frac{R_2}{R_1}\right) \quad (36)$$

$$\beta = \sqrt{\alpha^2 - k^2} \quad (37)$$

Para calcular a tensão e deformação da amostra são usadas as fórmulas apresentadas abaixo [1].

Para  $|x| \leq L_2$ :

$$\sigma(x) = E_d A_0 \varphi(L_1, L_2) \frac{[\beta \cosh(\beta x) \cosh(\alpha x) - \alpha \sinh(\beta x) \sinh(\alpha x)]}{\cosh^2(\alpha x)} \quad (38)$$

$$\varepsilon(x) = A_0 \varphi(L_1, L_2) \frac{[\beta \cosh(\beta x) \cosh(\alpha x) - \alpha \sinh(\beta x) \sinh(\alpha x)]}{\cosh^2(\alpha x)} \quad (39)$$

Sendo,

$$\varphi(L_1, L_2) = \frac{\cos(kL_1) \cosh(\alpha L_2)}{\sinh(\beta L_2)} \quad (40)$$

Para  $L_2 < |x| \leq L$ :

$$\sigma(x) = E_d k A_0 \sin(k(L - x)) \quad (41)$$

$$\varepsilon(x) = k A_0 \sin(k(L - x)) \quad (42)$$

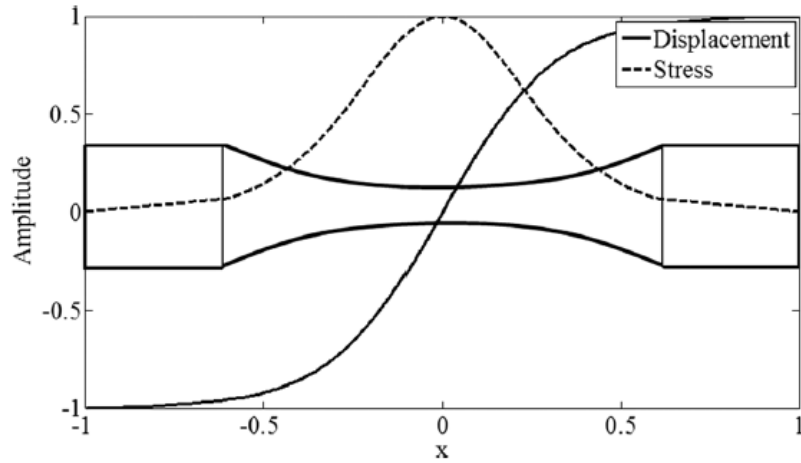


Figura 32: Distribuição da amplitude de deslocamento e da tensão no CP [11].

### 3.2.1. Geometria

Os corpos de prova para ensaios de altíssimo ciclo são calculados a partir dos valores do módulo de elasticidade dinâmico e da frequência de teste afim de obter o comprimento de ressonância do corpo de prova e por fim o comprimento total.

Para obter o módulo de elasticidade dinâmico,  $E_d$ , é necessário realizar um ensaio dinâmico e como não foi possível a realização do mesmo, e o módulo de elasticidade e ligeiramente parecido com o dinâmico, foi utilizado o limite de escoamento de 207 GPa (valor normalmente adotado para aços) nas equações de Bathias para geometria. Obtida as dimensões, foi realizado uma análise de elementos finitos utilizando o software Abaqus afim de ajustar as dimensões encontradas para a frequência da máquina.

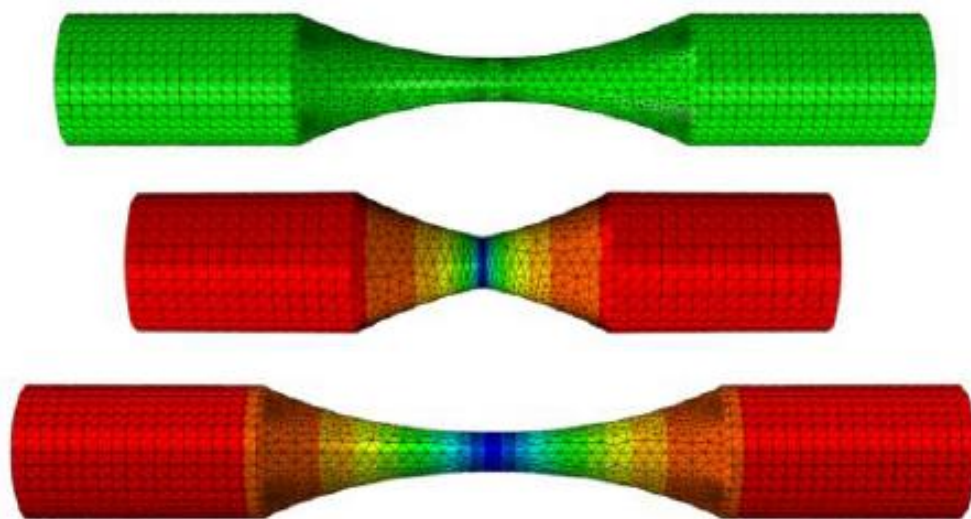


Figura 33: Corpo de prova na análise de elementos finitos.

Após esse ajuste, foram obtidos os desenhos em 2D e 3D do corpo de prova utilizado os softwares AutoCad e Solid Works respectivamente.

O comprimento de ressonância calculado foi de 16,10 mm e o comprimento total foi de 62,2 mm.

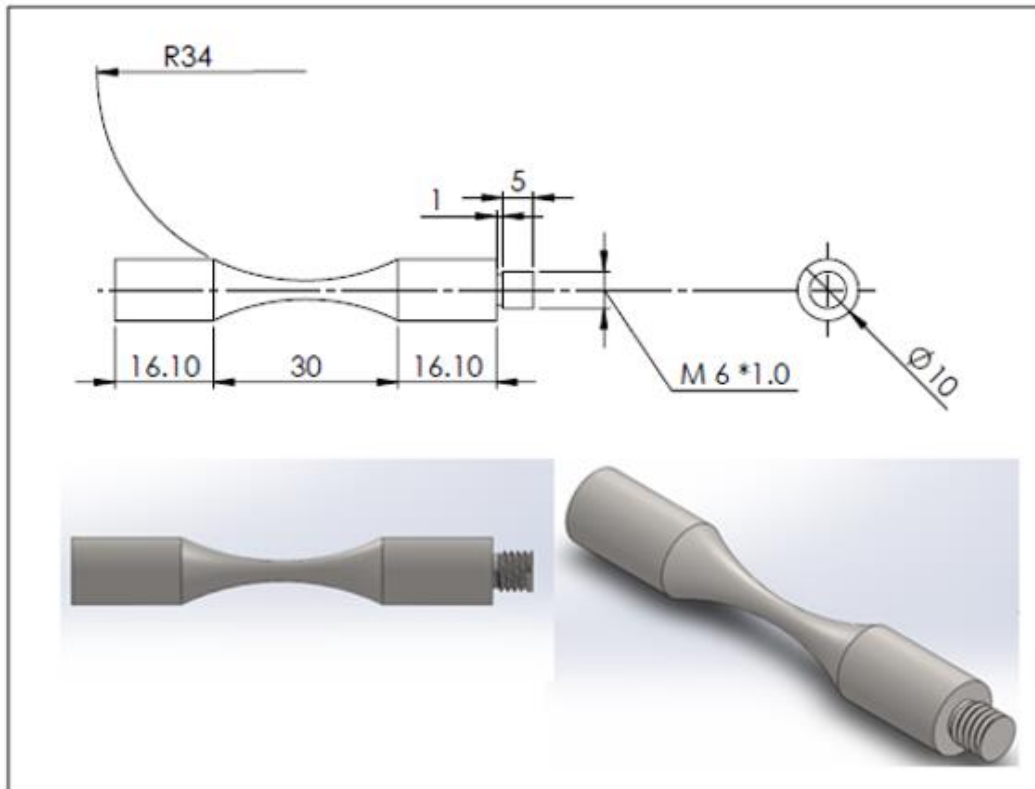


Figura 34: Geometria do corpo de prova 2D e 3D.

Por fim as amostras do eixo virabrequim foram encaminhadas para usinagem. Inicialmente foram usinados 2 corpos de prova ultrassônicos (ensaios preliminares) e posteriormente mais 30 corpos de prova foram usinados nas dimensões apresentadas na Figura 34.

Utilizando novamente as fórmulas do Bathias para geometria dos corpos de prova e já com as dimensões projetadas, foi possível encontrar o módulo de elasticidade dinâmico teórico.  $E_d = 215,5 \text{ GPa}$ .

### 3.3. Máquina de ensaio em fadiga ultrassônica

Como citado anteriormente, o desenvolvimento de uma máquina de fadiga ultrassônica, possibilitou a realização de testes mais longos num período muito inferior comparado a máquina de fadiga convencional.

Este tipo de máquina (Figura 35a) possui quatro componentes de extrema importância. São eles: gerador ultrassônico, conversor piezoelétrico, amplificador ultrassônico e um controle de sistema [1, 7, 11].

O gerador ultrassônico é o responsável por receber o sinal elétrico de 50 ou 60 Hz e transformar em um sinal elétrico ultrassônico sinusoidal normalmente em 20 kHz. O gerador é usado com uma potência máxima de saída de 2 kW. Esse sinal de 20 kHz é emitido para o conversor piezoelétrico. Neste componente o sinal elétrico é convertido para uma onda ultrassônica longitudinal e vibrações mecânicas na mesma frequência. Esse sinal convertido é levado para o amplificador ultrassônico (horn – Figura 35b) que recebe uma amplitude de vibração pequena, geralmente em torno de 0 e 5  $\mu\text{m}$  e aumenta a amplitude, que vai variar de acordo com a geometria do amplificador e do sinal elétrico recebido pelo conversor [5; 10; 27]. Além disso existe um controle de parada que interrompe o ensaio quando a frequência atinge  $\pm 0,5$  kHz da frequência adotada. Por último o sistema de aquisição e controle de dados que é monitorado através de um computador.

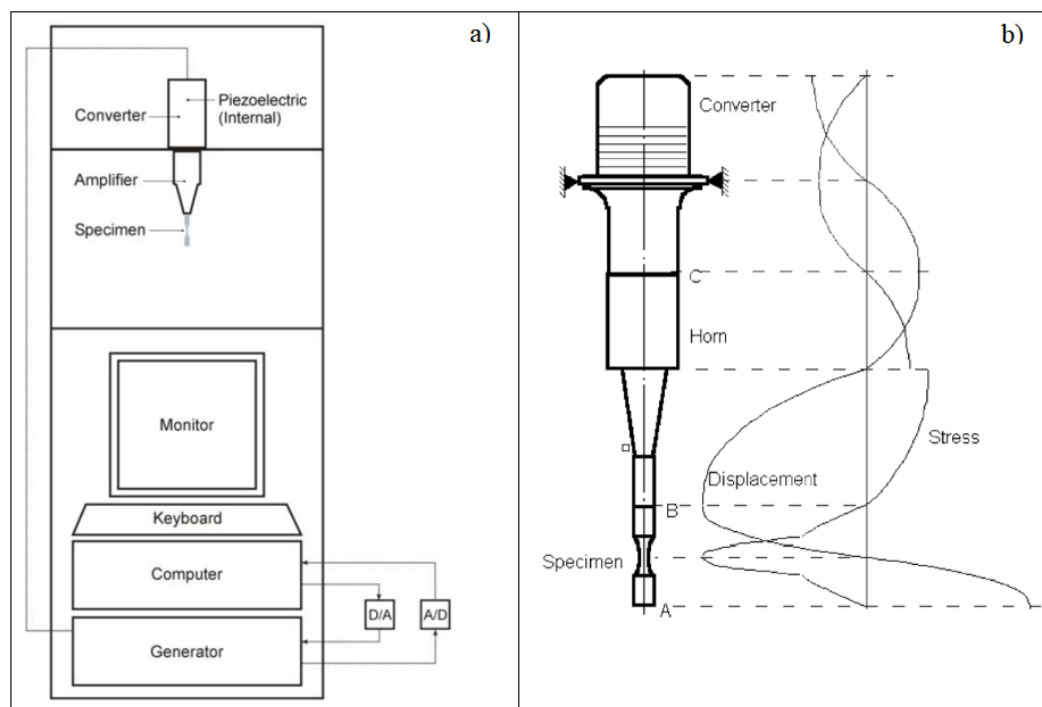


Figura 35: a) Esquema da máquina de ensaio de fadiga ultrassônica. b) Parte superior da máquina ampliada, incluindo tensão e amplitude de vibração [1, 7].

### 3.4. Temperatura de ensaio

A temperatura no estudo de fadiga para altíssimo ciclo é bastante relevante. Como a frequência de ensaio é muito elevada (15 a 30 kHz), isso produz um superaquecimento

principalmente na região crítica do corpo de prova. Essa temperatura deve ser controlada para que o corpo de prova não afetar no resultado do ensaio. A temperatura de ensaio pode ser medida usando um sistema hipersensível com uma câmera de infravermelho que detecta a mudança de temperatura durante o ensaio de UHCF. Com base em alguns ensaios já realizados na área, foi desenvolvido um gráfico esquemático (Figura 36) mostrando a evolução da temperatura com o número de ciclos [4].

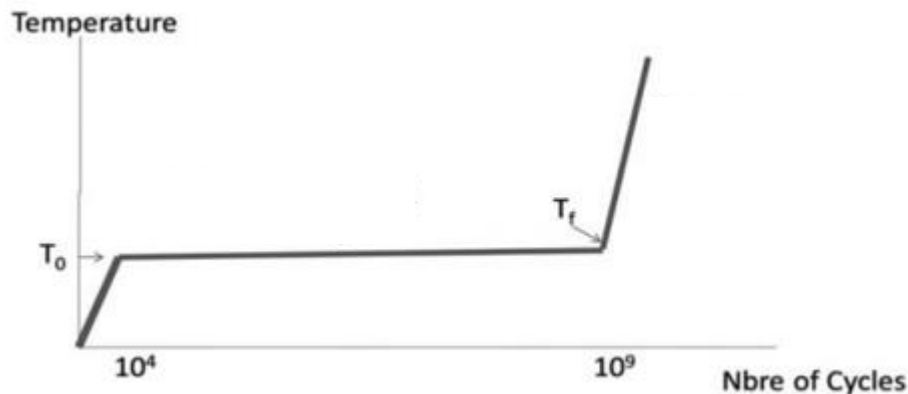


Figura 36: Esquemático da evolução da temperatura durante o ensaio [4].

### 3.5. Metodologia do ensaio

Para explicar os procedimentos feitos, a metodologia foi dividida em 4 etapas sendo elas: testes preliminares, calibração, ensaio de fadiga ultrassônica, ensaio de dureza e análise da superfície de fratura. As etapas de ensaios preliminares, calibração e os ensaios de fadiga ultrassônica foram realizados no **Instituto Superior Técnico da Universidade de Lisboa**. A máquina de ensaio da universidade é de fabricação própria e segue os mesmos princípios apresentados na Figura 35. As etapas de ensaio de dureza e análise da superfície de fratura foram realizadas na **PUC-Rio**.

Foram ensaiados 26 corpos de prova com frequência de 20 kHz e razão de carregamento -1.

#### 3.5.1. Testes preliminares



Para realização dos testes, foi necessário ensaiar 2 corpos de prova ultrassônicos para garantir que os mesmos estavam com a geometria correta para a frequência utilizada na máquina de fadiga ultrassônica e assim dar prosseguimento na usinagem dos demais corpos de prova. Os ensaios foram realizados até a fratura e em ambos corpos de prova fraturaram entre  $10^8$  e  $10^9$  ciclos. Além disso foi possível estimar o tempo de ensaio e consequentemente o prazo necessário para realização dos ensaios.

### 3.5.2. Calibração

Para realização dos ensaios, inicialmente é necessário a etapa de calibração. A máquina utilizada, além dos principais componentes, utiliza o equipamento conhecido como Ponte Wheatstone ou Ponte de Extensometria Dinâmica. Esse equipamento possui uma resistência que é diferente da resistência do micro extensômetro (micro *strain gauge*). Sendo necessário um ajuste entre eles, ou seja, a calibração tem como objetivo compreender a resposta do *strain gauge* para uma dada deformação, conhecendo assim a tensão correspondente para cada volt de resposta. Essa etapa utilizou a máquina de ensaios da Instron modelo 8874 onde o corpo de prova instrumentado com micro *strain gauge* foi tracionado com 4 cargas diferentes. Para cada carga realizada foram obtidos valores de micro deformações e a voltagem respectiva. De posse desses dados, foram calculadas as tensões correspondentes e obtido o fator de correção e o módulo de elasticidade.



Figura 37: Equipamentos utilizados na calibração\_1.

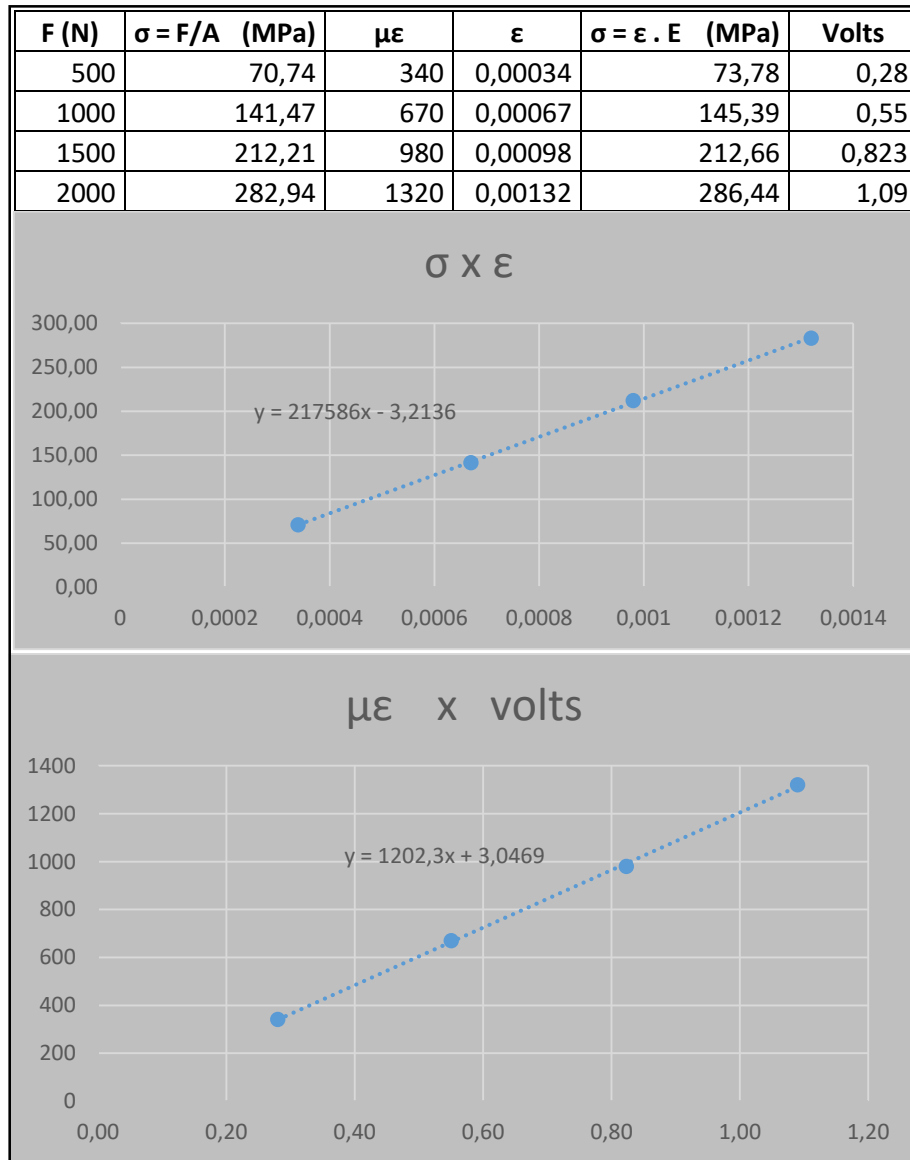


Figura 38: Medidas da calibração\_1

O módulo de elasticidade encontrado foi de 217 GPa. O novo valor obtido para o módulo de elasticidade é ligeiramente igual ao módulo de elasticidade dinâmica e está de acordo com a gama de valores para utilizar a frequência desejada. O fator de correção foi 1202,3 e o mesmo será inserido no programa para realização dos ensaios.

Ainda na etapa de calibração, o CP instrumentado foi colocado na máquina de fadiga ultrassônica variando a potência, medindo o deslocamento  $A_0$  (amplitude de deslocamento do amplificador ultrassônico). Além do micro *strain gauge* que é colado na parte central do CP, a base livre fica diretamente alinhada com o laser que é um outro instrumento de medição. Essa base livre deve estar bem polida caso contrário é necessário colar um refletor para que a medição ocorra com mais precisão. Com o laser é obtido a

contagem dos ciclos e a deslocamento  $A_0$ . Já com o micro *strain gauge* ocorre uma análise de deformação para diversas configurações de potência que fornece uma função da tensão induzida para cada potência aplicada. A potência máxima da máquina de ensaio é 2,2 kW.

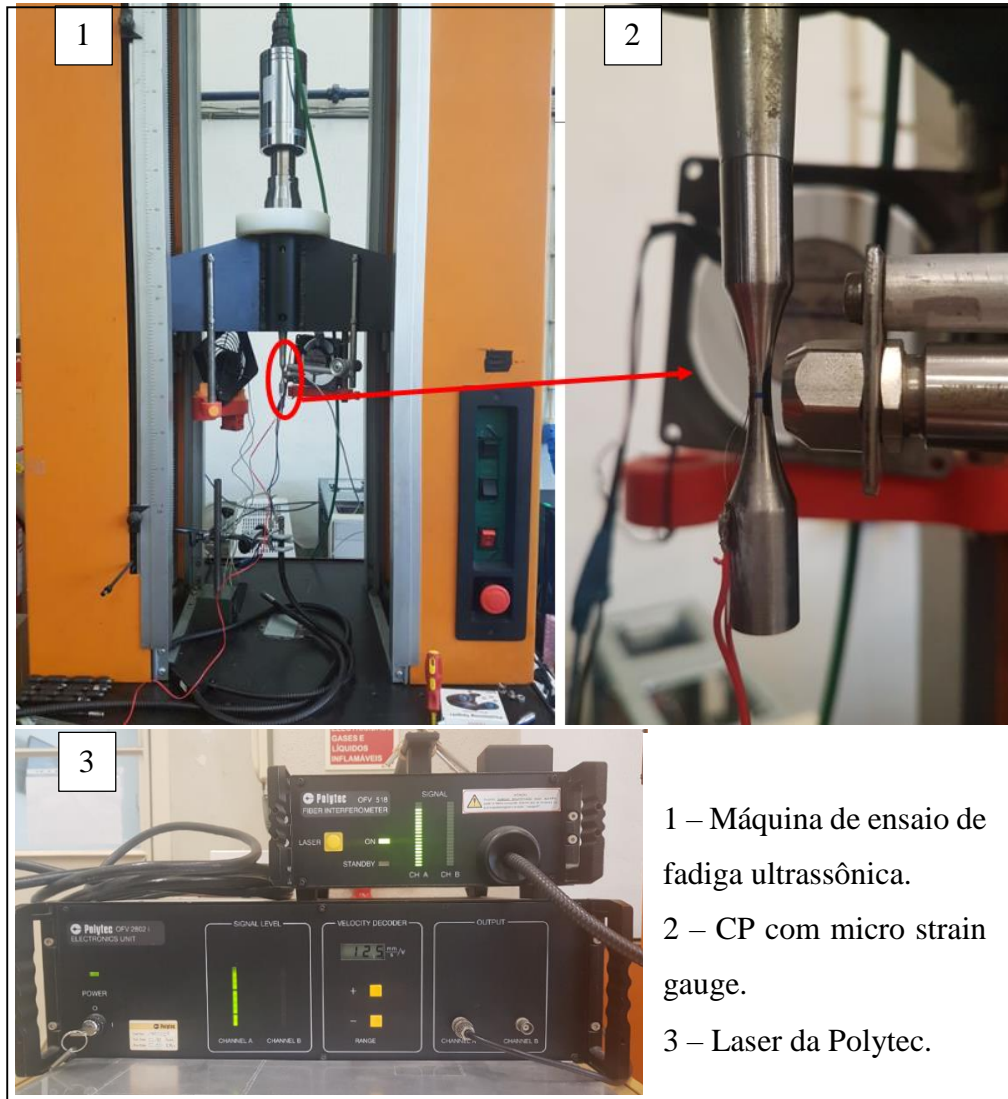


Figura 39: Equipamentos utilizados na calibração\_2.

Os micros *strain gauge* são bastante sensíveis, portanto a medida que a potência vai sendo aumentada, o CP tende a esquentar mais e o micro *strain gauge* acaba por sofrer alterações interrompendo o funcionamento. Para essa primeira etapa utilizando o laser e o micro *strain gauge*, as porcentagens de potência escolhidas são baixas e vão aumentando até o quanto *strain gauge* suportar.

Foram usadas 5 porcentagens de potências diferentes que são apresentadas abaixo. Os valores de amplitude para cada potência são substituídos na equação do Bathias para

obter a tensão e comparar com os que foram obtidos pelo micro extensômetro. A máxima porcentagem de potência suportada pelo micro *strain gauge* sem afetar o ensaio foi de 8%.

Tabela 4: Valores obtidos utilizando o micro *strain gauge*.

% Potência	Tensão Máxima	Tensão Mínima	Amplitude de Tensão
2	67,4894	-67,422	67,4557
3,5	114,5591	-114,4552	114,50715
5	160,3416	-159,993	160,1673
6,5	205,564	-204,5995	205,08175
8	251,0215	-249,8414	250,43145

Tabela 5: Valores obtidos utilizando o laser.

% Potência	Deslocamento $A_0$	$\sigma$ - Bathias
2	2,55	67,85
3,5	4,1	109,1
5	5,7	151,67
6,5	7,35	195,57
8	9	239,48

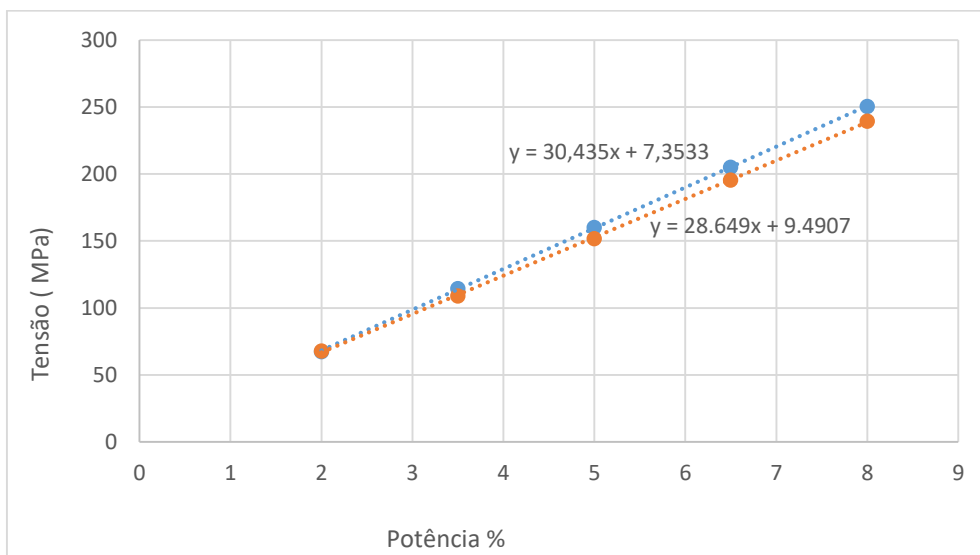


Figura 40: Gráfico de tensão (MPa) x potência (%).

Com as tabelas e o gráfico acima, se percebe que os valores de tensão obtidos são muito semelhantes, porém a medida que a potência aumenta esses valores vão se

distanciando, isso se deve ao fato de que o laser quando se aproxima de uma determinada potência, a confiabilidade diminui. Portanto para os demais ensaios, foi utilizada a equação obtida no gráfico ( $y = 30,435x + 7,3533$ ) relacionada ao *strain gauge* para obter os valores de tensão para cada potência utilizada ao longo dos ensaios. Os pontos azuis (Figura 40), estão relacionados aos valores de tensão medidos pelo *strain gauge* e os pontos laranja são as tensões calculadas pelas equações do Bathias através do deslocamento medido.

### 3.5.2. Ensaio de fadiga ultrassônica

Para dar início aos ensaios de fadiga, é necessário pintar os corpos de prova com um spray para altas temperaturas que tem como função elevar a emissividade ( $\varepsilon = 1$ ) e assim melhorar a leitura da temperatura do corpo de prova ao longo do ensaio.



Figura 41: Tinta spray e corpo de prova pintado.

Com todos os corpos de prova pintados, foi possível dar início aos ensaios.

Primeiramente o corpo de prova é acoplado no conjunto amplificador mais conversor piezoelétrico, em seguida é preciso focar o laser na base livre do corpo de



prova. Assim que a máquina é ligada, é verificada a frequência que o CP sintoniza para posteriormente colocar a potência escolhida e iniciar o ensaio. Todos esses processos são efetuados através do programa que foi desenvolvido pelo Instituto Superior Técnico através do software Labview.

As potências utilizadas variaram entre 12 e 17%.

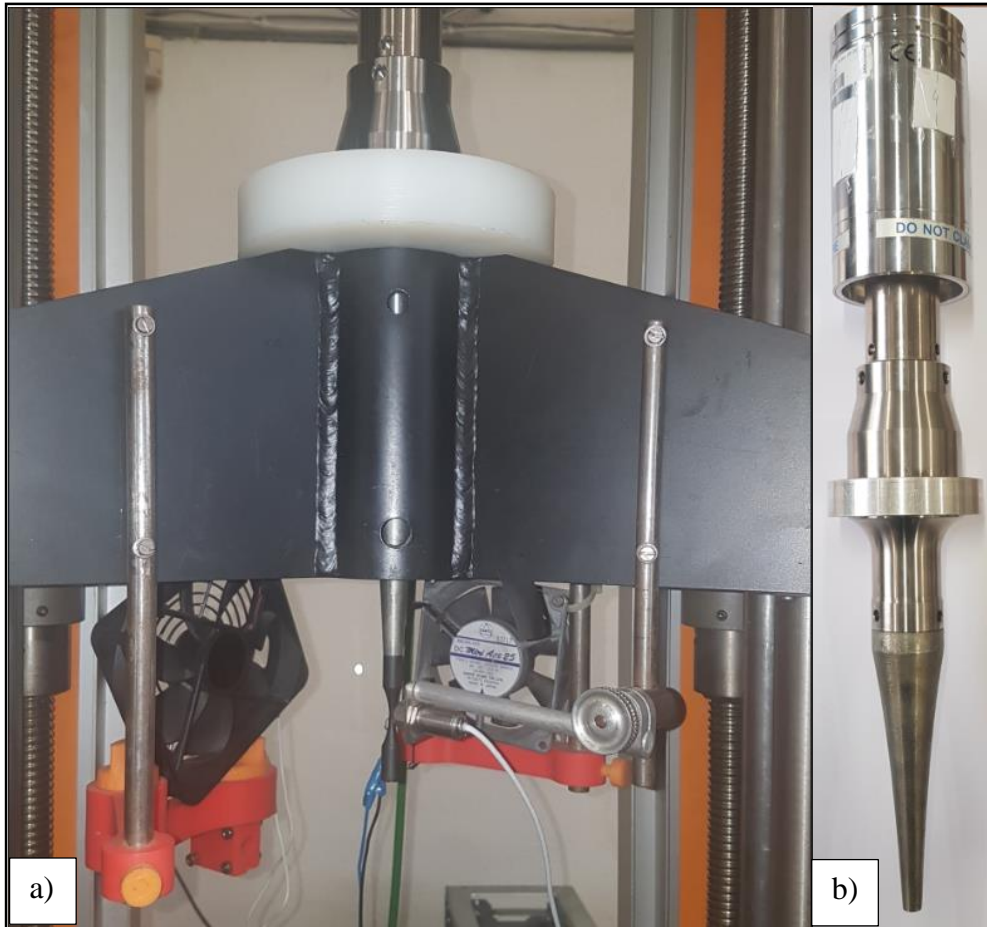


Figura 42: a) Máquina de ensaio. b) Sistema amplificador mais conversor pizoeléctrico.

Na Figura 43, está a interface responsável pela frequência que mostra que o corpo de prova está sintonizado. Se observa também a amplitude, corrente e a fase no centro do corpo de prova em função da frequência. Estar sintonizado indica que o corpo de prova está em ressonância com o sistema.

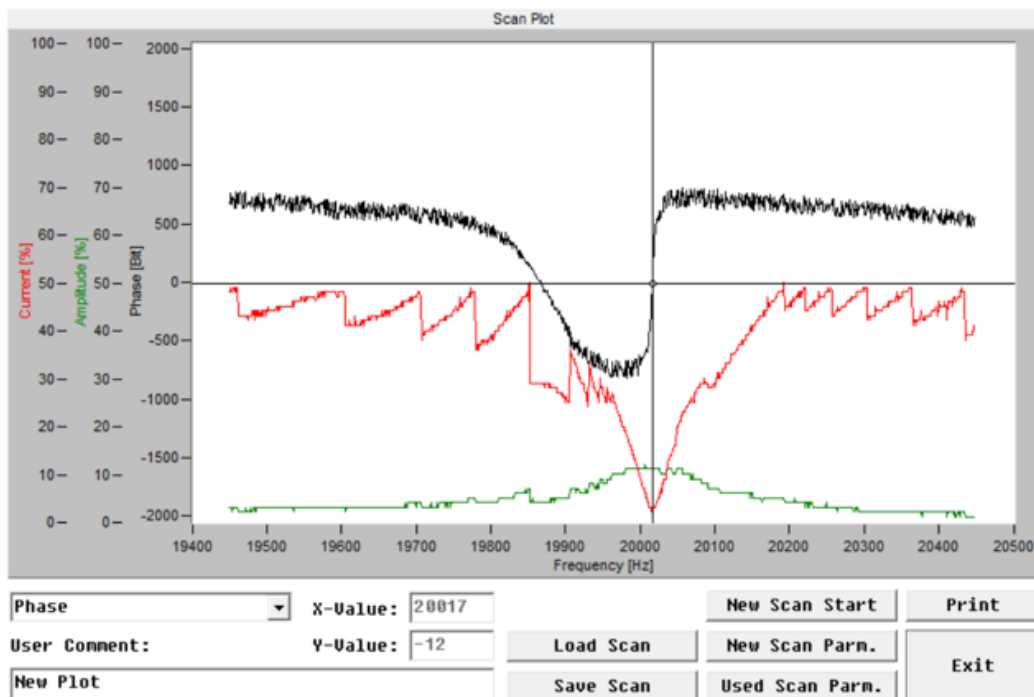


Figura 43: Sintonização do corpo de prova.

Além do que já foi mencionado, se faz necessário um controle de temperatura como já especificado no capítulo 3.4. É colocado um pirômetro, que é um medidor de temperatura por infravermelho próximo ao centro do corpo de prova que é a parte mais crítica. Esse equipamento permanece medindo ao longo de todo o ensaio. Uma câmera termográfica é utilizada e também um sistema de ventilação para evitar que o corpo de prova sofra um superaquecimento.



Figura 44: Câmera termográfica, sistema de ventilação e pirômetro.



Assim que o ensaio começa, é possível acompanhar o aquecimento que ocorre no corpo de prova. Depois de um determinado número de ciclos a temperatura permanece praticamente estável até o corpo de prova deixar de estar em ressonância. Na sequência, a Figura 45 mostra a interface referente a temperatura e uma imagem capturada a partir da câmera termográfica.

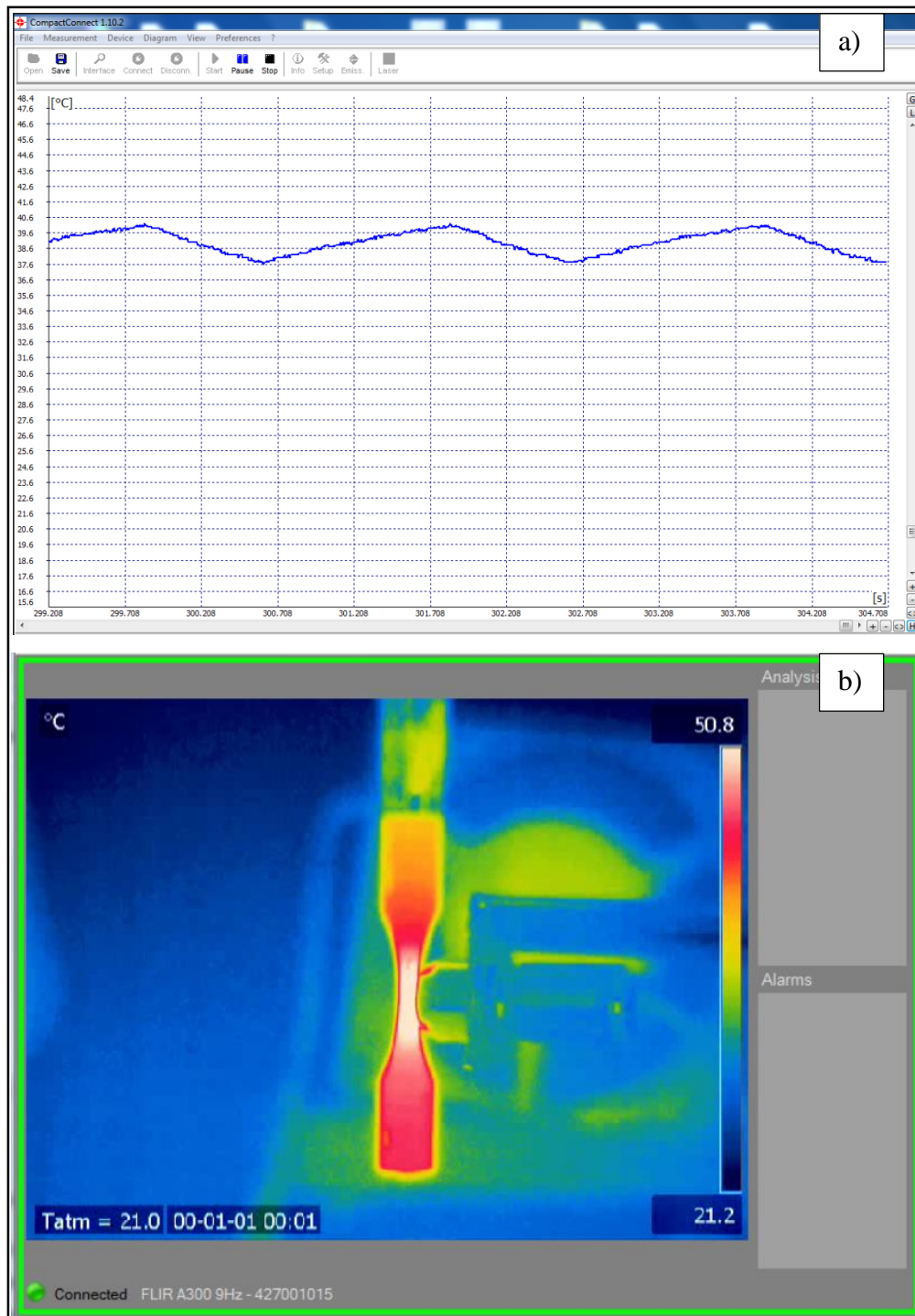


Figura 45: Interface (a) e variação (b) da temperatura ao longo do CP.

Todos os corpos de prova ensaiados mantiveram uma temperatura média em torno de 38°C.

Abaixo são apresentadas as janelas de comando do programa. A Figura 46a é a responsável por acionar a máquina e indicar o local aonde os dados serão armazenados. A Figura 46b, é assistida ao longo de todo o ensaio. Nela são acompanhados o número de ciclos, a amplitude de deslocamento, e as possíveis alterações de frequência.

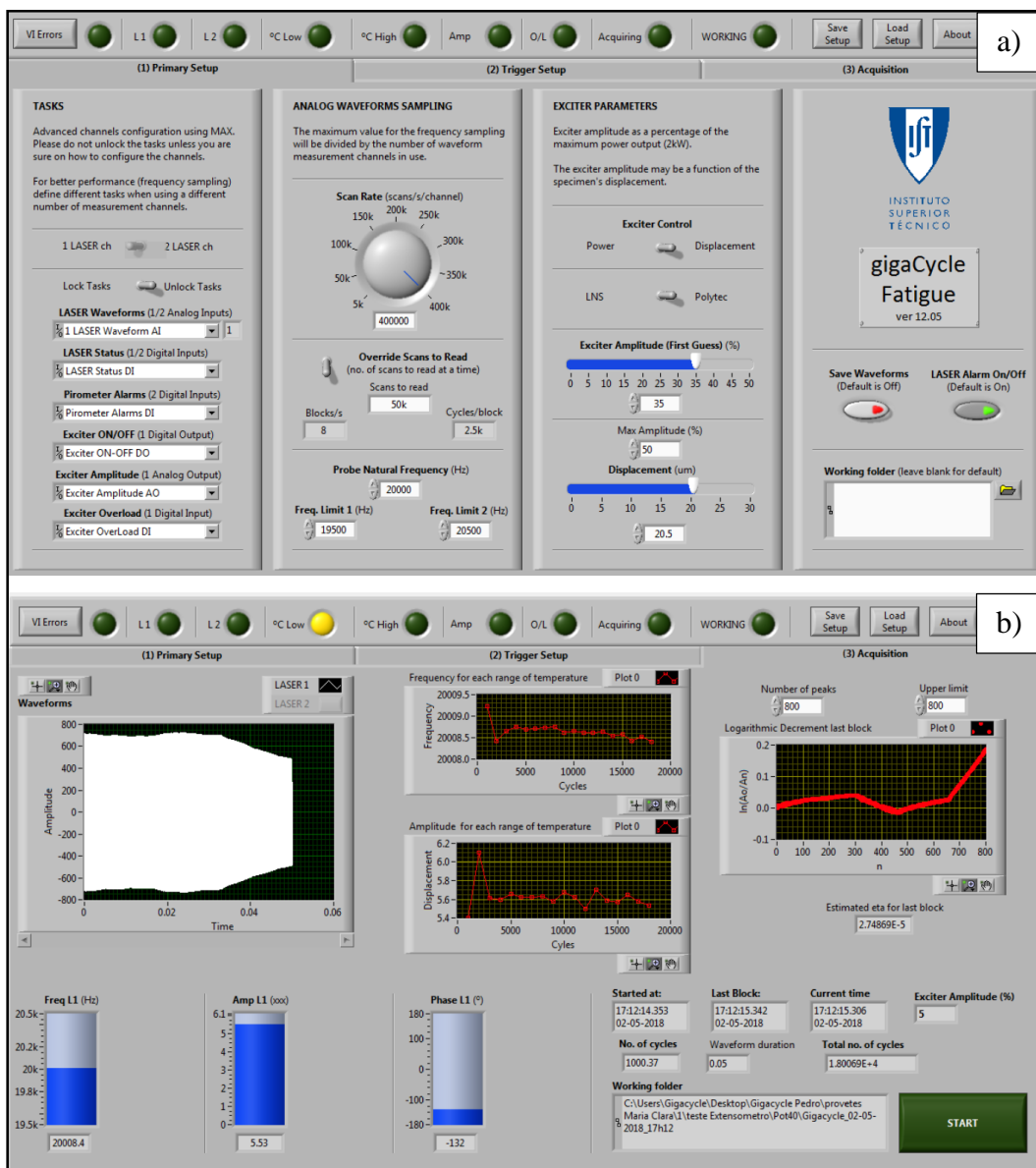


Figura 46: Interfaces do programa desenvolvido pelo IST.

Todo esse sistema, possui um controle de parada. No momento em que ocorre a fratura do corpo de prova, o mesmo deixa de estar em ressonância, ou seja, a frequência

não está dentro do intervalo de tolerância permitido ( $\pm 0,5$  kHz), desligando assim a máquina.

No momento em que o corpo de prova deixa de estar em ressonância com o sistema, só é perceptível se o mesmo não apresentar mais a mesma interface em sintonia.

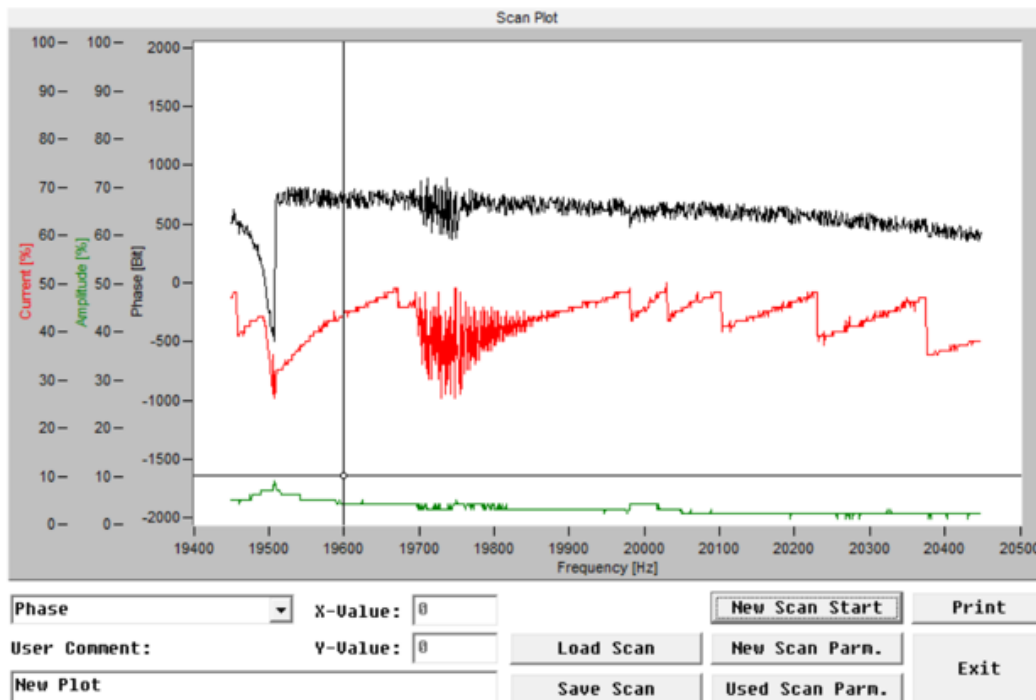


Figura 47: Interface após a fratura do CP.

### 3.5.3. Ensaio de dureza

O ensaio de dureza foi realizado para análise teórica utilizando as equações de Murakami (25) que dependem tanto da tensão quanto da dureza do material.

Neste ensaio, as medidas foram realizadas em 6 pontos (3 pontos para cada corpo de prova) e obtida uma média desses valores.

Tabela 6: Valores de dureza.

Pontos	HV	Média
1	341	≈330 HV
2	318	
3	323	
4	328	
5	325	
6	337	

### 3.5.4. Análise fractográfica

Dos 26 corpos de prova ensaiados, foram analisadas 12 superfícies de fratura.

Os equipamentos utilizados para a análise fractográfica, foram microscópio (LUPA) da fabricante Zeiss modelo SteReo Discovery.V8, microscopia eletrônica de varredura (MEV) modelo JSM-6510LV e espectroscopia de raios x por dispersão de energia (EDS). O EDS é acoplado ao MEV e foi realizado para identificar os elementos químicos que compõem o defeito responsável pela iniciação da trinca de fadiga. Com MEV e a LUPA foram obtidas diversas imagens com aumentos variados e que estão presentes no capítulo 4.

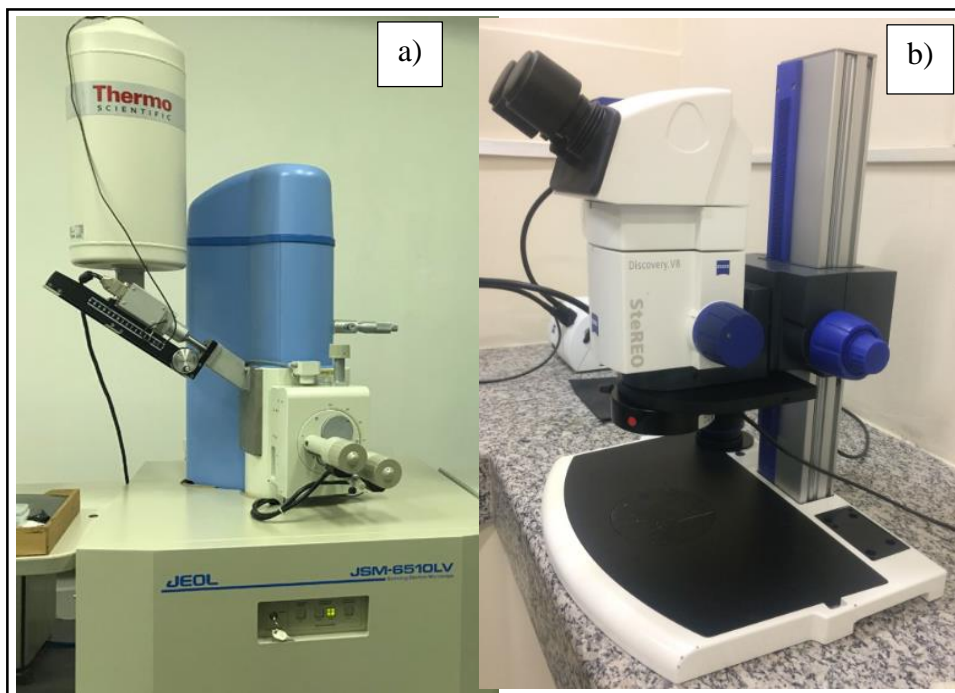


Figura 48: a) MEV/EDS. b) LUPA.

## 4. Resultados

Neste capítulo são apresentados os resultados experimentais do ensaio de fadiga, as imagens das superfícies de fratura e resultados teóricos.

### 4.1. Frequência

Todos os corpos de prova testados, sintonizaram com a frequência da máquina sem necessidade de ajustes.

Tabela 7: Frequência de sintonização dos corpos de prova.

CP	frequência (Hz)	CP	frequência (Hz)
1	20.002	14	19.968
2	19.971	15	19.962
3	19.959	16	19.961
4	20.017	17	19.954
5	19.967	18	19.948
6	19.995	19	19.950
7	19.977	20	19.982
8	20.031	21	19.963
9	19.971	22	19.992
10	20.004	23	19.993
11	19.955	24	19.928
12	19.993	25	19.976
13	19.982	26	19.942

Na Tabela acima estão os valores de frequência a qual cada corpo de prova foi sintonizado. Os corpos de prova foram calculados com base na frequência de 20 kHz, mas a variação apresentada se deve ao fato do comprimento do corpo de prova não estar num tamanho tão preciso, provavelmente ocasionado pela usinagem. Assim para frequências que se encontram abaixo de 20 kHz os corpos de prova ficaram com o comprimento (L) um pouco maior e para os que ultrapassaram a frequência de 20 kHz, L ficou um pouco acima do comprimento calculado. A variação é muito pequena e está no intervalo da tolerância recomendada não tendo afetado em nada os ensaios.

## 4.2. Curva S-N

Para traçar a curva experimental foram utilizados 23 pontos dos 26 ensaiados. Dentre os pontos obtidos, 13 apresentaram falha por fadiga. Abaixo estão as tabelas com a potência, tensão e número de ciclos para cada corpo de prova.

Tabela 8: Corpos de prova que falharam.

CP	%potência	N <sub>f</sub>	σ (MPa)
4	14,5	3,03E+06	448
5	14	6,69E+06	433
6	13,5	1,16E+08	418
12	17	1,58E+06	524
13	16,5	2,11E+06	509
14	15,5	9,04E+05	479
15	14,5	1,60E+07	448
16	13,5	1,76E+07	418
18	13,5	1,08E+07	418
19	14	9,68E+05	433
20	14,5	1,76E+06	448
22	14	2,49E+06	433

Tabela 9: Corpos de prova em *run-out*.

CP	%potência	N	σ (MPa)
1	12	7,64E+08	372
2	12,5	1,16E+09	387
7	13	1,33E+09	403
8	14	1,10E+09	433
9	15	1,04E+09	463
10	16	1,08E+09	494
21	13,5	1,00E+09	418
23	13,5	1,00E+09	418
24	14	1,00E+09	433
26	13,5	1,05E+09	418

Na curva abaixo nota-se tanto os pontos que falharam quanto os pontos que não falharam (*run-out*), e em ambas as situações se observa uma dispersão nos valores, comum nas curvas S-N. Para um mesmo número de ciclos, aproximadamente  $10^9$ , foram obtidos valores de tensão que variaram de 372 MPa a 494 MPa. Esses pontos apresentaram uma dispersão nos valores ainda maior. Para os pontos que falharam, a linha de tendência mostra que a medida que os valores de tensão são menores, maior é a vida-fadiga do material de acordo com o esperado. Observando os pontos da curva, nota-se que a maior parte dos pontos falharam entre  $10^6$  e  $10^7$  ciclos, entretanto para os 5 pontos onde a tensão é de 418 MPa (cerca de 44% LRM) pode-se notar que 3 desses pontos

obtiveram vida-fadiga na região de altíssimo ciclo, ou seja, falharam na região que seria de vida infinita em fadiga e 2 que atingiram  $10^9$  ciclos e tiveram o ensaio interrompido. Em torno de 50% de LRM obteve-se 1 ponto que falhou na região de UHCF.

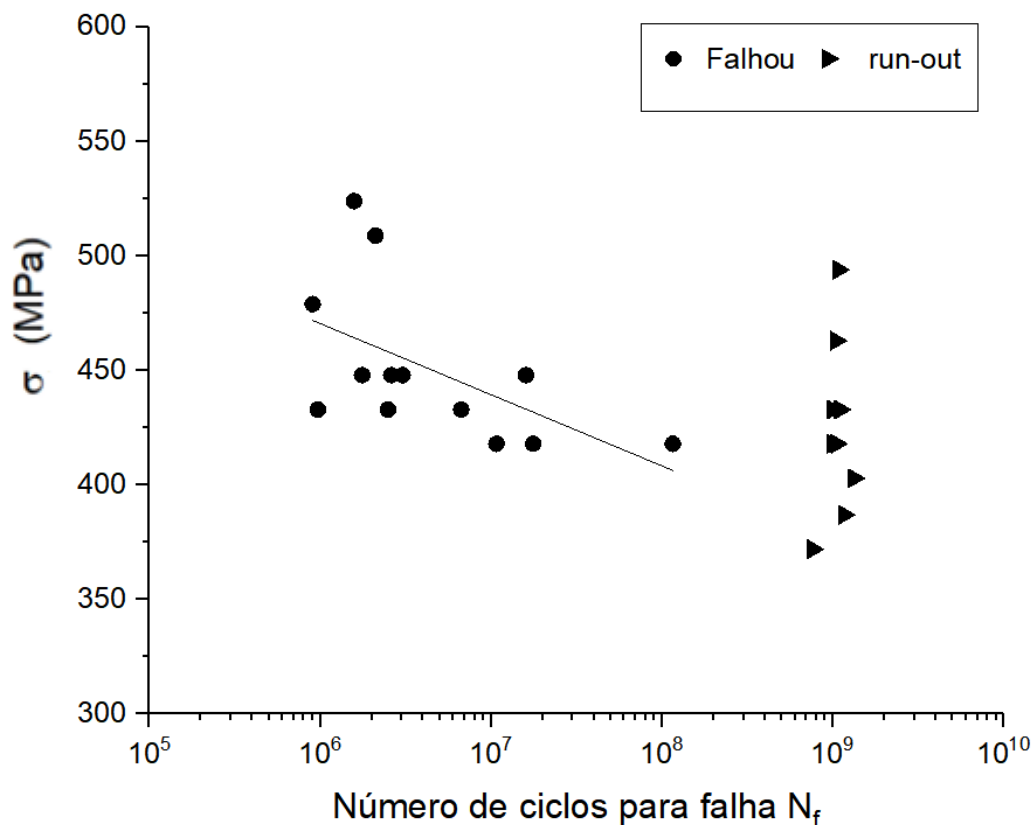


Figura 49: Curva S-N do aço DIN 34CrNiMo6 (ensaio de fadiga ultrassônico).

Alguns dos pontos colocados como *run-out*, falharam no regime de UHCF. Porém esses corpos de prova tiveram uma variação da potência tanto por conta da calibração, como no caso do CP\_8 e CP\_10 que atingiram  $10^9$  ciclos sem apresentar nenhuma alteração na frequência. Esses pontos entraram como *run-out* pois os mesmos não poderiam ser apresentados na curva S-N com mais de um valor de tensão. Para cada um desses casos, foi plotado um gráfico de barras com intuito de apresentar o número de ciclos percorrido para cada potência utilizada.

Comparando o corpo de prova 8 com os demais da Figura 50, nota-se que o material atingiu aproximadamente um bilhão de ciclos para 5 tensões diferentes e em ordem crescente tendo fraturado com 16,5% de potência equivalente a 509 MPa (maior que 50%

LRM = 450 MPa) em torno de 40 milhões de ciclos. Esses resultados levaram a um questionamento se o ensaio ultrassônico pode influenciar nas propriedades mecânicas do material.

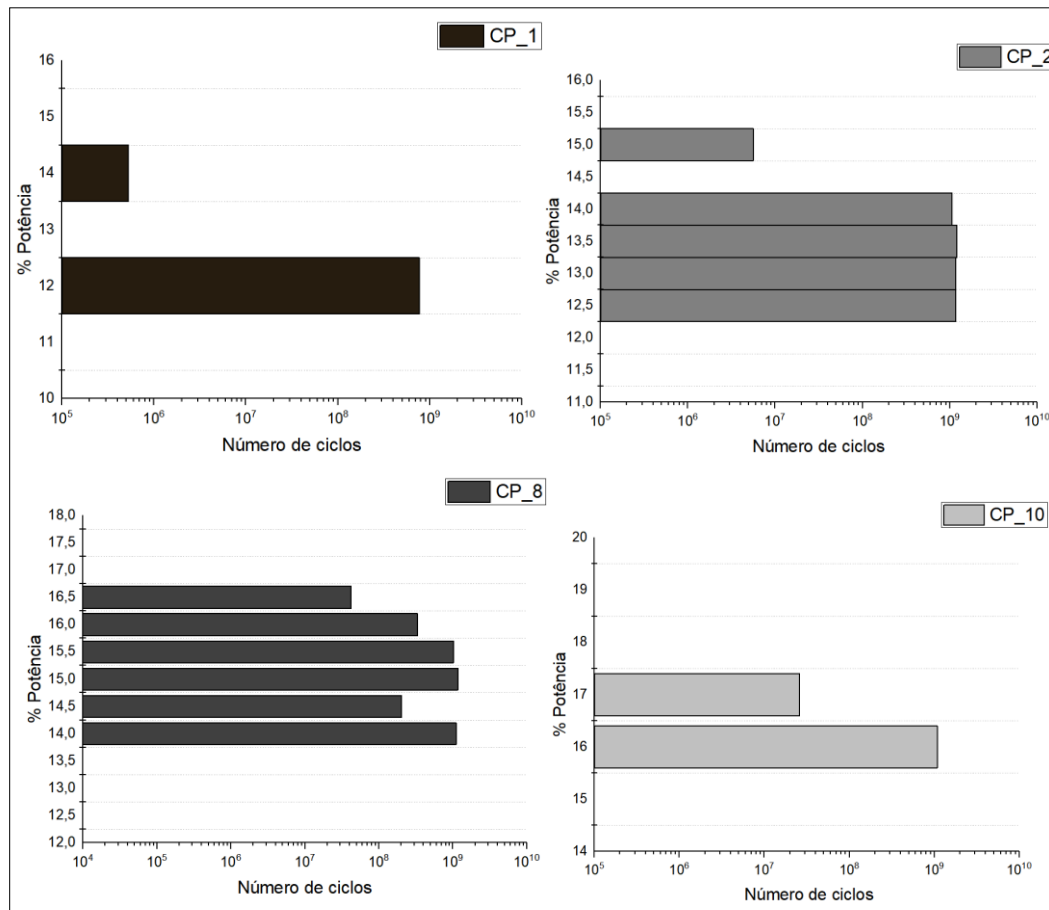


Figura 50: Potência x número de ciclos (CP\_1, CP\_2, CP\_8 e CP\_10).

A fim de obter a curva contento os regimes de HCF e UHCF, foram utilizados os valores dos ensaios realizados em 2015 referente a dissertação de Antônio Alves Filho [30]. Os corpos de prova para o teste de fadiga convencional foram ensaiados numa máquina por flexão-rotativa do Instituto Mauá Tecnologia. Nesta máquina os corpos de prova foram fixados nas duas extremidades e ensaiados para intervalo de  $10^4$  a  $10^7$  ciclos e razão de carregamento -1. A frequência de ensaio foi de 100 Hz. As amostras para usinagem foram obtidas do mesmo eixo virabrequim. Os corpos de prova para realização desses ensaios, foram usinados conforme a norma da ASTM E739-10. Foram ensaiados 28 corpos de prova e obtido a vida-fadiga para cada um deles.



Para a curva da Figura 52 foram utilizadas apenas os pontos que falharam em HCF e todos os pontos da curva da Figura 49.

$\sigma$ (MPa)	M (lbf.in)	N (ciclos)	CP
675	150	1.67E+04	1
		1.61E+04	2
		1.55E+04	3
		1.62E+04	4
585	130	5.30E+04	5
		5.43E+04	6
		7.65E+04	7
		5.63E+04	8
540	120	1.42E+05	9
		1.27E+05	10
		1.23E+05	11
		1.30E+05	12
495	110	1.85E+05	13
		3.35E+05	14
		2.71E+05	15
		3.48E+05	16
450	100	9.96E+05	17
		3.21E+05	18
		2.26E+05	19
		4.23E+05	20
405	90	1.01E+06	21
		9.44E+05	22
		2.24E+05	23
		3.01E+05	24
360	80	1.00E+07	25
		1.00E+07	26
		1.00E+07	27
		1.00E+07	28

Figura 51: Tensão e número de ciclos do ensaio de HCF [30].

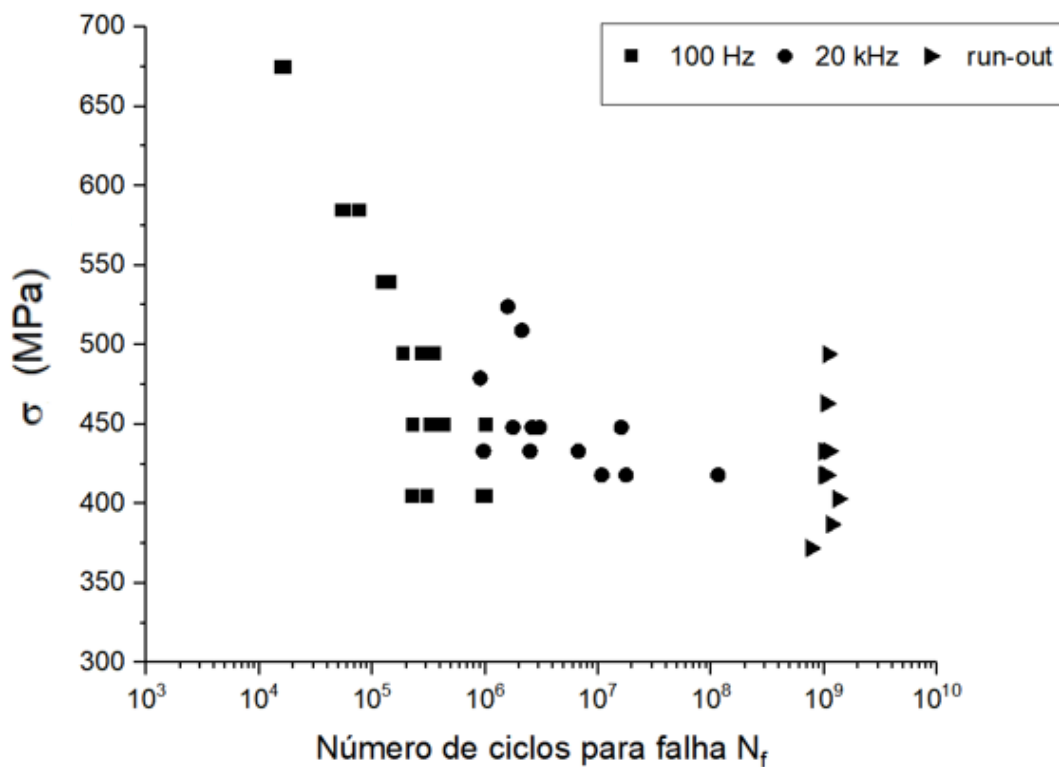


Figura 52: Curva S-N DIN 34CrNiMo6 (HCF e UHCF).

Observando o gráfico acima, percebe-se que a medida que resistência a fadiga é reduzida, o material tende a falhar na região de UHCF sendo assim mais adequado associar uma resistência a fadiga para um determinado número de ciclos do que o conceito de limite de fadiga.

#### 4.3. Análise das superfícies de fratura

Como referido na revisão bibliográfica, as trincas de fadiga podem surgir, na superfície, na subsuperfície ou internamente. Neste trabalho a proposta de observação das superfícies de fratura obtidas nos ensaios de fadiga ultrassônica, tem como objetivo identificar os sítios de iniciação da trinca e os mecanismos de propagação como *fish-eye* e sendo possível FGA/ODA.

Como são muitos corpos de prova, nesta secção são apresentadas as principais imagens obtidas das superfícies de fratura.

O primeiro a ser apresentado teve a nucleação da trinca na superfície mesmo tendo atingido o regime de UHCF.

Tabela 10: Tensão e número de ciclos do CP\_6.

CP_6	N <sub>f</sub>	$\sigma$ (MPa)
	1,16E+08	418

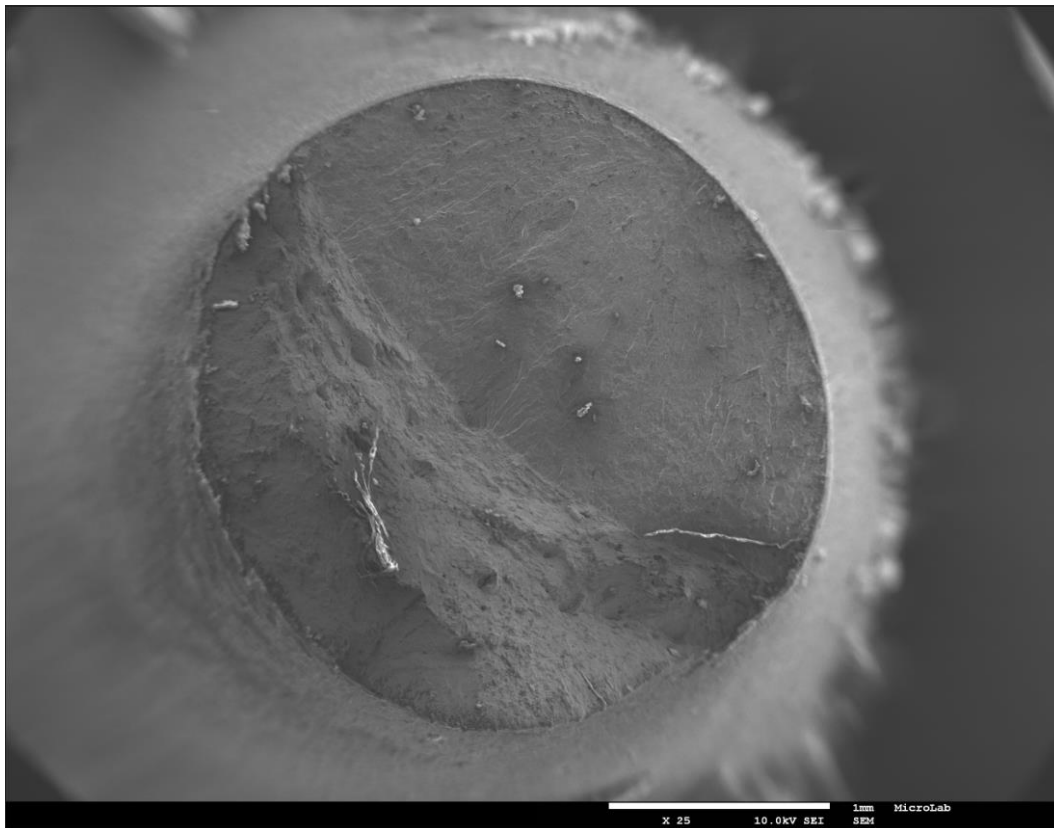


Figura 53: MEV CP\_6 (25x).

Na Figura 53e 54, pode-se observar que a trinca nucleou na superfície. As marcas de rio indicam o sítio de iniciação da trinca de fadiga (parte destacada na Figura 52). Para este corpo de prova o processo de falha ocorreu em 3 estágios: iniciação da trinca, propagação da trinca e fratura final.

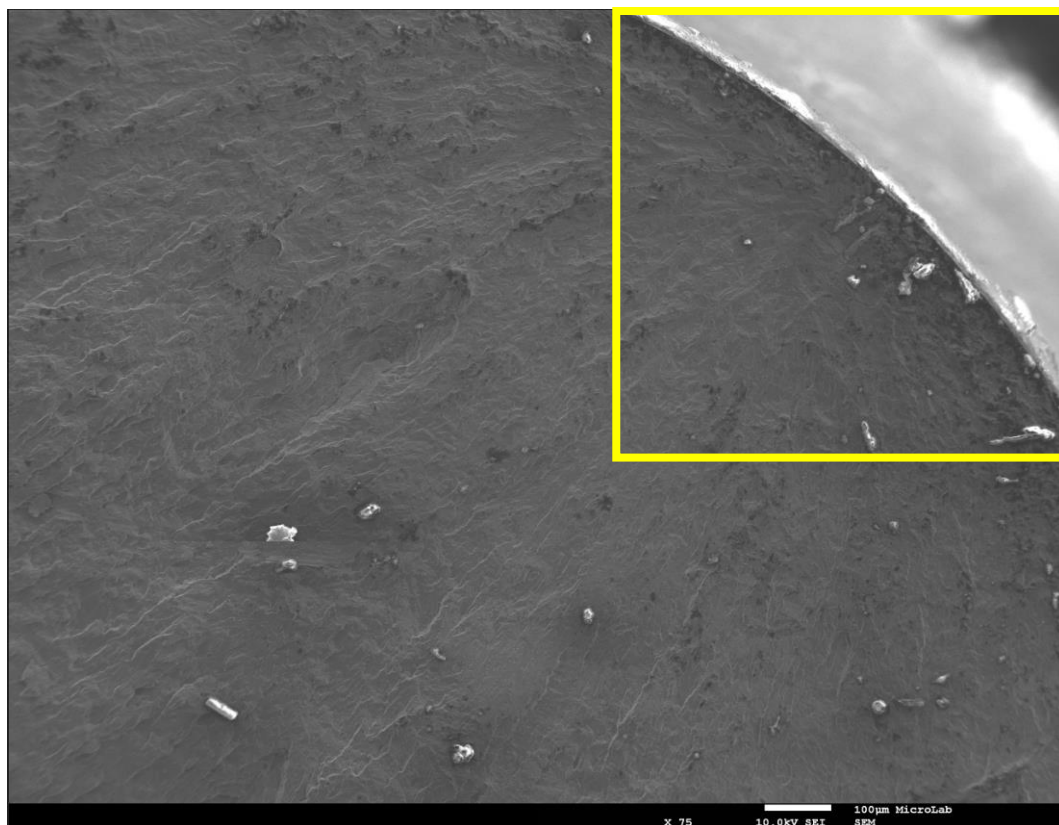


Figura 54: MEV CP\_6 (75x).

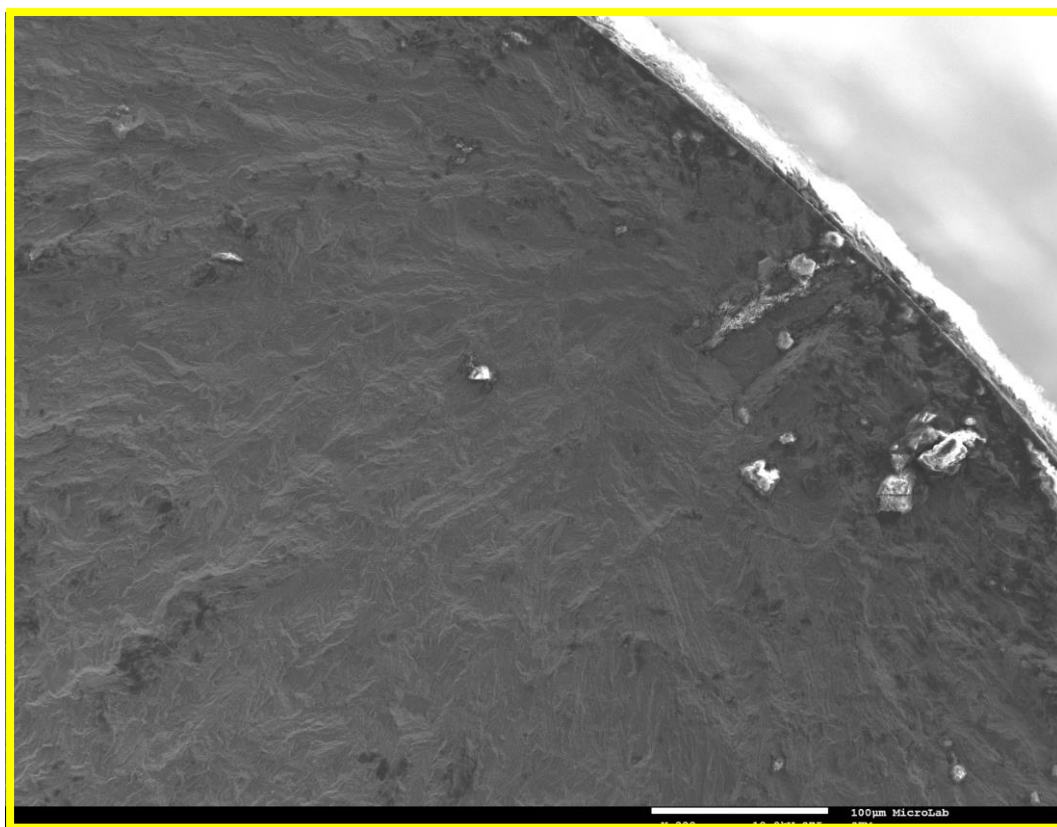


Figura 55: MEV CP\_6 (200x).

A seguinte superfície de fratura analisada, sugere a formação do *fish-eye* na subsuperfície do corpo de prova. Os valores de tensão e número de ciclos para falha estão apresentados na Tabela abaixo.

Tabela 11: Tensão e número de ciclos do CP\_4.

CP_4	N <sub>f</sub>	$\sigma$ (MPa)
	3,03E+06	448

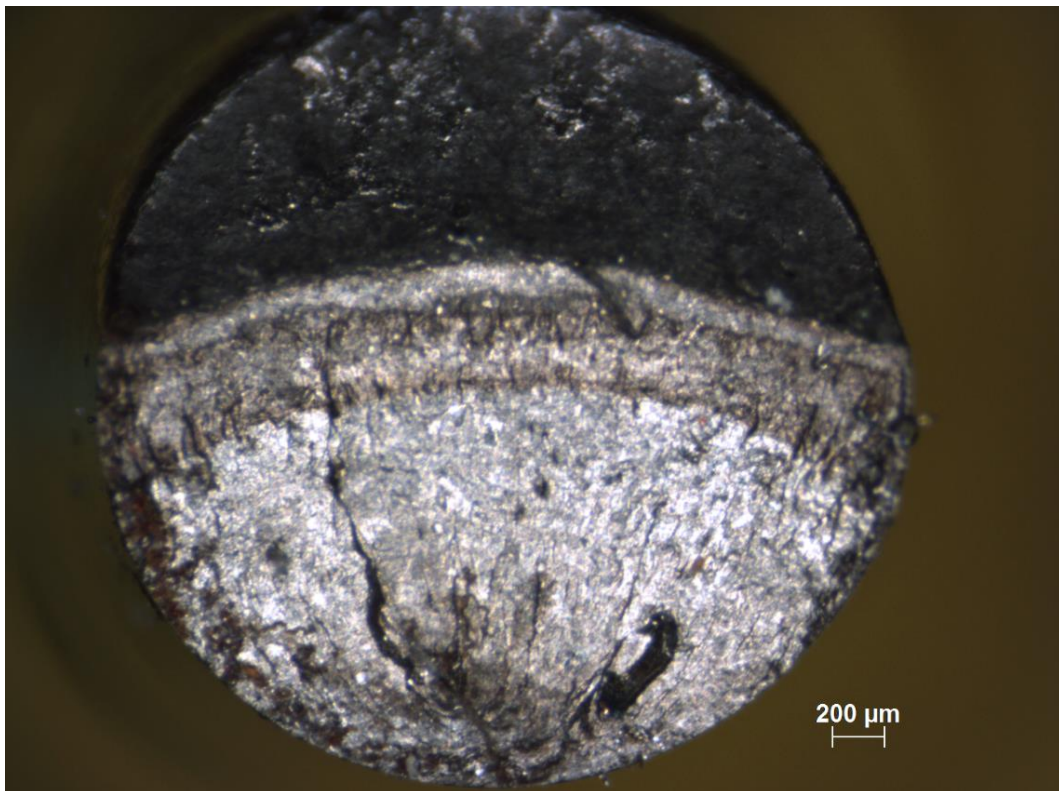


Figura 56: LUPA CP\_4.

Nesta primeira figura claramente se percebe marcas de praia indicando que houve mudança durante a propagação da trinca. Esta mudança foi caracterizada pela interrupção do ensaio que ocorreu em torno de 3,01E+06 ciclos. Posteriormente o ensaio foi retomado na mesma potência e teve a duração de 2,25E+04 ciclos.

Nas figuras seguintes, obtidas através do MEV é possível identificar que a trinca nucleou na subsuperfície da amostra.



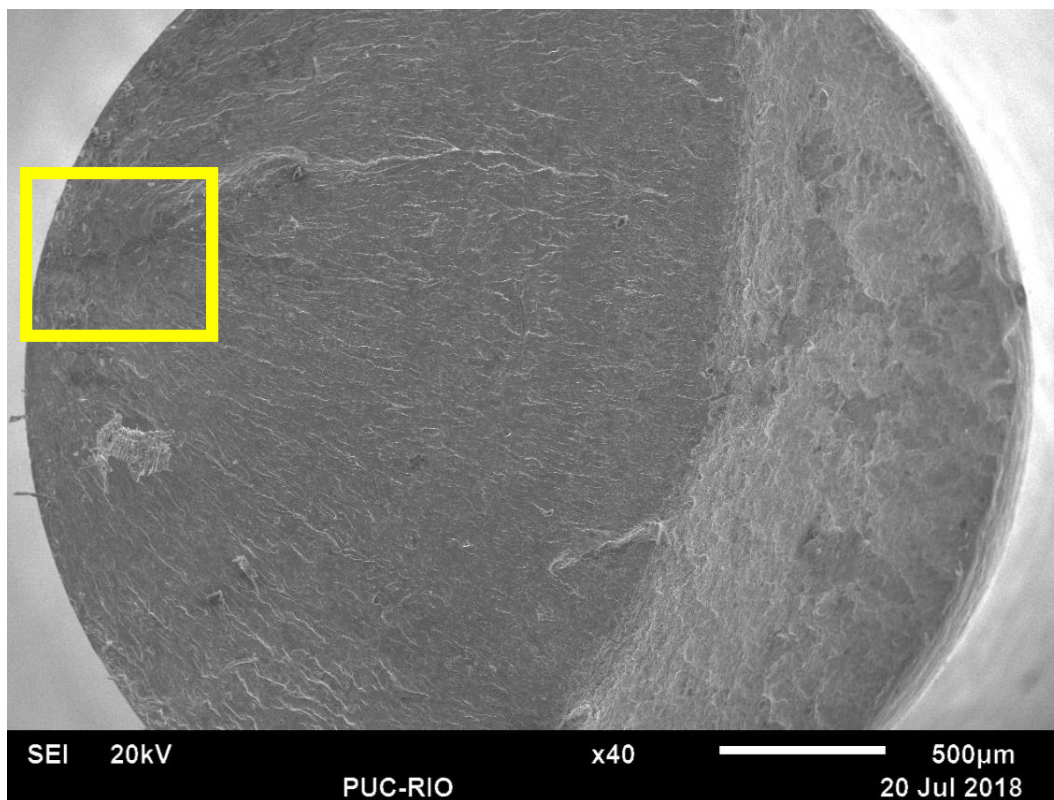


Figura 57: MEV CP\_4 (40x).

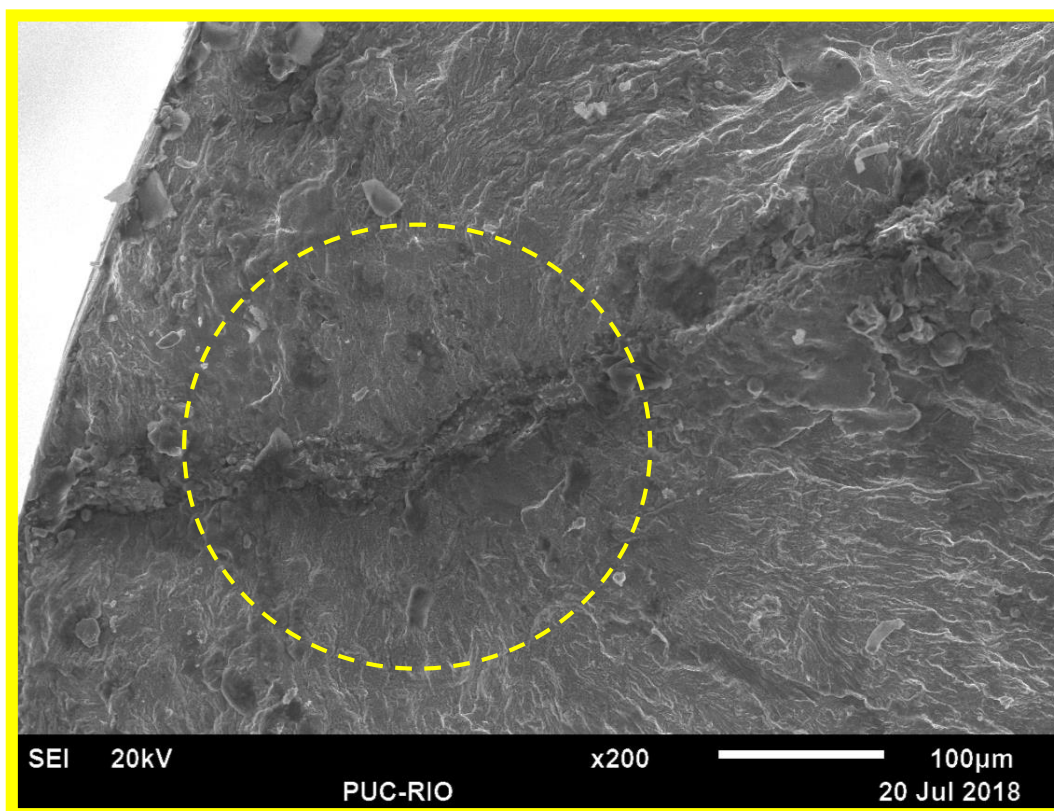


Figura 58: MEV CP\_4 (200x).

Na Figura 58 nota-se uma região com a propagação radial da trinca de fadiga próxima a superfície. Além disso pode-se perceber uma diferença na aparência da superfície de fratura. A região aonde ocorreu a propagação radial da trinca, apresenta uma superfície aparentemente plana comparada ao restante da superfície de fratura. O diâmetro medido foi de aproximadamente 262  $\mu\text{m}$  e calculado um  $K_{\text{max(fish-eye)}}$  de 5,78  $\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ .

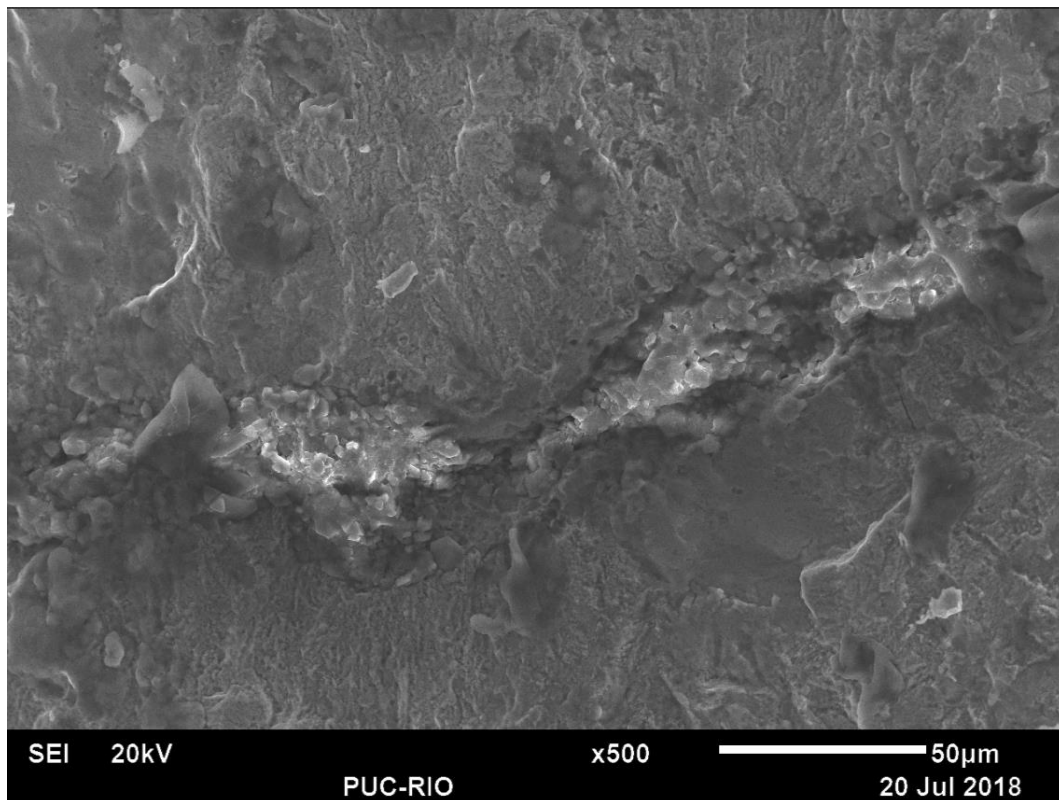


Figura 59: MEV CP\_4 (500x).

Afim de identificar a microestrutura heterogênea observada no interior do *fish-eye*, foi realizado um EDS (Figura 60) em 3 áreas desta microestrutura. Nas 3 áreas escolhidas foram detectados elementos, como Al, O, Ca e Si que configuram inclusão. Assim sendo, para esta microestrutura se sugere uma fila de inclusões.

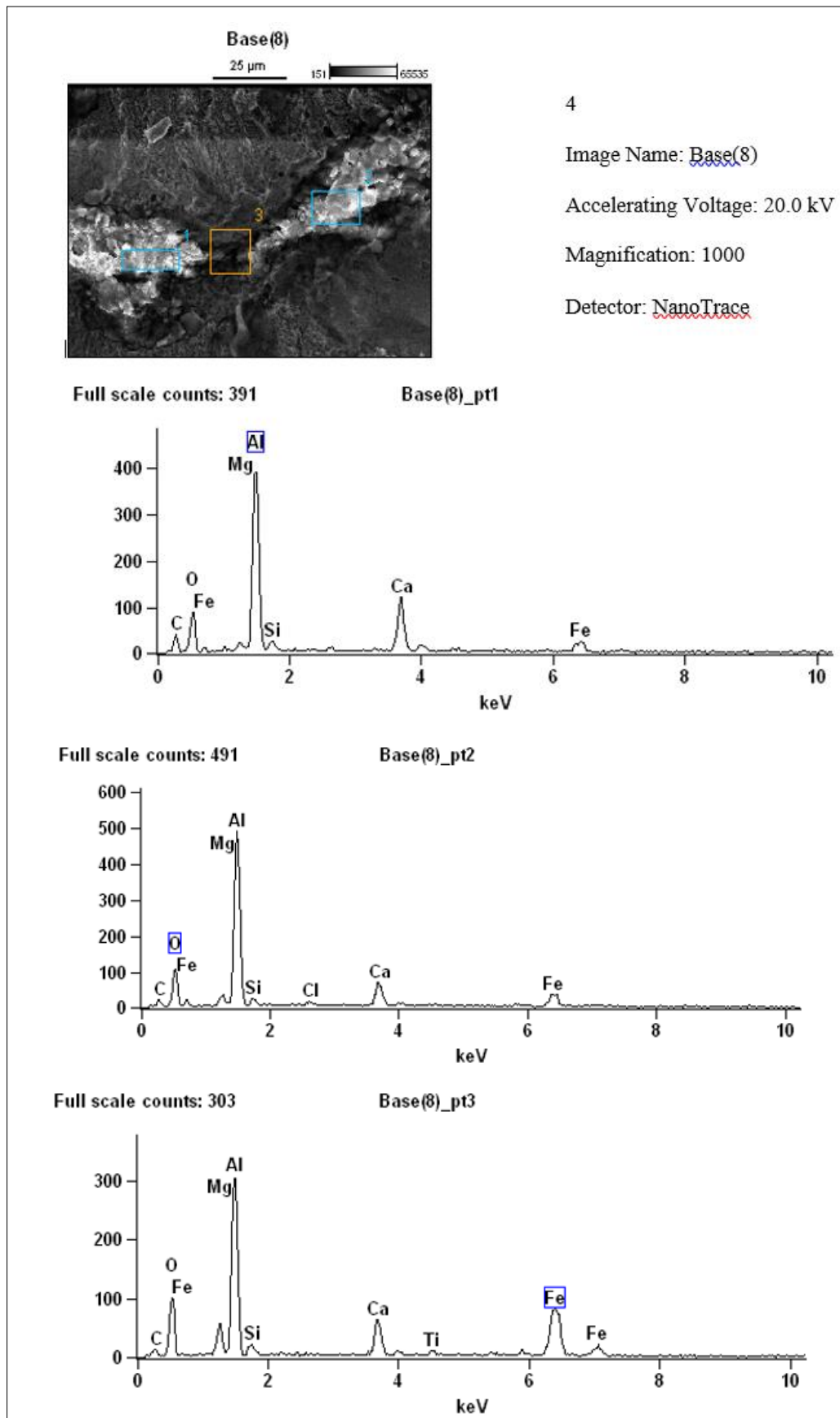


Figura 60: EDS do CP\_4.



O terceiro corpo de prova apresentado, teve a trinca nucleada internamente.

Tabela 12: Tensão e número de ciclos do CP\_12.

CP_12	$N_f$	$\sigma$ (MPa)
	1,58E+06	524

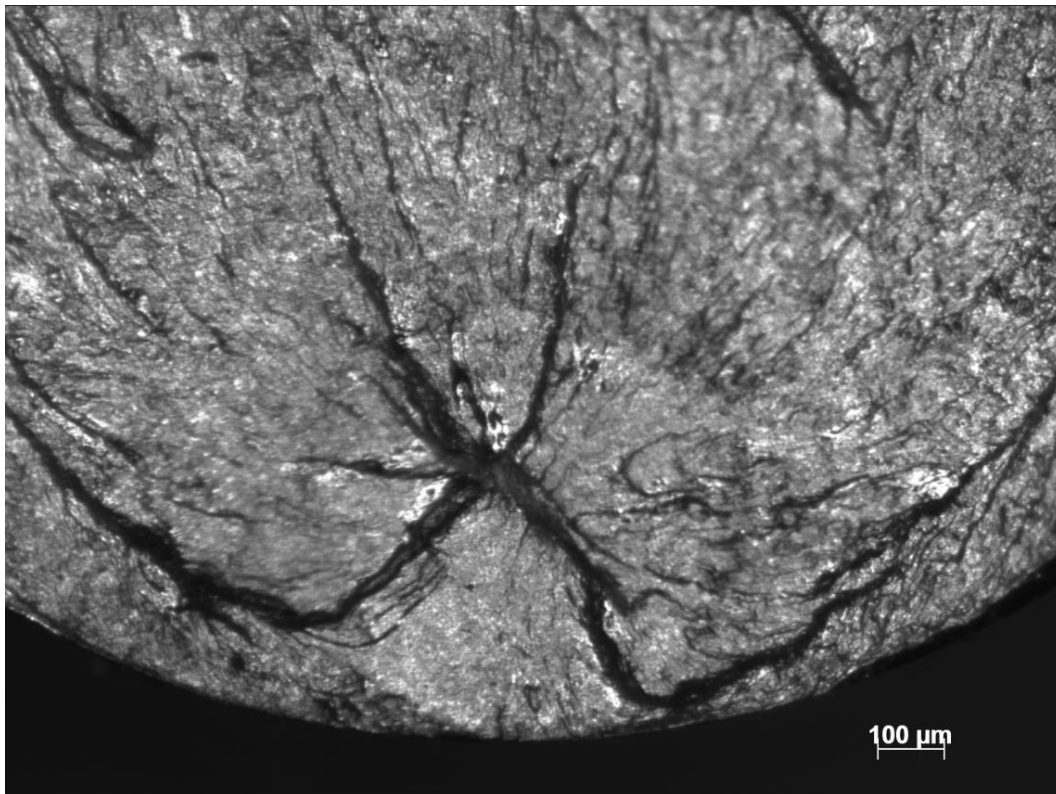


Figura 61: LUPA CP\_12.

Diferentemente do caso anterior, nas imagens obtidas pela LUPA e MEV foi possível identificar uma mancha com aparência circular que caracteriza o *fish-eye*.

Nas imagens com o aumento de 40 x e 100 x pode-se observar que a borda do *fish-eye* tangencia a superfície. Além disso a superfície dentro do *fish-eye* apresenta as mesmas características encontradas no CP\_4. Uma superfície aparentemente plana com uma rugosidade diferente em relação ao restante da superfície de fratura.

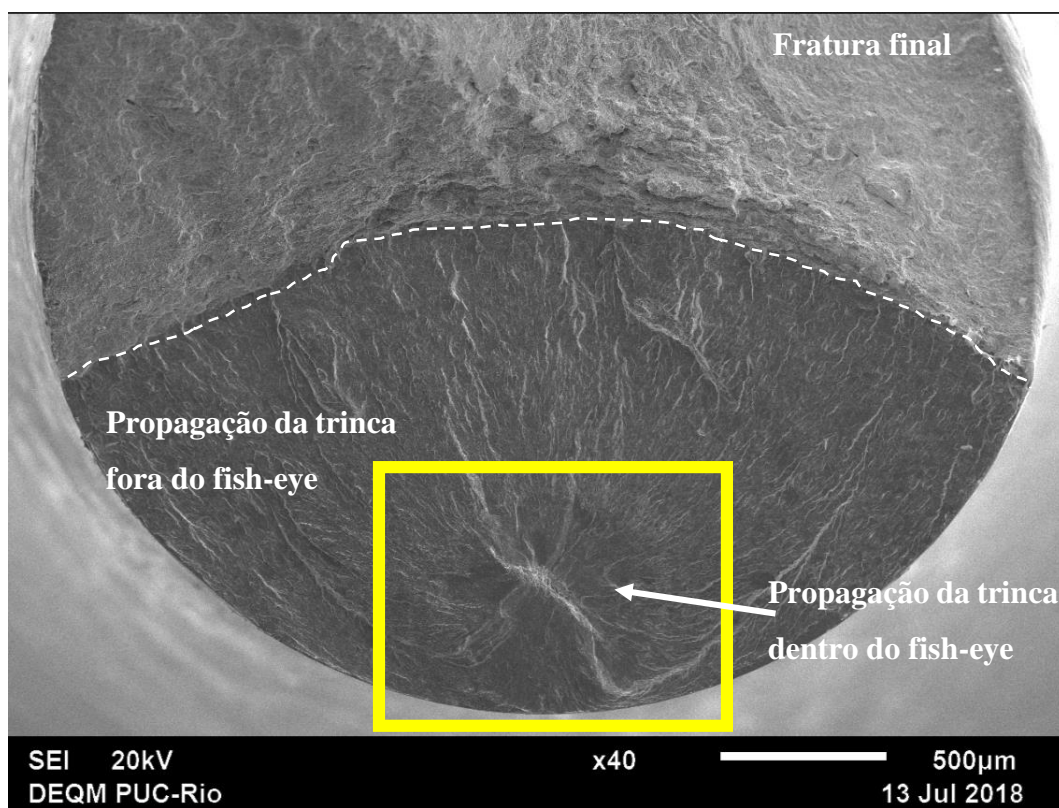


Figura 62: MEV CP\_12 (40x).

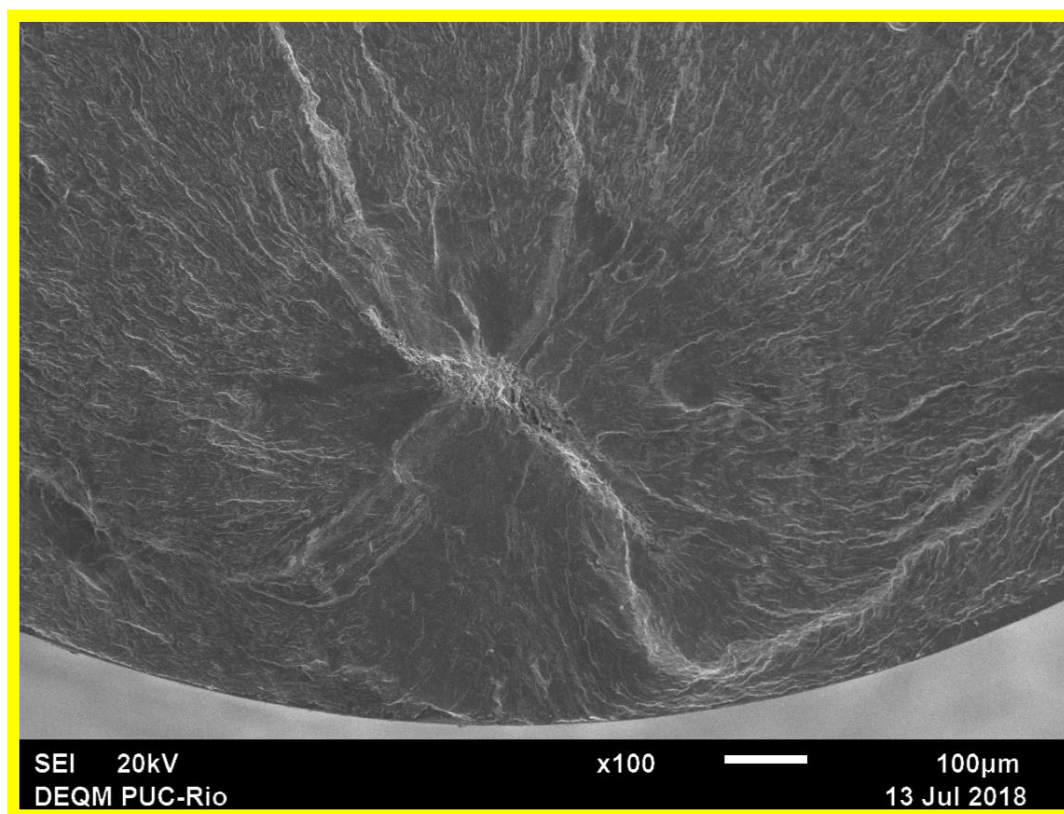


Figura 63: MEV CP\_12 (100x).

O resultado obtido pelo EDS, detectou os elementos Al, O, Ca assim como encontrado na superfície de fratura analisada anteriormente, tendo início também em inclusões que se encontram alinhadas.

O diâmetro medido foi de aproximadamente 696  $\mu\text{m}$  com  $K_{\text{max(fish-eye)}}$  de 11,03  $\text{MPa}\sqrt{m}$ .

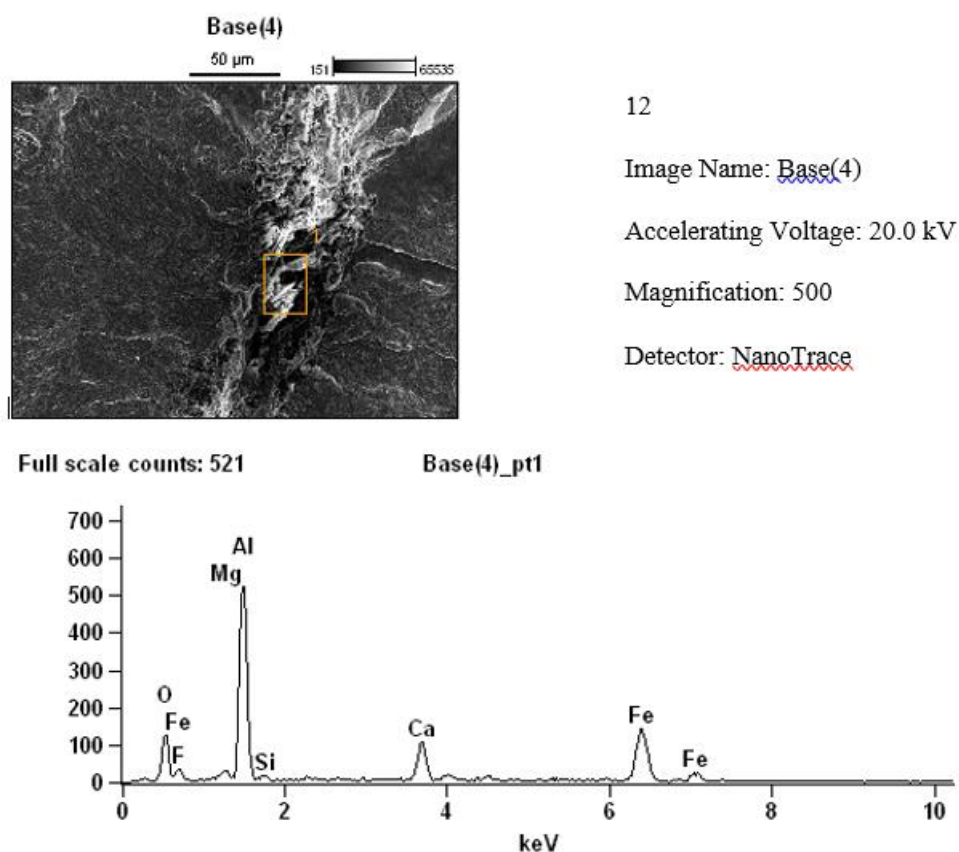


Figura 64: EDS CP\_12.

Na quarta superfície de fratura, foi encontrado um *fish-eye* com um diâmetro aproximado de 1366  $\mu\text{m}$ . Com esse diâmetro pode-se dizer que o *fish-eye* encontrado é considerado grande, pois este valor se aproxima do raio do corpo de prova que é de 1,5 mm. A partir desse diâmetro foi estimado o fator de intensidade de tensões máximo igual a 12,33  $\text{MPa}\sqrt{m}$ .

Tabela 13: Tensão e número de ciclos CP\_16.

CP_16	N <sub>r</sub>	$\sigma$ (MPa)
	1,76E+07	418

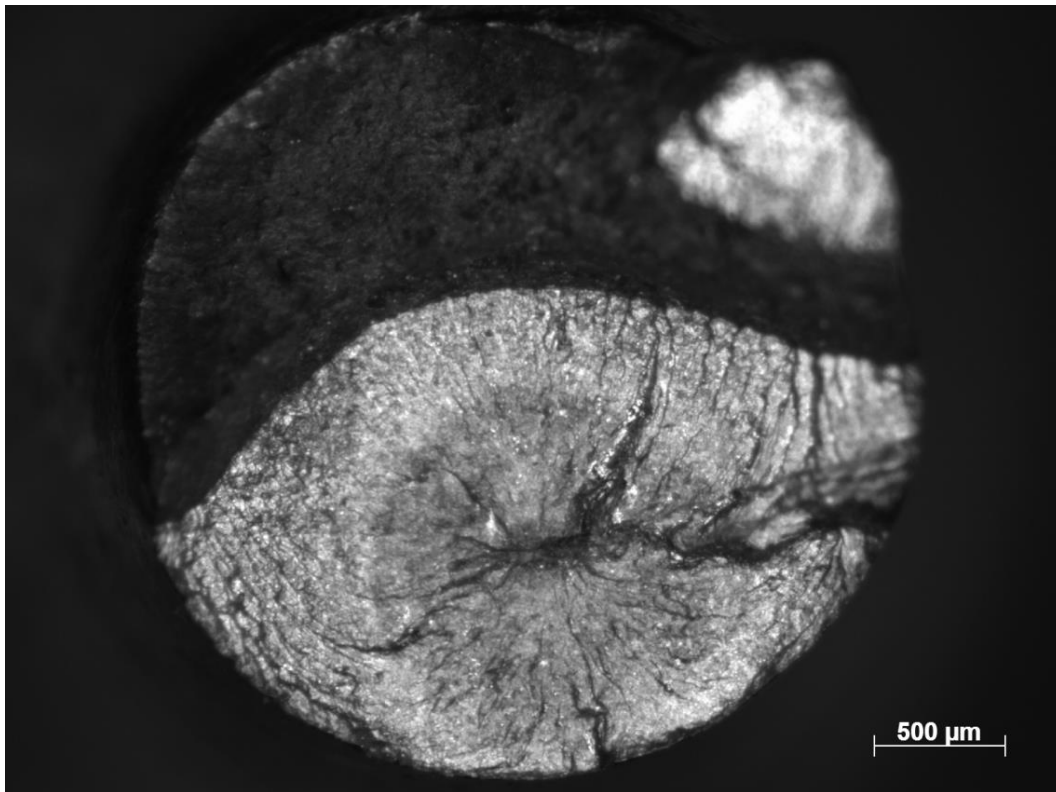


Figura 65: LUPA CP\_16

Na imagem acima nota-se claramente uma mancha com formato circular que não tangencia a superfície do CP e em seu centro, a origem da trinca a partir de um defeito interno, confirmando assim a presença de *fish-eye*. Porém, na figura seguinte obtida pelo MEV, a mancha não aparece, ou seja, não obteve contraste, mas foi possível identificar duas superfícies diferentes uma com a aparência um pouco mais lisa (plana) e com a propagação radial da trinca de fadiga a partir de um defeito interno, sendo mais um indício da formação do *fish-eye*. Além disso observando a Figura 66 uma região com aparência um pouco mais escura bem próximo ao defeito e como esse CP falhou na região de UHCF, é razoável sugerir a formação de FGA/ODA. Entretanto para confirmar a presença dessa formação são necessárias mais análises dessa superfície.



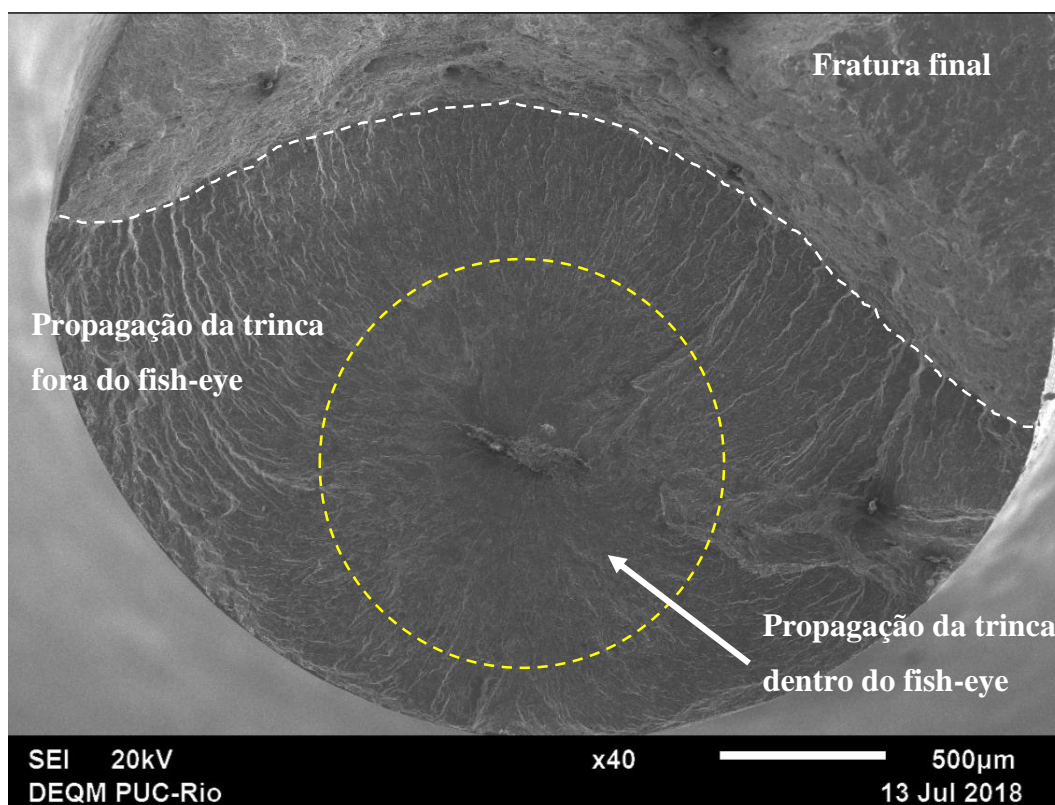


Figura 66: MEV CP\_16 (40x).

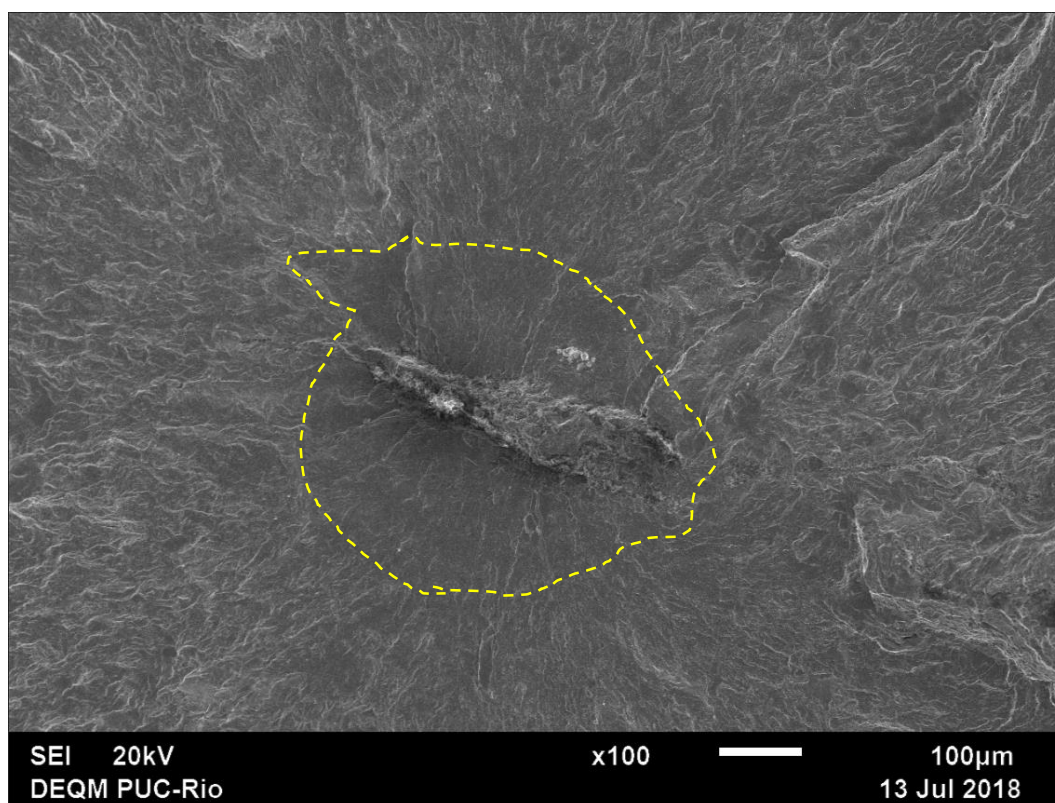


Figura 67: MEV CP\_16 (100x).

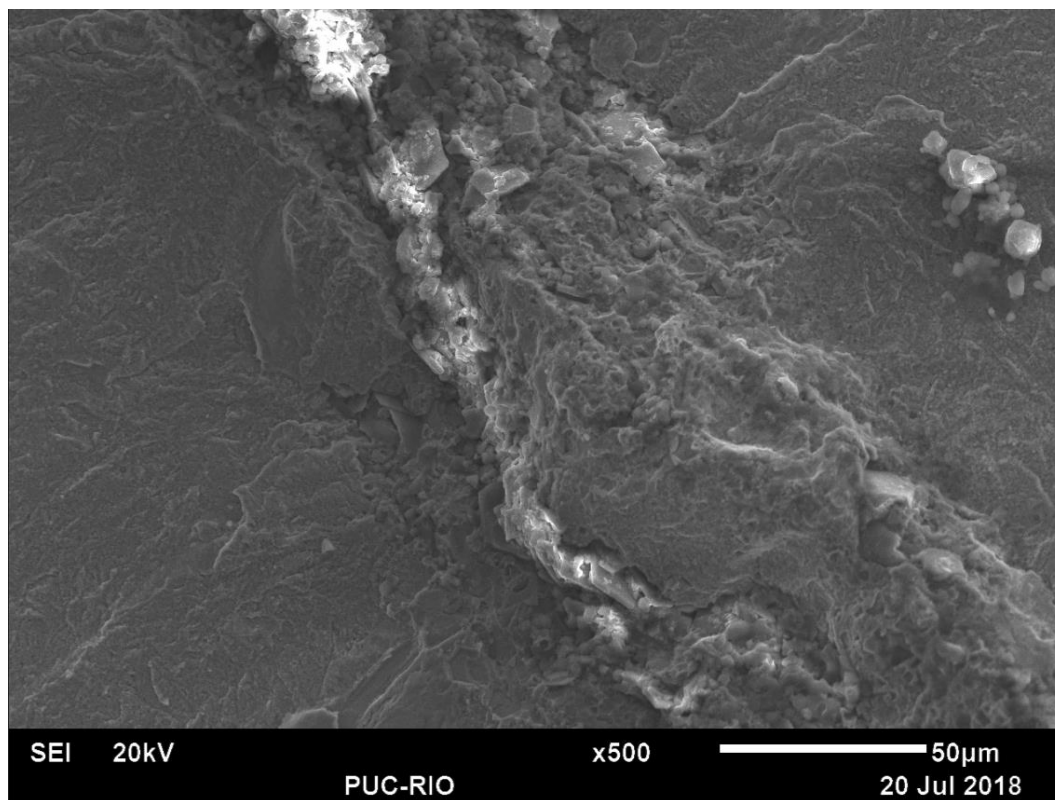
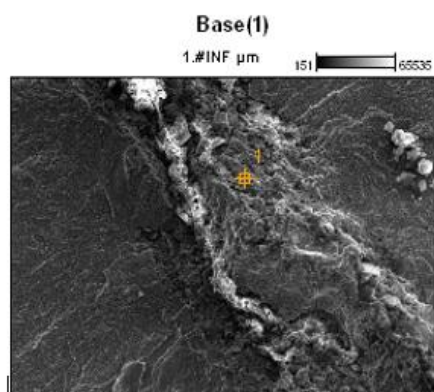


Figura 68: MEV CP\_16 (500x).

Ampliando a imagem em 100 x e 500 x se observa uma microestrutura heterogênea semelhante ao encontrado em outros corpos de prova. Novamente foi realizado um EDS em 3 pontos para identificar os elementos que compõem essa microestrutura. Na primeira análise realizada, foi encontrado elementos que compõe a matriz do material. Na segunda foi novamente identificado os elementos principais da composição do material estudado. Na terceira foi analisado uma pequena área dessa microestrutura como observado na Figura 70. Nesta análise foram encontrados os mesmos elementos que configuram inclusões, assim como no CP\_4 e no CP\_12 além dos elementos principais da matriz.



16

Image Name: Base(1)

Accelerating Voltage: 20.0 kV

Magnification: 0

Detector: NanoTrace

Full scale counts: 915

Base(1)\_pt1

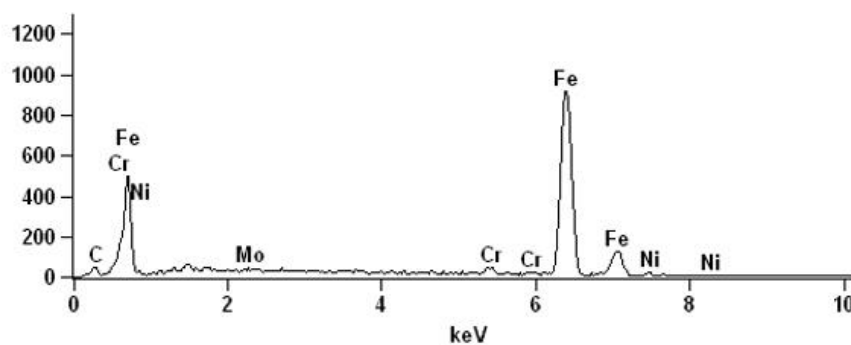
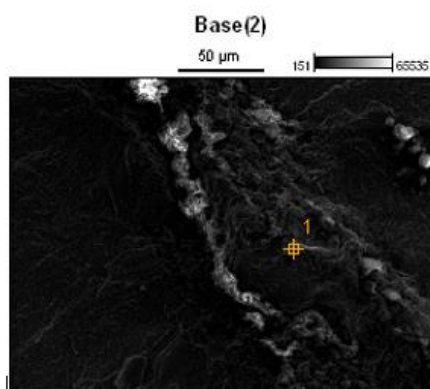


Figura 69: EDS CP\_16 (primeiro ponto).



16

Image Name: Base(2)

Accelerating Voltage: 20.0 kV

Magnification: 500

Detector: NanoTrace

Full scale counts: 1020

Base(2)\_pt1

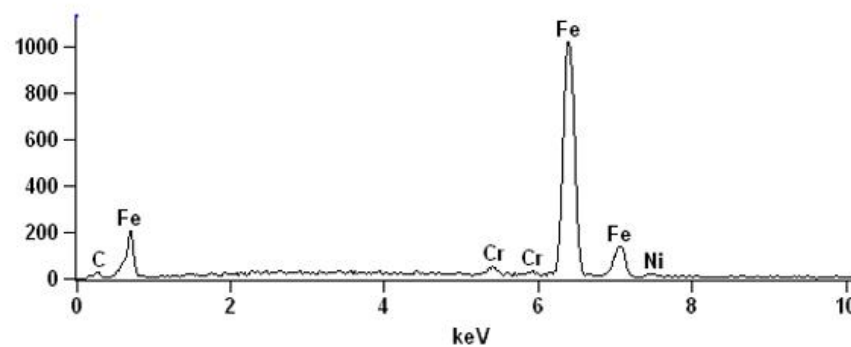


Figura 70: EDS CP\_16 (segundo ponto).

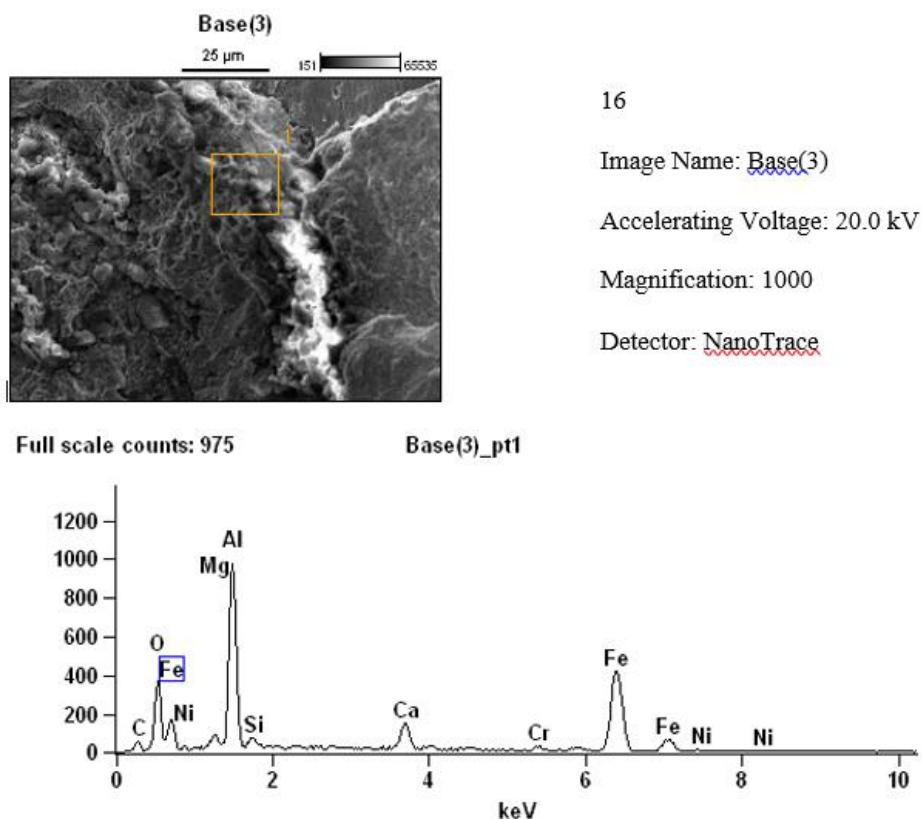


Figura 71: EDS CP\_16 (área).

Para os copos de prova que apresentaram *fish-eye*, o processo de falha é dividido em 4 estágios: iniciação da trinca de fadiga, propagação da trinca de fadiga dentro do *fish-eye*, propagação da trinca de fadiga fora do *fish-eye* e fratura final. A borda do *fish-eye* caracteriza uma mudança na propagação da trinca de fadiga.

A partir dos diâmetros do *fish-eye* para os corpos de prova aqui apresentados, e já com os valores de  $K_{\max(\text{fish-eye})}$  estimados, foi possível plotar alguns gráficos relacionados ao *fish-eye*, afim de interpretar se esses parâmetros influenciam ou não na formação deste fenômeno.

Tabela 14:  $K_{\max}$ , raio referente ao *fish-eye*.

CP	$K_{\max(\text{fish-eye})} (\text{MPa} \sqrt{\text{m}})$	$r_{\text{fish-eye}} (\mu\text{m})$	$N_f$ (ciclos)
4	5,78	131	3,03E+06
12	11,03	348	1,58E+06
16	12,33	683	1,76E+07



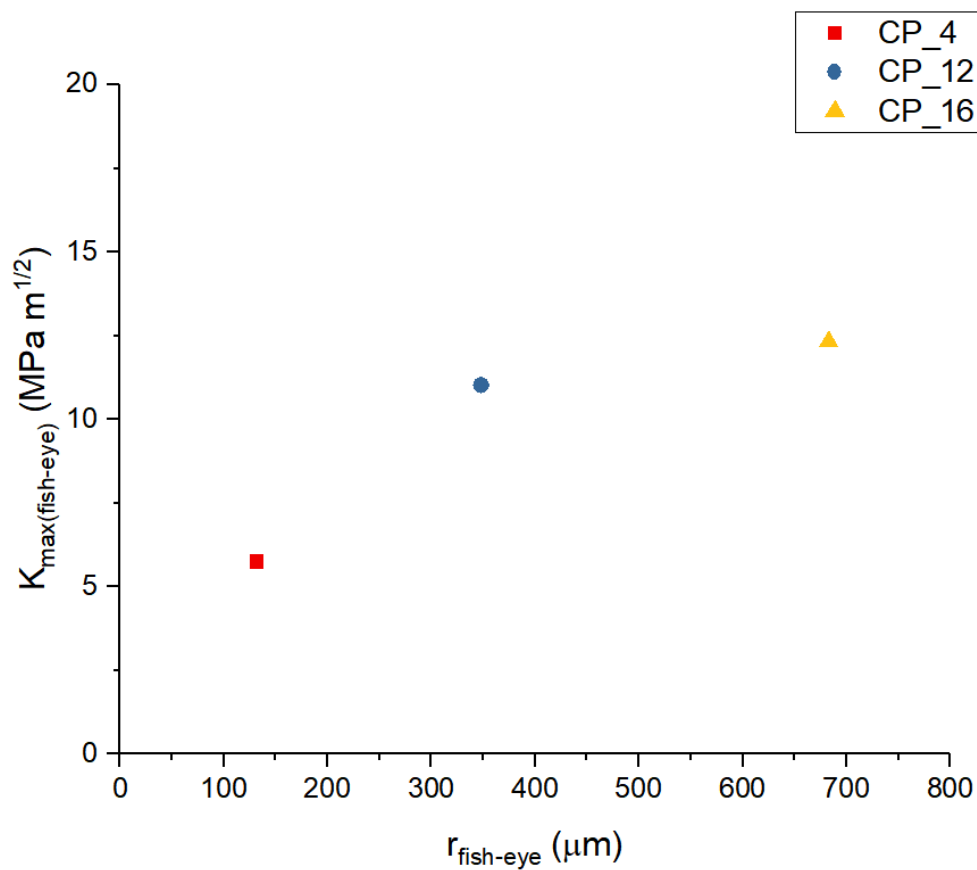


Figura 72: :  $K_{\max}(\text{fish-eye})$  X raio do fish-eye.

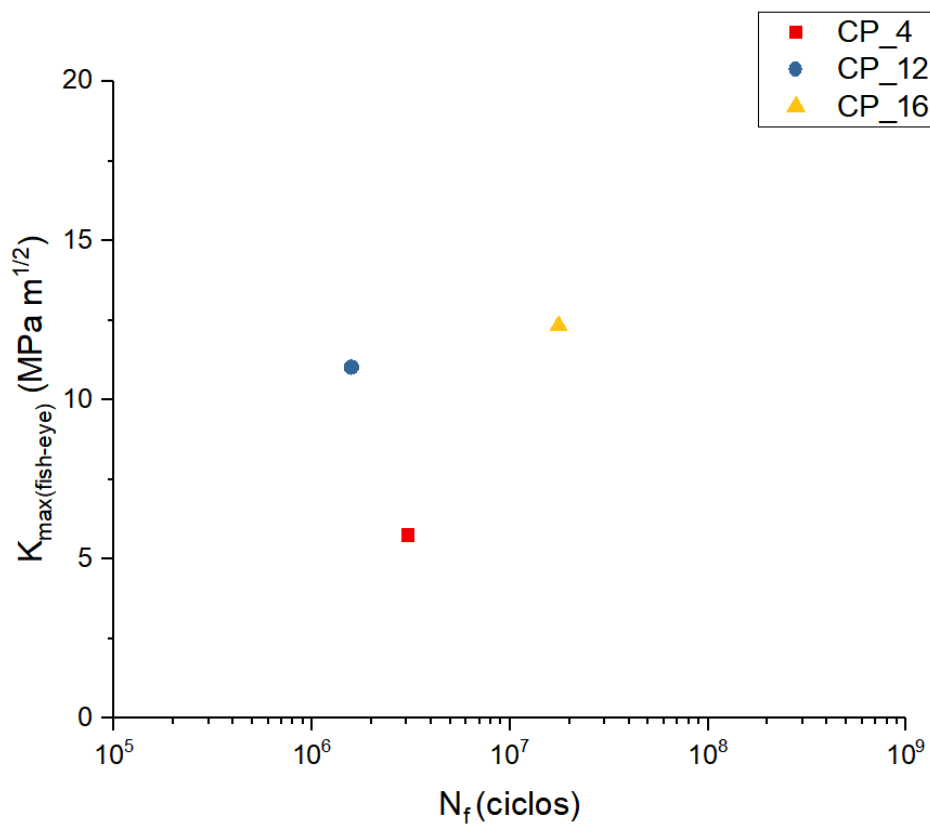


Figura 73:  $K_{\max}(\text{fish-eye})$  X número de ciclos para falha.

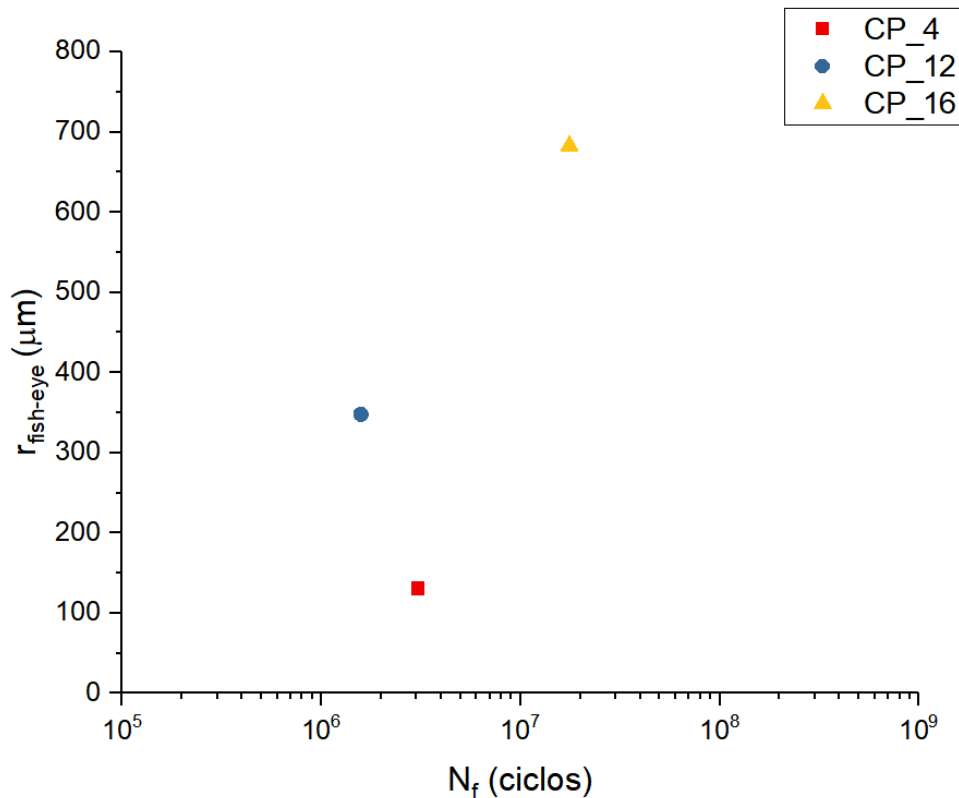


Figura 74: Raio fish-eye X número de ciclos para falha.

Na Figura 68, 69 e 70 foram plotados gráficos de dispersão relacionados ao raio do *fish-eye*. Nota-se que o fator de intensidade de tensões máximo para o fish-eye aumenta com o aumento do raio do fish-eye. Observando os gráficos das Figuras 69 e 70 pode-se dizer que tanto o  $K_{\text{max}}$  quanto o tamanho do fish-eye não dependem da vida-fadiga do material.

Utilizando a equação de Murakami (25) e levando em consideração que a razão entre  $\sigma/\sigma_w$  é aproximadamente 1, foi possível estimar o tamanho do defeito ( $\sqrt{\text{area}}$  - a raiz quadrada da área do defeito projetado perpendicularmente a tensão principal) que dá origem iniciação da trinca de fadiga utilizando os valores de tensão, e dureza encontrados. Os resultados são apresentados na Tabela 15.

Tabela 15: Tamanho do defeito calculado usando Murakami (25).

CP	$\sqrt{\text{area}}$ ( $\mu\text{m}$ )	$r_{\text{fish-eye}}$ ( $\mu\text{m}$ )
4	8,071	131
12	5,780	348
16	22,437	683

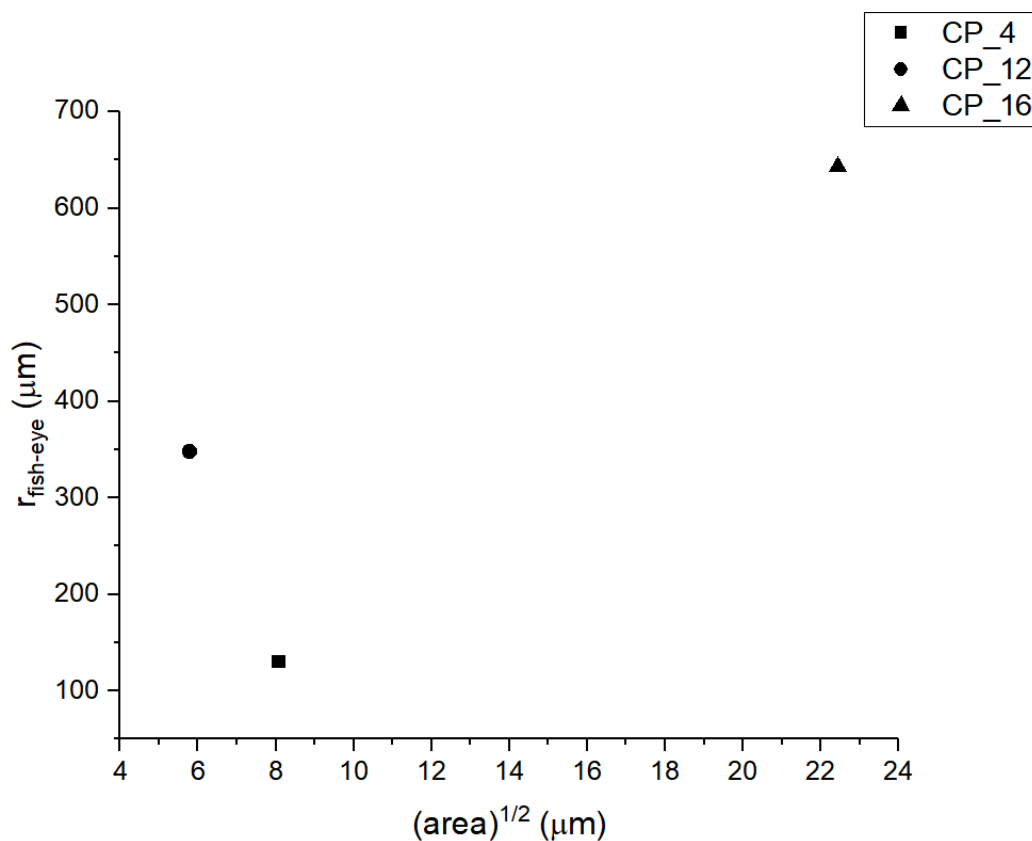


Figura 75: Raio do fish-eye ( $\mu m$ ) X  $(area)^{1/2}$  ( $\mu m$ ).

A partir da Tabela 15 foi plotado um gráfico do raio do *fish-eye* em função do tamanho do defeito calculado e percebe-se que o  $\sqrt{area}$  não influencia no tamanho do *fish-eye*.

Por fim, foi estimado o valor de  $\Delta K_{th}$  a partir da equação de Murakami e Endo (23) utilizando os parâmetros  $\sqrt{area}$  calculados.

Tabela 16: Valores teóricos de  $\Delta K_{th}$ .

CP	$\sqrt{area} (\mu m)$	$\Delta K_{th} (MPa \sqrt{m})$
4	8,071	2,97
12	5,780	2,66
16	22,437	4,18

## 5. Conclusões

A presente dissertação apresentou o comportamento do aço DIN 34CrNiMo6 no regime de fadiga de altíssimo ciclo através da utilização de uma máquina de fadiga ultrassônica. Os resultados obtidos neste trabalho possibilitaram as seguintes conclusões:

- Apesar da dispersão dos pontos da curva S-N, o material apresenta uma vida-fadiga maior para tensões menores no regime UHCF.

- As superfícies de fratura apresentaram iniciação de trincas tanto na superfície do material como nas regiões subsuperficiais e internas. Para os corpos de prova que tiveram vida-fadiga na região de altíssimo ciclo e iniciação de trinca na superfície, pode-se deduzir que essas amostras não apresentavam defeitos significativos na região interna.

- Foram encontrados *fish-eye* nas regiões subsuperficiais e internas.

- As trincas que surgiram subsuperficialmente ou internamente foram iniciadas através de inclusões alinhadas.

- O número de ciclos para falha não influencia no tamanho do *fish-eye* ( $r_{\text{fish-eye}}$ ).

- Através do parâmetro  $\sqrt{\text{area}}$  estimado foi possível concluir que o tamanho do *fish-eye* independe do tamanho do defeito que dá origem a iniciação da trinca de fadiga.

## 6. Sugestões para trabalhos futuros

Para uma investigação futura, os seguintes tópicos são propostos para os próximos trabalhos:

- Uma análise MEV a fim de identificar a região de FGA/ODA.
- Análise em microscopia de força atômica (AFM) das superfícies de fratura para medir a rugosidade e comparar as regiões de propagação dentro e fora do *fish-eye*.
- Realizar mais testes a fim de compreender se o ensaio de fadiga ultrassônica pode influenciar nas propriedades mecânicas no material.
- Utilizar técnicas de termografia para identificar o surgimento e crescimento de regiões como FGA/ODA e *fish-eye*.
- Levantar a curva  $da/dN \times \Delta K$ .
- Realizar ensaios para razões de carregamento diferente de -1, ou seja, para valores de tensão média diferente de zero.

## 7. Referências bibliográficas

- [1] C. Bathias e P. C. Paris, *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*, New York: Marcel Dekker, 2005.
- [2] C. Bathias, “There is no Fatigue Infinity Life in Metallic Materials,” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 22, pp. 567-579, 1999.
- [3] V. Kazymyrovych, “Very High Cycle Fatigue of Engineering Materials,” 2009.
- [4] C. Bathias, *Fatigue Limit in Metals*, ISTE Ltda - John Wiley & Sons Inc, 2014.
- [5] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, New York: Cambridge University Press, 1998.
- [6] N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*, 4<sup>o</sup> ed., Pearson Education , 2012.
- [7] R. P. Mora, “Study of the Fatigue Strength in the Gigacycle Regime of Metallic Alloys in Aeronautics and Off-shores Industries,” 2010.
- [8] J. T. P. d. Castro e M. A. Meggiolaro, *Fadiga - Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço*, vol. 1, CreateSpace, 2009.
- [9] P. G. Forrest, *Fatigue of Metals*, Pergamon Press, 1970.
- [10] H. E. Bouyer, *Atlas of Fatigue Curve*. s.l.: American Society of Metals, 1983.
- [11] Y.Lage, et.al. “Automation in Strain and Temperature Control on VHCF with Ultrasonic Testing Facility,” *ASTM International*, pp. 88-100, 2014.

- [12] H. Mughrabi e S. D. Antolovich, "A Tribute to Claude Bathias - Highlights of his pionering work," *International Journal of Fatigue*, vol. 93, pp. 217-223, 2016.
- [13] B. Pyttel, D. Schwerdt e C. Berger, "Very High Cycle Fatigue - Is there a fatigue limit?," *International Journal of Fatigue*, vol. 33, pp. 49-58, 2011.
- [14] C. Sonsino, "Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime regard to component design and safety.," *Int J Fatigue*, vol. 29, pp. 2246-58, 2007.
- [15] V. Kazymyrovych, "Very High Cycle Fatigue of High Performance Steels.," 2008.
- [16] V. Kazymirovych, "Very High Cycle Fatigue of Tool Steels," 2010.
- [17] T. Sakai, "Review and Prospects for Current Studies on Very High Cycle of Metallic Materials for Machine Structural Use," *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, vol. 3, pp. 425-439, 2009.
- [18] H. Ohuchida e S. Andoh, "Fatigue Strength - Hardness Relationship for High Carbon Low Alloy Steel," *Bulletin of JSME*, 1967.
- [19] e. Qingyuan Wang, "Current Understanding of Ultra High Cycle Fatigue," *Theoretical & Applied Mechanics Letters*, 2012.
- [20] e. a. Y. Hong, "Propensities of Crack Interior Initiation and Early Growth for Very High Cycle Fatigue of High Strength Steels," *International Journal of Fatigue*, vol. 58, pp. 144-151, 2014.
- [21] e. a. A. Zhao, "Prediction of Threshold Value for FGA Formation," *Materials Science and Engineering A*, vol. 528, pp. 6872-77, 2011.
- [22] T. Sakai, "Formation Mechanisms of Fine Granular Area (FGA) Around Interior Inclusion at Crack Initiation Site in Very High Cycle Fatigue," *VHCF17*, pp. 57-62, 2017.
- [23] Y. Murakami e H. Matsunaga, "The effect of Hydrogen on Fatigue Porperties of Steels Used for Fuel Cell System," *International Journal of Fatigue*, vol. 28, pp. 1509-20, 2006.

- [24] A. Roiko e Y. Murakami, “A design Approach for Components in Ultralong Fatigue Life Steels with Step Loading,” *International Journal of Fatigue*, vol. 41, pp. 140-149, 2012.
- [25] Y. Murakami e M. Endo, “Effects of Defects, Inclusions and Inhomogeneities on Fatigue Strength,” 1993.
- [26] Y. Murakami, *Metal Fatigue - Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, Elsevier, 2002 .
- [27] e. Wei Li, “Interior crack initiation and growth behaviors and life prediction of a carburized gear steel under high cycle fatigue and very high cycle fatigue,” 2015.
- [28] “GGD Metals. Catálogo Técnico - Aços e Metais”.
- [30] Antônio Alves Filho, *Determinação da Vida Infinita em Fadiga do Aço Estrutural DIN 34CrNiMo6*, 2015 (Dissertação de graduação)