



Helder Keitaro Arçari Ambo

**Análise de danos microestruturais em um aço
Interstitial Free após fadiga de altíssimo ciclo**

Tese de doutorado

Tese de doutorado como requisito parcial para obtenção do grau de Doutor pelo programa de Pós graduação de Engenharia de Materiais e Processos Químicos e Metalúrgicos da PUC-Rio

Orientador: Marcos Venicius Soares Pereira

Rio de Janeiro
Maio de 2022



Helder Keitaro Arçari Ambo

**Análise de danos microestruturais em um aço
Interstitial Free após fadiga de altíssimo ciclo**

Tese apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Doutor pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos da PUC-Rio. Aprovada pela Comissão Examinadora abaixo:

Marcos Venicius Soares Pereira

Orientador

Departamento de Engenharia Química e de Materiais PUC – Rio

Gilmar Ferreira Batalha

USP

Gilvania Terto Alves

CEFET/RJ

Fathi Aref Ibrahim Darwish

UFF

Rodrigo Fernandes Magalhães de Souza

Departamento de Engenharia Química e de Materiais - PUC-Rio

Rio de Janeiro, 02 de maio de 2022

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

Helder Keitaro Arçari Ambo

Graduação em Engenharia Metalúrgica pelo Instituto Federal do Espírito Santo em 2014. Obteve o título de mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais na área de propriedades mecânicas dos materiais pelo Instituto Federal do Espírito Santo em 2016.

Ficha Catalográfica

Ambo, Helder Keitaro Arçari

Análise de danos microestruturais em um aço intersticial free após fadiga de altíssimo ciclo / Helder Keitaro Arçari Ambo; orientador: Marcos Venicius Soares Pereira. – 2022.

78 f. : il. color. ; 30 cm

Tese (doutorado)–Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Química e de Materiais, 2022.

Inclui bibliografia

1. Engenharia Química e de Materiais – Teses.
2. Fadiga de altíssimo ciclo. 3. Banda de deslizamento persistente. 4. Matriz ferrítica. 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

Ao orientador Marcos Venicius pelo estímulo e parceria na realização deste trabalho.

As instalações da PUC-Rio, pelo qual tornou possível a realização do trabalho.

A Maria Clara pelo apoio e paciência.

Ao meus pais, pelo incentivo e carinho nos momentos difíceis.

Aos colegas da PUC- Rio.

Aos professores que participaram da Comissão examinadora.

A todos os funcionários da PUC-Rio que cuidam e zelam para o perfeito funcionamento e segurança de todos.

“O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) -Código de Financiamento 001.”

Resumo

Ambo, Helder Keitaro Arçari; Pereira, Marcos Venicius Soares. **Análise de danos microestruturais em um aço *Interstitial Free* após fadiga de altíssimo ciclo.** Rio de Janeiro, 2022. 78p. Tese de Doutorado – Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Pesquisas atuais evidenciam que diversos materiais com aplicação nas indústrias automotiva, ferroviária, aeronáutica e aeroespacial não apresentam um limite de fadiga. Porém, em torno de 1860 Wöhler propôs a curva S-N (tensão - número de ciclos), admitindo um conceito que há um limite de fadiga, estipulado na época como 1E5 ciclos e considerado como vida infinita em fadiga. Contudo, com os avanços tecnológicos, inúmeros componentes falham na condição de vida infinita, de maneira contrária ao proposto por Wöhler. Atualmente, se considera 3 regimes distintos de fadiga: fadiga de baixo ciclo, fadiga de alto ciclo e fadiga de altíssimo ciclo. Nas indústrias automotivas há um extensivo uso de chapas de aço para a fabricação de componentes de geometria complexa. Neste contexto, o aço *interstitial free* (IF – aços com baixa quantidade de átomos intersticiais), é um dos materiais de largo emprego, em função da sua excelente estampabilidade. O aço IF apresenta uma microestrutura ferrítica com uma baixíssima quantidade de elementos intersticiais. Interstícios com carbono e nitrogênio são estabilizados pelo titânio (Ti) ou nióbio (Nb) formando frações de volume extremamente pequenas na matriz ferrítica de carbeto e nitreto. O trabalho baseia-se na investigação experimental dos danos microestruturais no aço IF após carregamentos cíclicos de longa duração. Amostras do aço IF estabilizado pelo Ti foram submetidas a ensaios ultrassônicos de fadiga com carregamentos superiores a 1E7 ciclos. Se observou o aparecimento de danos microestruturais (*persistent slip bands*, PSB's) após determinado número de ciclos. Por meio de análise no microscópio ótico foi estimado que 97,76% da vida em fadiga foi destinado para nucleação de trinca enquanto 2,23% para a propagação de trinca. Houve o projeto de um novo corpo de prova para a máquina de fadiga de altíssimo, com o intuito de acompanhar a superfície do material durante os ensaios. É proposto a equação da curva S-N fadiga de altíssimo ciclo com os dados extraídos dos testes. E por fim, é sugerido um fator de correção na equação de deformação plástica cisalhante nos PSB's formados.

Palavras Chaves:

Fadiga de Altíssimo Ciclo; Banda de Deslizamento Persistente; Matriz Ferrítica

Abstract

Ambo, Helder Keitaro Arçari; Pereira, Marcos Venicius Soares. **Analysis of microstructural damage in an interstitial free steel after very high cycle fatigue.** Rio de Janeiro, 2022. 78p. Tese de Doutorado – Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Current research shows that several materials with application in the automotive, railway, aeronautical and aerospace industries do not have a fatigue limit. However, around 1860 Wöhler proposed the S-N curve (stress - number of cycles), admitting a concept that there is a fatigue limit, stipulated at the time as $1E5$ cycles and considered as infinite fatigue life. Although, with technological advances, numerous components fail in the condition of infinite life, contrary to what Wöhler proposed. Currently, 3 different fatigue regimes are considered: low cycle fatigue, high cycle fatigue and very high cycle fatigue. In the automotive industries there is an extensive use of sheet steel for the manufacture of components with complex geometry. In this context, interstitial free steel (IF steel) is one of the widely used materials, due to its excellent stampability. IF steel has a ferritic microstructure with a very low amount of interstitial elements. Interstices with carbon and nitrogen are stabilized by titanium (Ti) or niobium (Nb) forming extremely small volume fractions in the ferritic matrix of carbides and nitrides. The work is based on the experimental investigation of microstructural damage in IF steel after long-term cyclic loading. Samples of Ti-stabilized IF steel were subjected to ultrasonic fatigue tests with loads greater than $1E7$ cycles. It was observed the arising of microstructural damage (persistent slip bands, PSB's) after a certain number of cycles. By means of image analysis in the optical microscope, it was estimated that 97.76% of the fatigue life was destined for crack nucleation while 2.23% for crack propagation in very high cycle fatigue regime. There was the project of a new specimen for the very high fatigue machine, in order to accompany the surface of the material during the tests. It is proposed the equation of the curve S-N fatigue of very high cycle os with data extracted from the tests. Finally, a correction factor is suggested in the plastic shear deformation equation in PSB's based on experimental data.

Keywords

Very High Cycle Fatigue; Persistent Slip Band; Ferritic Matrix

Sumário

1 Introdução	15
2 Revisão Bibliográfica.....	20
2.1 Definição de fadiga	20
2.2 Regimes de fadiga	22
2.3 Fadiga em frequência mais elevadas	26
2.4 Mecanismos de Falha em Altíssimo Ciclo	30
2.4.1 Mecanismo de falha com ausência de heterogeneidade	30
3 Objetivos.....	35
4 Material e procedimento experimental	36
4.1 Material	36
4.2 Procedimento experimental.....	38
4.2.1 Obtenção das Propriedades Mecânicas do aço IF	38
4.2.2 Ensaios preliminares de VHCF.....	39
4.2.3 Ensaios de VHCF com corpos de prova entalhados	42
4.2.4 Ensaios ultrassônicos para levantamento da curva S-N.....	44
4.2.5 Desenvolvimento do corpo de prova de seção transversal quadrada.....	46
4.2.6 Metalografia e Fractografias.....	48
5 Resultados e Discussão	49
5.1 Análise das amostras fraturadas dos ensaios de tração	49
5.2 Tipos de inclusões no aço IF.....	51
5.3 Morfologia de superfície de fadiga	52

5.4 Ensaaios do aço IF em VHCF	55
5.5 Análise da superfície do corpo de prova de seção transversal quadrada sob regime de VHCF	60
6 Conclusão.....	71
7 Trabalhos futuros.....	72
8 Referências bibliográficas.....	73

Lista de Figuras

Figura 1 - Capô de automóvel de aço IF CR210IF-GII (espessura 0,7 mm)	16
Figura 2 - Efeito da %C com a adição de titânio ou nióbio no aço em relação a anisotropia normal do material	18
Figura 3 - Usinagem no sentido Longitudinal ou Direção de Laminação do Corpo de Prova (RD-corpo de prova).	19
Figura 4 - Classe de aços avançados de alta resistência	19
Figura 5 - Os três casos apresentam amplitude de carregamento constante.	20
Figura 6 - Curva S – N para materiais ferrosos (A) e materiais não ferrosos (B).	22
Figura 7 - Curva dupla S-N.	23
Figura 8 - Local preferencial de iniciação de trincas em baixo, alto e altíssimo ciclo em fadiga.	25
Figura 9 - Geometria do corpo de prova para altíssimo ciclo.	28
Figura 10 - Distribuição da amplitude de deformação no corpo de prova.	29
Figura 11 – Bandas de deslizamento são observados via MEV, com carregamento de 62,6 MPa após 5E6 ciclos (a) e 5E8 ciclos (b)	32
Figura 12 – Amostra do aço IF.	36
Figura 13 - Curva de ensaio de tração do aço IF.	37
Figura 14 - Método planimétrico de Jeffries para encontrar o tamanho médio do grão, medida de uma amostra do aço IF.	38
Figura 15 - Corpo de Prova de ensaio de tração.	39
Figura 16 - Dimensões do corpo de prova tipo ampulheta.	40
Figura 17 – Layout do funcionamento da máquina de fadiga de altíssimo ciclo (BATHIAS e PARIS, 2005).	41
Figura 18 - Dimensões do corpo de prova tipo entalhado.	42
Figura 19 - – (a) Layout da máquina ultrassônica de fadiga SHIMADZU USF-2000A, (b) Sistema de refrigeração do corpo de prova, feito por compressor de ar com o corpo de prova entalhado.	43
Figura 20 – Setup da máquina para ensaios no corpo de prova entalhado.	43
Figura 21 – (a) Layout da máquina ultrassônica de fadiga SHIMADZU USF-2000A, (b) Sistema de refrigeração do corpo de prova, feito por compressor de ar com o corpo de prova ampulheta.	45

Figura 22 - Setup da máquina para ensaios do corpo de prova ampulheta.....	45
Figura 23 - Dimensões do corpo de prova de seção transversal quadrada.	46
Figura 24 – (a) Layout da máquina ultrassônica de fadiga SHIMADZU USF-2000A, (b) Sistema de refrigeração do corpo de prova, feito por compressor de ar com corpo de prova de seção transversal quadrada.....	47
Figura 25 - Setup dos ensaios do corpo de prova de seção quadrada.....	47
Figura 26 - Fractografias do ensaio de tração do CPT1: (a) visão total do corpo de prova, (b) visão ampliada da morfologia tipo alvéolos.....	49
Figura 27 - Fractografias do ensaio de tração do CPT2, (a) visão total do corpo de prova, (b) visão da região de fratura do corpo de prova.....	50
Figura 28 -Fractografia do ensaio de tração do corpo de prova 3, (a) visão total do corpo de prova, (b) visão da região de fratura do corpo de prova.	50
Figura 29 – Aspectos da superfície de fratura nos ensaios de tração.	51
Figura 30 – Amostra do aço IF após Ataque com solução de NaCl 0,1 M intervalo de tempo 18 minutos.....	52
Figura 31 - Fractografias dos corpos de prova entalhados com identificação das regiões dos CPE4(a), CPE5(b), CPE6(c) e CPE7(d).	53
Figura 32 - MEV da fractografia do CPE1 entalhado.....	54
Figura 33 – Fractografia do corpo de prova CPE3 com 1500x via MEV.	55
Figura 34 - Curva S – N do aço IF	56
Figura 35 - Fractografia do corpo de prova ampulheta carregado com amplitude de tensão 48% LRM com 3,3E8 ciclos com MEV.....	58
Figura 36 - Superfície de fadiga com carregamento de 50 e 53% LRM.....	58
Figura 37 – Caracterização da propagação final (ampliação Figura 36 (b)).....	59
Figura 38 - Superfície de fratura do CPH18 (a) visão completa superfície da fratura (b) ampliação da região tracejada em branco.....	59
Figura 39 – Obtenção da % PSB's por meio do tratamento de imagem.	61
Figura 40 - (a) Estrutura da matriz ferrítica. do CPS1 na região central em 0 ciclos: e (b) com 30% LRM após 3,72E8 ciclos.....	61
Figura 41 – (a) Região a qual foi localizado o PSB na matriz de ferrítica do corpo de prova de seção transversal quadrada na central após 5,34E8 ciclos: e (b) ampliação do PSB.....	61
Figura 42 – (a) Micrografia da região central preparada com 0 ciclos.	62

Figura 43 Micrografias da mesma região representada na Figura 42, após (a) 8,1E7 ciclos, (b) 9,1E7 ciclos, (c) 1,1E8 ciclos e (d) 1,2E8 ciclos.	63
Figura 44 – Curva % PSB's vs número de ciclos.	64
Figura 45 – Micrografia mostrando propagação de trinca após diferentes estágios de carregamento cíclico: (a) 1,251E8 ciclos; (b) 1,252E8 ciclos, (c) 1,26E8 ciclos e (d) 1,268E8 ciclos.	65
Figura 46 – Região do início da trinca, MEV.	66
Figura 47 – Tamanho da trinca (a) versus número de ciclos N.	67
Figura 48 – Micrografia no momento da trinca 131 MPa e 1,251E8 ciclos.....	67
Figura 49 – Micrografia da fratura final, 131 MPa e 1,268E8 ciclos.....	68

Lista de tabelas

Tabela 1 – Comparação entre o tempo de ensaio ultrassônico e convencional ...	27
Tabela 2 – Propriedades características dos Persisten Slip Bands e da matriz . . .	33
Tabela 3 - Composição química do aço IF.	37
Tabela 4 - Propriedades Mecânicas do aço IF.	37
Tabela 5 - Parâmetros dos ensaios com corpo de prova entalhados.....	42
Tabela 6 - Parâmetros dos ensaios de fadiga.....	44
Tabela 7 – Parâmetros dos ensaios com corpo de seção transversal quadrada. ...	46
Tabela 8 - Corpos de prova entalhados ensaiados	53
Tabela 9 – Dados dos corpos de prova ensaiados	55
Tabela 10 – Tabela com N_f calculados a partir da Equação 19.....	57
Tabela 11 – Densidade de PSB's para diferentes números de ciclos	63
Tabela 12 – Crescimento da trinca em relação ao número de ciclos.....	66
Tabela 13 – Tabela dos N_i e sua média.....	68

Lista de símbolos

σ	Tensão
$\sigma_{\max}, \sigma_{\min}$	Tensão máxima e mínima de carregamento
σ_a, σ_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
σ_y	Limite de escoamento
σ_e	Limite de resistência mecânica
S-N	Tensão – Número de ciclos
B	Expoente de Wöhler ou expoente de Basquim
C	Coefficiente de Wöhler
SL	Limite de fadiga
da/dN	Taxa de propagação da trinca de fadiga
G	Modulo de cisalhamento
HV	Dureza (Vickers)
E	Módulo de elasticidade
Δl	Alongamento
ρ	Densidade
L	Comprimento total do corpo de prova
L1	Comprimento de ressonância do corpo de prova
L2	Comprimento da região central corpo de prova
u, v e w	Deslocamentos ao longo dos eixos x, y e z respectivamente
E	Módulo de elasticidade
Ed	Módulo de elasticidade dinâmico
e	Volume de dilatação
ν	Coefficiente de Poisson
A0	Amplitude de deslocamento do amplificador ultrassônico
U	Deslocamento de uma barra elástica
ϵ	Deformação
c	Velocidade de propagação
R0, R1, R2	Raios do corpo de prova
ω	Velocidade angular
f	Frequência
k	Razão da velocidade angular e velocidade de propagação
α, β	Parâmetros das equações de vibração

T, T0, Tf	Temperatura, inicial e final
d	Diâmetro
CPE	Corpo de prova entalhado
CPH	Corpo de prova ampulheta
CPS	Corpo de prova de seção transversal quadrada
CPT	Corpo de prova tração
LRM	Limite de Resistencia Mecânica
DIP	Programa digital de imagem
VHCF	Fadiga de altíssimo ciclo

1

Introdução

Estruturas, componentes mecânicos, dentre outros são propensos à falha por fadiga. O estudo da fadiga é imprescindível para compreender os modos de falha, a complexidade dos carregamentos e projetar de forma confiável um componente, já que a falha por fadiga por muitas vezes é do tipo catastrófica e inevitável (ANDERSON, 2011).

Então, a seleção dos materiais e o desenvolvimento tecnológico, seja na composição química como nos tratamentos térmicos na conformação mecânica são necessários com a finalidade de atingir um grau de segurança satisfatório nas aplicações no mundo moderno em que vivemos. A existência de carros, aviões, trens de alta velocidade, turbinas, satélites, naves espaciais entre outros só foi possível com o avanço tecnológico dos materiais.

Em se tratando de aços utilizados na indústria automobilística, um tipo de aço bastante empregado, tendo umas das principais finalidades a preservação dos passageiros em caso de colisão, é o aço livre de interstícios ou IF (*interstitial free*). É um aço que possui alta plasticidade quando solicitado. Logo, absorve grande parte da energia em um acidente na forma de deformação plástica, resguardando a integridade dos passageiros. (RANA e SINGH, 2017)

Além disso, o aço IF possui também alto grau de estampabilidade, ou seja, é possível conformá-lo mecanicamente em chapas finas sem comprometer a integridade estrutural do componente, e com ótimo acabamento superficial (GHOSH, RAY e D.BHATTACHARJEE, 2007) (GHOSH e ET.AL., 2008).

A Figura 1 apresenta um exemplo de produto feito a partir do aço IFHS (*Interstitial Free Higher Strength*), no caso um capo de automóvel de 0,7 mm de espessura. Só é possível esta espessura devido ao elevado grau de estampabilidade do aço, favorecendo na fabricação de produtos leves sem comprometer a resistência mecânica solicitada em sua aplicação. Outros exemplos de aplicações que podemos citar são: corpo e tampa de compressores, peças de automóveis (capô, porta-malas), filtro de óleo entre outros.



Figura 1 - Capô de automóvel de aço IF CR210IF-GII (espessura 0,7 mm) (RANA e SINGH, 2017).

Os aços IF são aços livres de elementos intersticiais, distingue dos aços convencionais pelas seguintes propriedades: alta qualidade superficial, grande alongação e baixo limite de escoamento. Isso é possibilitado graças ao controle de carbono e nitrogênio no material. Para possibilitar tal controle destes elementos químicos é necessário a utilização de técnicas de desgaseificação a vácuo na aciaria que permitiram fabricar aços com teores baixíssimos de carbono e nitrogênio na escala média de 27,5 ppm (0,00275%). A estabilização da fase e a remoção dos elementos intersticiais se deve ao uso do titânio e nióbio para remover o máximo possível os elementos intersticiais da solução sólida (RANA e SINGH, 2017).

Existem no momento duas classificações quanto ao tipo de aço IF que são: o aço IF (estabilizado com titânio) e o aço IF de alta resistência (estabilizado com titânio e nióbio) ou também classificado como aço IFHS. Há também a possibilidade de obter microestrutura austenítica nos aços IFHS, para isto é necessária uma deformação dinâmica com um controle de temperatura seguido têmpera (SOREN, 2017).

O aço IF em geral tem baixo limite de escoamento, em torno de 140 - 150 MPa, e limite de resistência a ruptura 280-290 MPa. Por outro lado, o aço IFHS tem um limite de escoamento de 220-320 MPa e limite de resistência a ruptura na ordem de 390-440 MPa. A diferença entre o IF e o IFHS é devido a quantidade de manganês e fósforo (ppm) e ao tipo de estabilização do carbono no qual o IF é feito pelo titânio enquanto IFHS é combinação do titânio com nióbio. No aço IFHS o manganês e fósforo estão presentes em uma quantidade significativa, ocorre, uma melhora nas propriedades mecânicas, devido a formação de compostos ternários no material (FeTiP), o que faz o aço IF ter porcentagens baixíssimas de carbono

reduzido a carbeto e ou nitreto com a combinação de elementos como titânio e ou nióbio, resultando uma matriz livre de carbonos intersticiais (RANA e SINGH, 2017).

Um acréscimo de 0,1% de fósforo resulta num aumento de 100 MPa na resistência mecânica do componente. Entretanto, o controle destes elementos é imprescindível para que não ocorra deterioração da matriz do aço com a formação de compostos deletérios. Conforme observados em artigos publicados por Chen, o fósforo tem um efeito nocivo na segregação dos contornos de grãos no estudo de indução a deformação em aços IF (CHEN e ET.AL., 2012).

Em outros estudos dopando o aço IF com manganês e carbono em regime de fadiga os átomos intersticiais de carbono aumentam a probabilidade na ativação do volume para a fratura do componente com o decréscimo de temperatura. Da mesma forma o manganês aumenta a ativação pelo volume, porém o manganês atua como átomo substitucional (DANIELOU e ET.AL., 2001).

A Figura 2 mostra a influência do carbono na anisotropia normal do aço IF. É recomendado manter o nível abaixo de 0,003% C, e para isso é necessário adicionar porcentagens baixas de titânio ou nióbio da quantidade estequiométrica, normalmente inferiores a 1%. Contudo, se for adicionado, em excesso titânio ou nióbio, o fósforo solubilizado na matriz se torna muito reativo, resultando em perdas nas propriedades mecânicas do material.

A anisotropia normal é inversamente proporcional a anisotropia planar, ou seja, quanto menor a anisotropia planar melhor serão as condições de estampabilidade da chapa. Logo, é buscado os maiores valores de anisotropia normal para melhores resultados (RANA e SINGH, 2017).

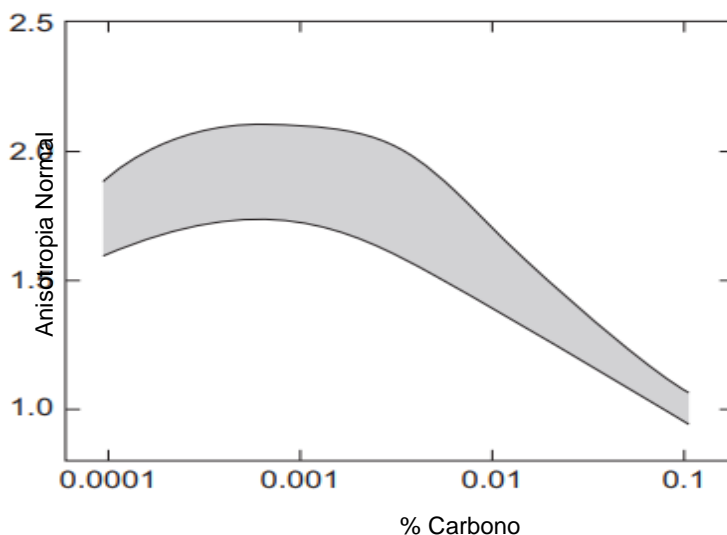


Figura 2 - Efeito da %C com a adição de titânio ou nióbio no aço em relação a anisotropia normal do material (RANA e SINGH, 2017).

Estas qualidades só são possíveis devido aos níveis baixíssimos de carbono que são encontrados nestes aços, e que são estabilizados por átomos de titânio, nióbio ou sua combinação. Estudos de Dias utilizou aço IF estabilizado por titânio e nióbio - titânio para diferentes temperaturas de recozimento e galvanização a quente e todos os experimentos apresentaram ótimos valores de coeficiente de anisotropia plástica com um alto grão de conformabilidade (DIAS e FONSENCA, 2012).

Por outro lado, o fator microestrutural do aço IF foi levantado em questão por Niendorf, em relação a disposição da fração volumétrica de contornos de grão de alto ângulo e baixo ângulo. No qual nota-se que respostas cíclicas no carregamento há uma instabilidade na deformação maior para estruturas de contornos de grão de baixo ângulo comparadas com estruturas de contornos de grão de alto ângulo (NIENDORF e ET.AL, 2007) (DUTTA e RAY, 2013). Trabalhos com chapas de aço IF indicam uma formação intensa de bandas de deslizamento em regiões de contorno de baixo ângulo na microestrutura, no qual é um tipo de deformação não uniforme ao longo da superfície (SARAY e ET.AL., 2011).

Conforme o estudo de Paul, chapas de aço IF tem menor vida em fadiga quando utilizados a 45° na direção de laminação, logo para extrair propriedades mecânicas superiores como limite de resistência mecânica, limite de escoamento e alongamento é necessário utilizar o sentido de laminação do aço IF. Assim evitando o efeito nocivo da anisotropia (PAUL, 2012).

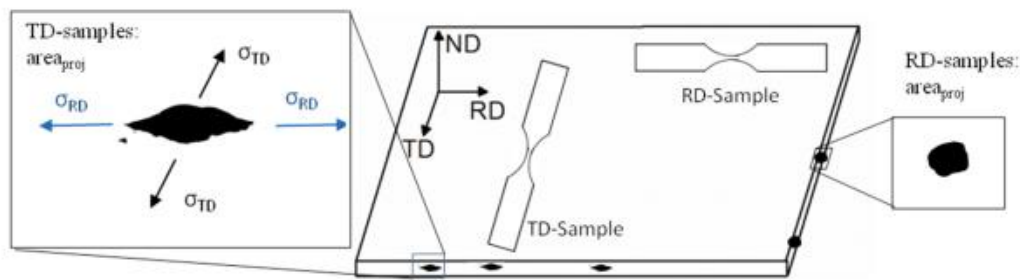


Figura 3 - Usinagem no sentido Longitudinal ou Direção de Laminação do Corpo de Prova (RD-corpo de prova) (PAUL, 2012).

A relação entre alongamento x resistência a tração para diferentes tipos de aço da indústria automobilística é apresentada na Figura 4. A faixa que situa o aço IF e IFHS se localiza entre o tracejado na Figura 4.

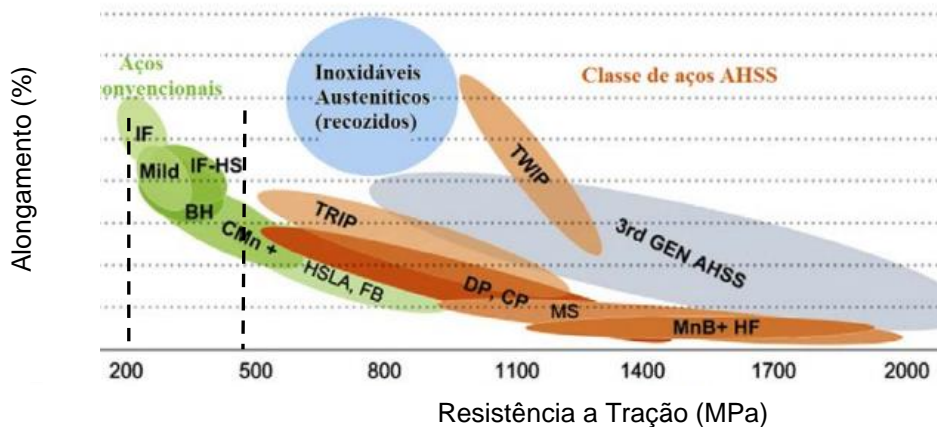


Figura 4 - Classe de aços avançados de alta resistência (RANA e SINGH, 2017).

O aço IF que tem uma matriz predominantemente ferrítica livre de elementos intersticiais, favorecendo elevados valores de alongamento associada a baixos valores de resistência mecânica (FRUEHAN, 1998). Entretanto em condições de deformação plástica severa via compressão dinâmica com temperatura extremamente baixas a ocorrência da fratura é do tipo frágil provocada por um processo de clivagem (LINS, SANDIM e VECCHIO, 2009).

O trabalho teve como foco investigar o comportamento do aço IF no regime de fadiga de altíssimo ciclo. Além disto, efetuar análises microestruturais e fractográficas dos ensaios efetuados estimar o acúmulo de dano para nuclear a trinca e estimar o número de ciclos para nucleação da trinca.

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Definição de fadiga

A palavra fadiga originou-se da expressão latina *fatigare* que significa “se cansar”. Apesar de ser um termo utilizado para designar cansaço físico e mental nas pessoas, na engenharia é amplamente utilizado para designar danos e falhas de materiais sob cargas cíclicas (SURESH, 2004).

O acúmulo de deformações ocasiona um defeito no componente, e neste defeito que nucleia a trinca. Em regime de cargas variadas a trinca se propaga até atingir um tamanho crítico, a partir deste tamanho de trinca ocorre uma fratura catastrófica do material. Apesar dos componentes de engenharia serem projetados para trabalhar com cargas abaixo do limite de escoamento, nada impede a ocorrência da falha por fadiga, devido a existência de defeitos internos no componente. Existem três fatores que favorecem a fadiga, são eles: tensões trativas, número de ciclos e flutuação das cargas (SURESH, 2004) (DOWNLING, 2012).

Os carregamentos cíclicos podem resultar de tensão trativa e compressiva, por flexão, rotação e vibração. Os ciclos de carregamento são dados pelos valores de tensão máxima e tensão mínima de carregamento em função do tempo, no caso (a) $R=-1$, (b) $R<0$ e (c) $R>0$ como exemplificado na Figura 5 (DOWNLING, 2012).

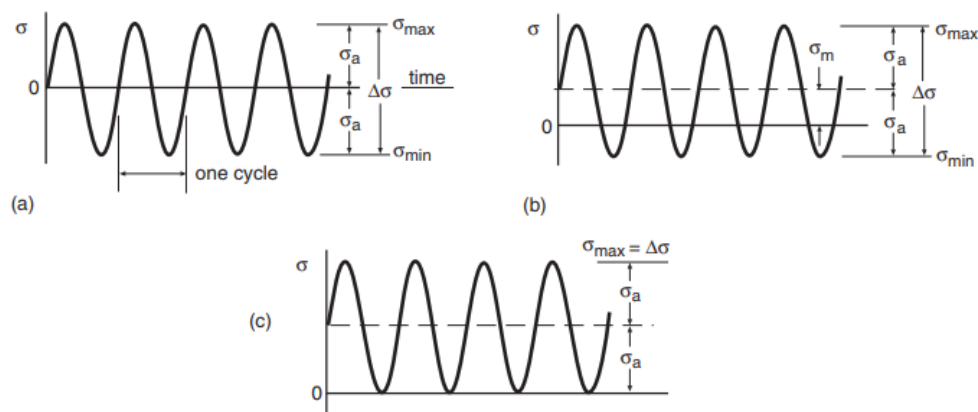


Figura 5 - Os três casos apresentam amplitude de carregamento constante (DOWNLING, 2012).

Com estes ciclos de carregamento é possível obter outros dados da tensão por meio das equações: (1) variação da tensão, (2) amplitude de tensão, (3) tensão média, (4) razão de carregamento e (5) razão de amplitudes.

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

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

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

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

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

Por meio dos trabalhos do alemão August Wohler foi desenvolvido o método para caracterizar vida em fadiga em termos de amplitude de tensão aplicada no componente mecânico, através de fadiga por carga rotativa ou flexão rotativa no corpo de prova. (SURESH, 2004). Este método na determinação da geometria adequada é mais detalhado nas normas técnicas da sociedade americana de testes e materiais (ASTM E466-15, 2015).

Na Figura 6 é plotado um diagrama de amplitude de tensão versus número de ciclos para a falha do componente até $1E7$ ciclos. A linha contínua no diagrama ilustra a vida em fadiga do componente mecânico e mostra que à medida que se reduz a amplitude de tensão, maior é a quantidade de ciclos necessários para o material falhar. (SURESH, 2004). De acordo com o diagrama, observa-se que, a partir de uma determinada amplitude de tensão, definida como σ_e , e com número de ciclos a partir de $1E6$ amostra poderia ser ciclada indefinidamente sem causar falha. A conclusão é, que teoricamente, sob tensões abaixo de σ_e o componente mecânico pode ser ciclado infinitamente sem que ocorra falha. Este nível de tensão é denominado como limite de resistência à fadiga (*Endurance Limit*). O *Endurance Limit* nos metais é da ordem de 35%-50% do limite de resistência mecânica para

materiais ferrosos (Curva A). Por outro lado, para materiais não ferrosos a exemplo cobre, alumínio e zinco não existe um limite de resistência. (Curva B). (BOYER, 1986).

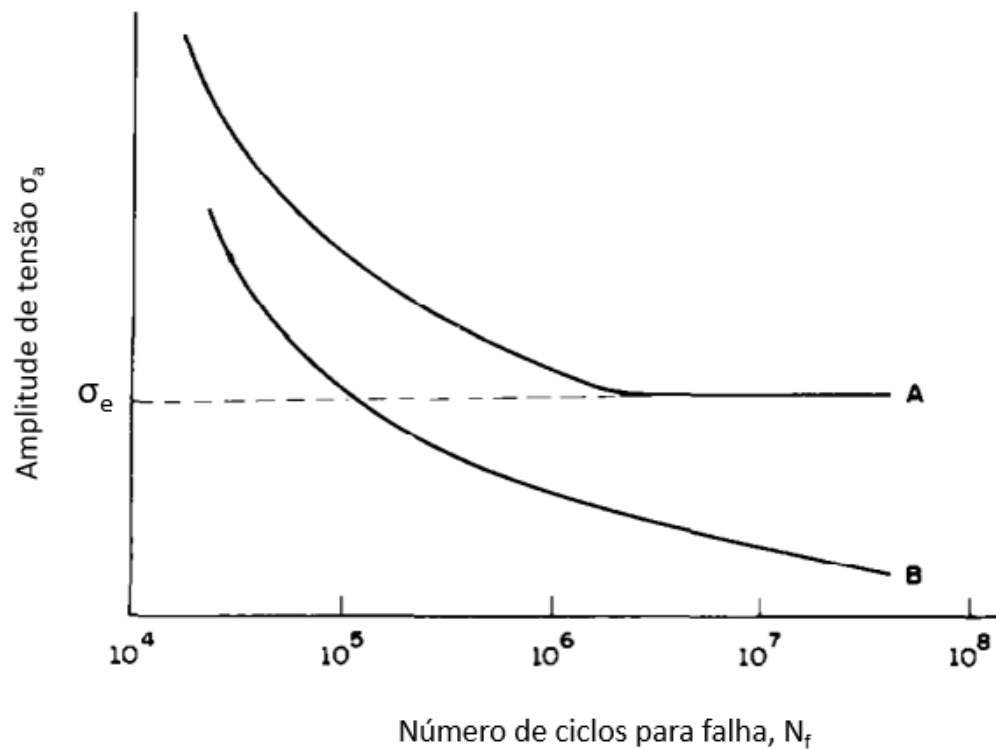


Figura 6 - Curva S - N para materiais ferrosos (A) e materiais não ferrosos (B) (BOYER, 1986).

Um método usual para modelar a curva S - N é baseado na equação que foi desenvolvida por Basquin, como pode ser observado abaixo:

$$\sigma_a = AN_f^B \quad (6)$$

Onde A e B são constantes para cada material e N_f o número de ciclos para falha do componente.

2.2 Regimes de fadiga

O curva de fadiga pode ser subdivida em 3 tipos de regimes de fadiga: fadiga de

baixo ciclo (LCF – *Low Cycle Fatigue*- Região I), fadiga de alto ciclo (HCF – *High Cycle Fatigue* – Região II) e fadiga de altíssimo ciclo (VHCF – *Very high Cycle Fatigue*- Região III) conforme apresentado na Figura 7.

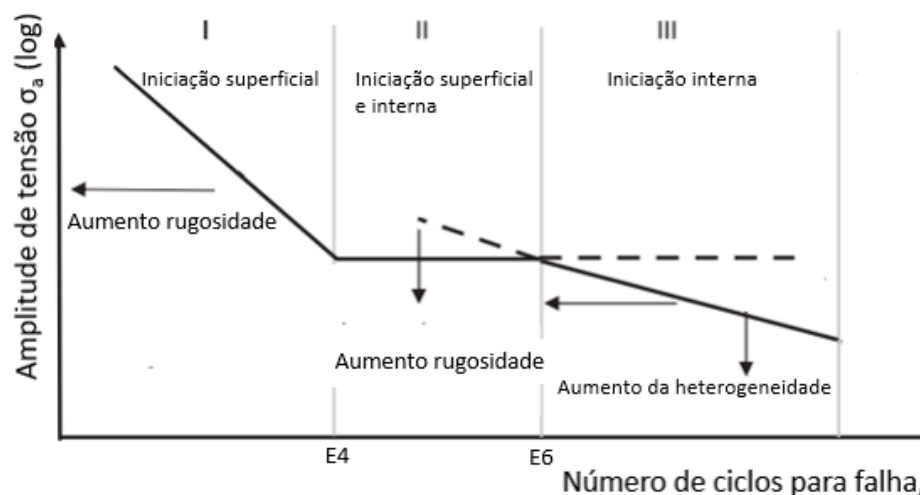


Figura 7 - Curva dupla S-N (PYTTEL, SCHWERDT e BERGER., 2011).

Na Figura 7 o primeiro regime é o LCF (Região I) ocorre em tensões elevadas entre o limite de escoamento do material e limite de resistência mecânica do componente. Em carregamentos em tensões acima do limite de escoamento é proeminente que o material sofra deformações plásticas mensuráveis. A falha é controlada por deformação (PYTTEL, SCHWERDT e BERGER., 2011).

A transição no regime de carregamento de fadiga de baixo ciclo para alto ciclo é adotado $1E4$ ciclos para materiais metálicos, ou seja, é a transição de mecanismos de falhas governados por deformação para mecanismos de falhas governados por tensão.

Em fadiga de alto ciclo os valores de tensão assumem grandezas muito menores quando comparado com a da fadiga de baixo ciclo, neste regime não tem deformação plástica, no contexto macroscópico incidindo sobre o componente, apenas o campo elástico de deformação que é atuante. A falha por este regime é controlada por tensão (PYTTEL, SCHWERDT e BERGER., 2011).

O *endurance limit* ou limite de fadiga é quando a curva S-N em um determinado valor de tensão, normalmente em torno de 35% a 50% do limite de resistência mecânica do metal, o qual assume um formato de assíntota em relação ao eixo do número de ciclos para falha. Neste caso pode-se admitir que o

componente assume uma vida infinita em fadiga (PYTTEL, SCHWERDT e BERGER., 2011). Porém, isso não é verdade, pois diversos trabalhos científicos mostram que os metais quando carregados acima de $1E7$ com valores de tensão abaixo do limite de fadiga o material ainda falha.

No entanto, estudos científicos recentes comprovam que para muitos materiais, metálicos a vida-fadiga tem ultrapassado os $1E6$ ciclos para valores de tensão abaixo do limite de fadiga do material, denominada de regime de fadiga de altíssimo ciclo (VHCF – *Very High Cycle Fatigue*), exemplificado na região III da Figura 7.

No regime VHCF aplicam-se amplitudes de tensões muito baixas na zona elástica do material. Regime o qual materiais que toleram ser carregados acima de $1E7$ ciclos (BATHIAS e PARIS, 2005) (DOWNLING, 2012).

Tendo em vista isso, surgiram alguns questionamentos sobre a existência ou não de um limite de fadiga. Bathias (BATHIAS e PARIS, 2005) afirmou que para materiais metálicos não há vida infinita. Sonsino em 2006 (SONSINO, 2007), 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.

Trabalhando com o componente mecânico em amplitudes de tensão muito baixas, em teoria, o material atingiria uma vida infinita. Desta forma, abaixo de um determinado valor de amplitude de tensão o componente trabalharia em um regime seguro sem risco de falha, classificado como limite de resistência a fadiga ou *endurance limit* (DOWNLING, 2012).

Com os avanços na realização dos ensaios em fadiga, foi descoberto que para muitos materiais o uso do conceito de limite de fadiga é inadequado. Logo o conceito de vida infinita em fadiga é desconcordante com a literatura.

O mecanismo de falha associado à fadiga de altíssimo ciclo, acontece de forma diferente do que observado na fadiga de baixo e alto ciclo, segundo Bathias (BATHIAS e PARIS, 2005).

A Figura 8 pode ser observado os locais preferenciais para inicialização de trinca para diferentes tipos de regimes de carregamento. Quando o metal é submetido a teste de fadiga com amplitudes de tensões elevadas ocorre o aparecimento de vários sítios de iniciação de trinca na superfície, e é um mecanismo de falha é governado por deformação, denominado fadiga de baixo ciclo. Já para

amplitudes de carregamento com valores próximos ao limite de fadiga foi evidenciado apenas um ponto de iniciação da trinca na superfície, chamado fadiga de alto ciclo mecanismo de falha o qual é governado por tensão. Enquanto em fadiga de altíssimo ciclo em amplitudes de tensão abaixo do *endurance limit* ou seja, abaixo do limite de fadiga o sitio de iniciação da trinca é a partir de defeitos internos (inclusões) ou falha microestruturais do material. (MUGHRABI e ANTOLOVICH, 2016).

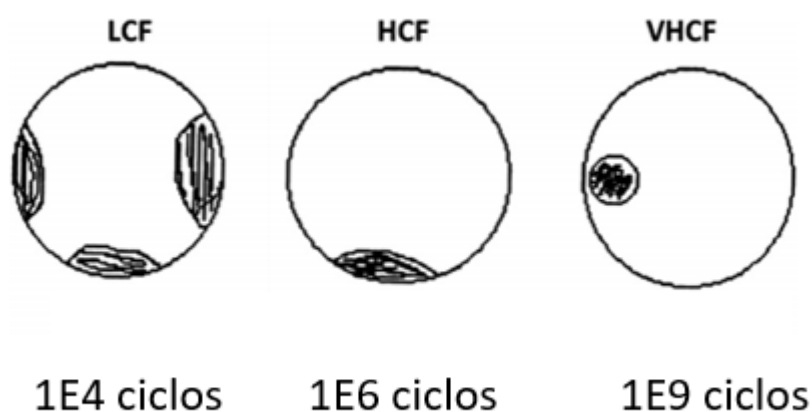


Figura 8 - Local preferencial de iniciação de trincas em baixo, alto e altíssimo ciclo em fadiga (MUGHRABI e ANTOLOVICH, 2016).

Um defeito que antes era ocasionado por problemas mecânicos (usinagem, acabamento superficial, quinas), passa a ser um problema de qualidade de fabricação do material (metalúrgico). O defeito interno plastifica o material de certa forma que duela com o dano na superfície. Logo, são dois mecanismos de dano atuando no material, um dano volumétrico (interno) (VHCF) e um dano superficial (LCF e HCF).

2.3

Fadiga em frequência mais elevadas

O inglês Hopkinson iniciou conceitos e aplicações em fadiga ultrassônica no início do século XX. Hopkinson desenvolveu o primeiro sistema de ressonância eletromagnética com uma frequência de 116 Hz em 1911 (BATHIAS e PARIS, 2005).

Manson desenvolveu um sistema piezoelétrico que transformava o sinal elétrico de 20 kHz recebido em um sinal mecânico na mesma frequência. Após o conhecimento diversos pesquisadores que atuavam na área e alcançaram frequências ainda mais altas, como Girard em 1959 com 92 kHz e Kikukawa em 1965 com a frequência de 199 kHz. Entretanto, o modelo de Manson é usado como base para o desenvolvimento das modernas máquinas de ensaios de fadiga na região de altíssimo ciclo (SURESH, 2004) (BATHIAS e PARIS, 2005) (MUGHRABI e ANTOLOVICH, 2016).

Os ensaios de fadiga tiveram ótimas aplicações pelo francês Claude Bathias depois dos anos 90. Bathias foi o responsável por diversos artigos e livros publicados na área de fadiga de altíssimo ciclo e sendo um dos principais a investigar se existe ou não limite de fadiga (BATHIAS e PARIS, 2005) (MUGHRABI, 1979).

Em 1998, Stefanie Stanzl-Tschegg em conjunto com Bathias, organizaram a primeira conferência de sobre materiais metálicos submetidos a regime de altíssimo ciclo, denominado *Very High Cycle Fatigue Conference* (TSCHEGG, MUGHRABI e SCHOENBAUER, 2007). A qual houve uma mobilização maior de grupo de pesquisadores na área de fadiga e novos modelos e métodos foram aprimorados no desenvolvimento relacionado aos materiais e aspectos microestruturais. O avanço das máquinas ultrassônica tornou-se viável a realização de ensaios atingindo números de ciclos muito superiores comparada com as máquinas convencionais. As frequências elevadas utilizadas nesses ensaios, normalmente é de entre 15 e 30 kHz que diminuiram consideravelmente o tempo de ensaio possibilitando mais testes em um tempo muito menor, conforme apresentado na Tabela 1 (KAZYMYROVYCH, 2009) (KAZYMYROVYCH, 2008).

Tabela 1 – Comparação entre o tempo de ensaio ultrassônico e convencional (Autor).

Número de ciclos	Convencional (100Hz)	Ultrassônico (20 kHz) (200/200 ms)
1E7 ciclos	1 dia	17 minutos
1E9 ciclos	4 meses	30 horas
1E10 ciclos	3 anos	12 dias

A diferença entre a máquina ultrassônica de fadiga e a máquina convencional não está somente relacionada ao tempo reduzido do experimento, mas sim a diferentes tipos de frequências atuantes e diferente geometria do corpo de prova. Na máquina de ensaios de fadiga convencional, o corpo de prova está submetido a uma vibração forçada, enquanto na máquina ultrassônica o corpo de prova está em ressonância com a máquina durante o ensaio.

Por outro lado, a máquina ultrassônica, a frequência fornecida para o corpo de prova é a frequência natural do material. Logo, o corpo de prova tem que estar com a mesma frequência da máquina durante o teste (BATHIAS e PARIS, 2005).

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 do tipo ampulheta, conforme mostrado na Figura 9.

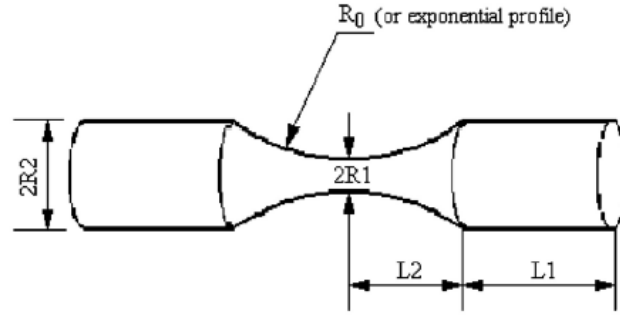


Figura 9 - Geometria do corpo de prova para altíssimo ciclo (BATHIAS e PARIS, 2005).

O comprimento de ressonância L_1 é o parâmetro variável e depende das propriedades intrínsecas do material (módulo de elasticidade e densidade) e pode ser calculado conforme as Equações 7-12.

$$L = 2(L_1 + L_2) \quad (7)$$

$$L_1 = \frac{1}{k} \arctan \left\{ \frac{1}{k} [\beta \coth(\beta L_2) - \alpha \tanh(\alpha L_2)] \right\} \quad (8)$$

Onde,

$$k = \frac{\omega}{c} = \frac{2\pi f}{c} \quad (9)$$

$$c = \sqrt{\frac{E_d}{\rho}} \quad (10)$$

$$\alpha = \frac{1}{L_2} \operatorname{arc} \cosh\left(\frac{R_2}{R_1}\right) \quad (11)$$

$$\beta = \sqrt{\alpha^2 - k^2} \quad (12)$$

A Figura 10 a onda elástica longitudinal percorrer do início até o fim do corpo de prova, então é refletida no fim do corpo de prova. Assim retornando a onda ao local de entrada do corpo de prova, conforme explicado no layout da máquina.

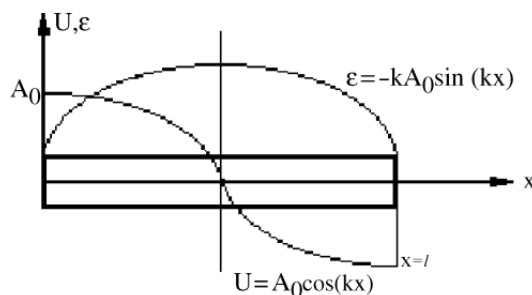


Figura 10 - Distribuição da amplitude de deformação no corpo de prova
(BATHIAS e PARIS, 2005).

A amplitude de vibração $U(x)$ em cada ponto é dada pela Equação 13:

$$U(x) = A_0 \cos(kx) \quad (13)$$

Onde A_0 é amplitude de deslocamento no corpo de prova. Enquanto a deformação (ε) em cada ponto é dada pela Equação (14).

$$\varepsilon(x, t) = -kA \sin(kx) \sin(\omega t) \quad (14)$$

Para deformações máximas segue a Equação 15.

$$\varepsilon(x) = -kA \sin(kx) \quad (15)$$

No caso do regime VHCF, o momento que se adota uma razão de carregamento $R = -1$, significa que o corpo de prova está submetido a um “carregamento livre”, ou seja, o comprimento de onda que é enviado para o corpo de prova é refletido e retornando ao local de entrada, assim existindo fenômenos de esforços trativos e compressivos no corpo de prova (BATHIAS e PARIS, 2005).

2.4

Mecanismos de Falha em Altíssimo Ciclo

O fenômeno do mecanismo de iniciação da trinca em condições de altíssimo ciclo se deve a micro deformações plásticas que se inicia nos defeitos internos do material como inclusões, partícula de segunda fase, poros, defeitos metalúrgicos entre outros. Estas partículas, normalmente em materiais de alta resistência, acumulam dano nestes defeitos internos podendo iniciar uma trinca internamente. Enquanto em outros casos de materiais de baixo nível de inclusões o dano pode se iniciar na superfície do material por se tratar de uma região mais propícia a formação de trinca. Então existindo assim uma disputa de qual mecanismo iniciará a trinca (DOWNLING, 2012). Em outras palavras, a trinca pode ser iniciada na superfície ou internamente no componente alguns fatores abaixo podem determinar onde será a iniciação da trinca.

É relatado alguns fatores que influenciam a iniciação da trinca em VHCF como: anomalias microestruturais, colônias de perlitas e fases precipitadas (BATHIAS e PARIS, 2005).

2.4.1

Mecanismo de falha com ausência de heterogeneidade

De acordo com Bathias e Paris, materiais com ausência de heterogeneidades em regime de VHCF as trincas não podem ser iniciadas internamente, devido à ausência de inclusões, logo deve ser iniciada em descontinuidades metalúrgicas do componente.

Os *Persistent Slip Bands* (PSB) são resultantes da movimentação cíclica de discordâncias que tendem a formar bandas deslizantes na superfície onde as trincas de fadiga podem-se inicializar. Em materiais com estrutura cristalina cubica de corpo centrado o sistema de deslizamento é ativado independente da amplitude de deformação (MAO e ET.AL, 2011).

Os PSBs são zonas de extrusões e intrusões na superfície do componente, na qual forma um ponto crítico (concentrador de tensão) da estrutura que leva a nucleação de microtrincas (SURESH, 2004). A formação destas zonas de intrusões e extrusões são ocasionadas devido ao encruamento do material com o empilhamento das discordâncias criando regiões de concentradores de tensão. Com auxílio do microscópio ótico é possível visualizar os locais de PSB's formados (MUGHRABI, 1979) (STOCKER, ZIMMERMANN e CHRIS, 2011).

Além disso, para metais puros, é comum a trinca iniciar em locais com rugosidade na superfície o qual está associado ao aparecimento de bandas de deslizamentos. O mecanismo de bloqueio ou trancamento das discordâncias denominado de rede de bandas de deslizamentos irreversíveis ou *irreversibility slip*. Este fenômeno se forma com a discordância em linha com a intersecção de duas discordâncias em hélice com uma terceira discordância no nó, tornando-se um ponto de iniciação de trinca (SURESH, 2004) (WANG e ET.AL, 2012) (MUGHRABI, 1979)

Estruturas cúbicas de corpo centrado (CCC), a exemplo α -Fe, Mo e Nb, tem diferentes mecanismos de deslizamento quando comparados com estruturas cúbicas de face centrada (CFC). Normalmente, o núcleo da discordância em hélice nos metais CCC está associado a rede de alta fricção também chamado de tensão de Peierls (*Peierls stress*). Tal efeito está correlacionado com a sensibilidade da taxa de deformação e a forte dependência da temperatura durante os ciclos de deformação. Além disso, a assimetria dos planos de deslizamento entre tração e compressão ocorre principalmente pela ativação da discordância em hélice nos metais CCC (SURESH, 2004).

A exemplo temos micrografias de PSB's de estudos da Tschegg (TSCHEGG, MUGHRABI e SCHOENBAUER, 2007) em regime de VHCF do cobre eletrolítico com 99,98% de pureza conforme observado na Figura 11.

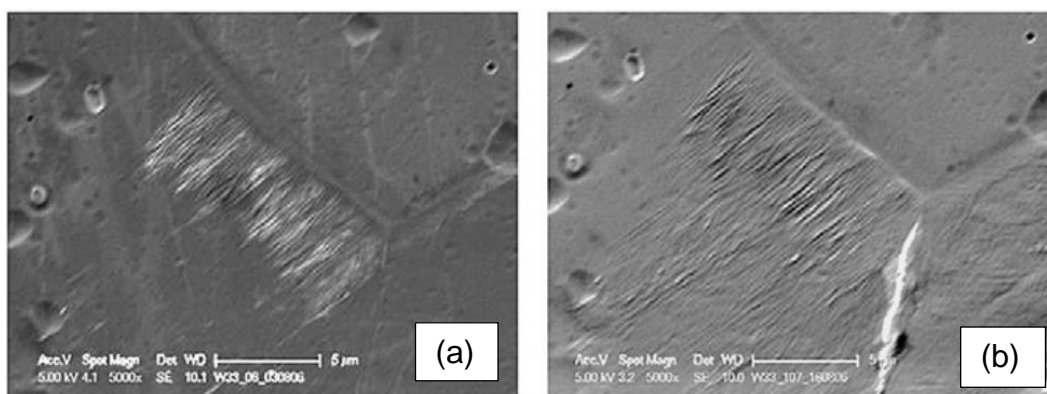


Figura 11 – Bandas de deslizamento são observados via MEV, com carregamento de 62,6 MPa após 5E6 ciclos (a) e 5E8 ciclos (b) (TSCHEGG, MUGHRABI e SCHOENBAUER, 2007).

Estudos e análises empíricas de Wagner, Wang e Prokhorov (WANG e ET.AL, 2012) (WAGNER e ET.AL, 2016) (PROKHOROV, PETROVA e PLEKHOV, 2017) para o aços ultra baixo carbono (Armco Iron), mostram que o local preferencial para iniciação de trinca em regime de VHCF ocorre na superfície. As características do aço é um grão varia de 10-40 micrometros e com tamanho de inclusões menores que 1,5 micrometros com propriedades mecânicas de 240 MPa para o limite de escoamento e 300 MPa de limite de resistência mecânica. Quando submetidos a regime de VHCF a rugosidade é manifestada de forma microscópica com a formação de sítios de vales e picos no qual bandas de deslizamento emergem da superfície do material. Os vales são gerados devido a micro entalhes que gera um efeito de concentrador de tensão local (WANG e ET.AL, 2012).

Os vales e picos formados na superfície de fadiga são análogos a regiões de intrusão e extrusão da superfície respectivamente formando os PSB's.

Investigações com o MET revelam que as trincas de fadiga estão correlacionadas com a formação de PSB's em metais policristalinos a exemplo do cobre, porém não é verdade com o ferro alfa puro. Contudo a adição de 30 ppm de carbono na matriz ferrítica tem-se a formação de bandas de deslizamento análogas de PSB's. Logo pequena quantidade de impureza na matriz do metal acarreta em variações quanto aos tipos micro mecanismos de fadiga atuantes (SURESH, 2004).

De acordo com estudo de Wang (WANG e ET.AL, 2012) para aços com baixíssima porcentagem de carbono, não há formação de PSB's quando submetido

a esforços de fadiga depois de 5E9 ciclos com tensão aplicada abaixo de 30% do limite de resistência mecânica. Para aço com ausência de heterogeneidade uma das formas de desenvolver uma falha em regime de fadiga de altíssimo ciclo é através da formação de micro trincas na superfície. Assumindo que a rugosidade da superfície é desenvolvida pelo acúmulo de deformação de cisalhamento irreversível se tem:

Tensão de cisalhamento máxima,

$$\tau = \sigma_a / 2 \quad (16)$$

Onde a deformação cisalhante na matriz,

$$\gamma_{matriz} = \tau / G \quad (17)$$

E por meio da Tabela 2 é possível extrair uma correlação entre a deformação plástica na matriz ($\gamma_{pl,M}$) com a deformação plástica no PSB's ($\gamma_{pl,PSB}$).

Tabela 2 – Propriedades características dos *Persisten Slip Bands* e da matriz (MUGHRABI, 1979).

Materials	$\gamma_{pl,M}$	$\gamma_{pl,PSB}$	$\tau_{PSB} [MPa]$	$\tau_{PSB} \times 10^4 / G$
Ni	$\sim 10^{-4}$	$\sim 7.5 \times 10^{-3}$	52	6.6
Cu	$\sim 6 \times 10^{-5}$	$\sim 7.5 \times 10^{-3}$	27.5	6.5
Ag	$\sim 6 \times 10^{-5}$	$\sim 7.5 \times 10^{-3}$	17.5	6.6
Cu-2 at.%Al	$\sim 10^{-4}$	$\sim 3 \times 10^{-3}$	33	7.8
Cu-2 at.% Co	$\sim 3 \times 10^{-4}$	$\sim 5 \times 10^{-3}$	27.5	6.5
$\alpha\text{-Fe} + 30 \text{ wt.ppm C}$ ($\epsilon_{pl} = 2.5 \times 10^{-5} s^{-1}$)	$\sim 4 \times 10^{-4}$	$\sim 6 \times 10^{-3}$	~ 49	6.5

Logo se tem,

$$\frac{\gamma_{pl,PSB}}{\gamma_{pl,M}} = \frac{6 \times 10^{-3}}{4 \times 10^{-4}} = 15$$

Por fim a relação entre os parâmetros,

$$\gamma_{pl,PSB} = 15 \gamma_M \quad (18)$$

Com a Equação 18 é possível determinar a deformação plástica cisalhante necessária para nuclear uma microtrinca (WANG, HAN e LU, 2018) (MUGHRABI, 1979).

3 Objetivos

- Investigar o comportamento do aço IF no regime VHCF.
- Analisar as fractografias do aço IF após o regime VHCF.
- Estimar o acúmulo de dano para nuclear trinca no aço IF (corpo de prova de seção transversal quadrada).
- Estimar o número de ciclos para nucleação a por meio de dados empíricos (corpo de prova de seção transversal quadrada).
- Desenvolvimento de uma equação que correlaciona deformação com fração de PSB's.

4

Material e procedimento experimental

Neste capítulo será abordado o material utilizado e suas propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração e dureza e a metodologia dos testes de fadiga de altíssimo ciclos.

4.1

Material

Conforme mencionando anteriormente o aço IF foi fornecido por uma companhia siderúrgica sendo uma amostra da corrida de laminação a quente, conforme observado na Figura 12.



Figura 12 – Amostra do aço IF.

A amostra foi cortada em 4 partes para facilitar no transporte para o Rio de Janeiro, conforme observado na Figura 12.

A fim de certificar se o material se enquadraria nas classificações do aço IF, foi realizado uma análise por meio espectrometria de emissão ótica. Na Tabela 3 é apresentada a composição química com os principais elementos em porcentagem do material da amostra analisada.

Tabela 3 - Composição química do aço IF.

C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Nb	Ti
<0,005	0,008713	0,08417	0,010745	0,005635	0,032437	0,00357	0,006277	0,05745

A Figura 13 apresenta a curva do aço IF obtido por meio de ensaios de tração, a fim de extrair as propriedades mecânicas do material. A máquina utilizada foi Instron 5500R.

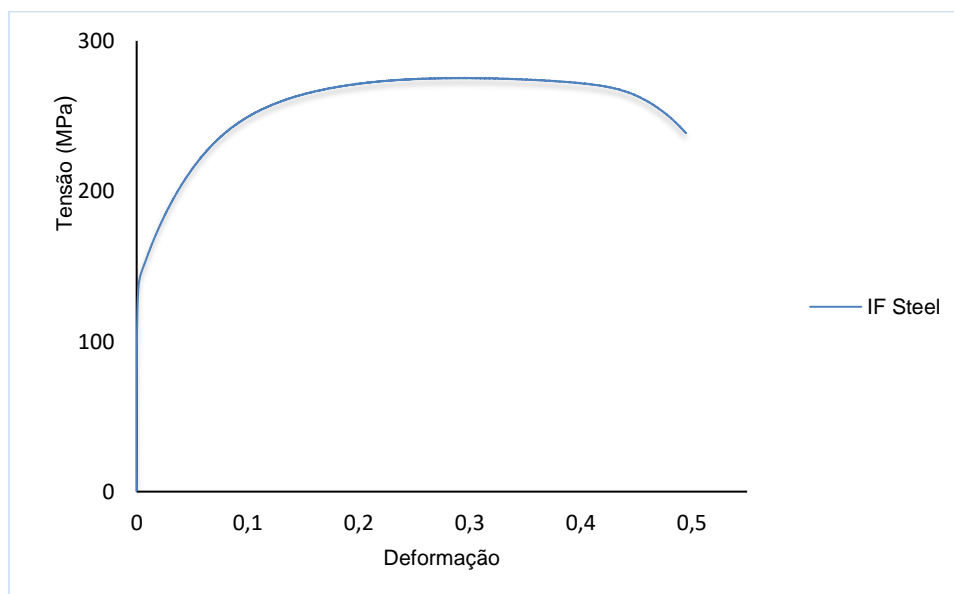


Figura 13 - Curva de ensaio de tração do aço IF.

A Tabela 4 mostra os valores da tensão limite de escoamento, módulo de elasticidade, alongamento, resistência mecânica e densidade (GUO e ET.AL., 2011.) (NUNES e ET.AL, 1990).

Tabela 4 - Propriedades Mecânicas do aço IF.

E[GPa]	σ_y [MPa]	σ_u [MPa]	Δl	ρ [kg/m ³]	G [GPa]
207,1	146,6	272,5	0,4369	7663	82,84

Foram realizadas 7 amostragens semelhantes a Figura 14 de diferentes regiões na micrografia para se obter o tamanho do grão médio do material, utilizando o método planimétrico de Jeffries.

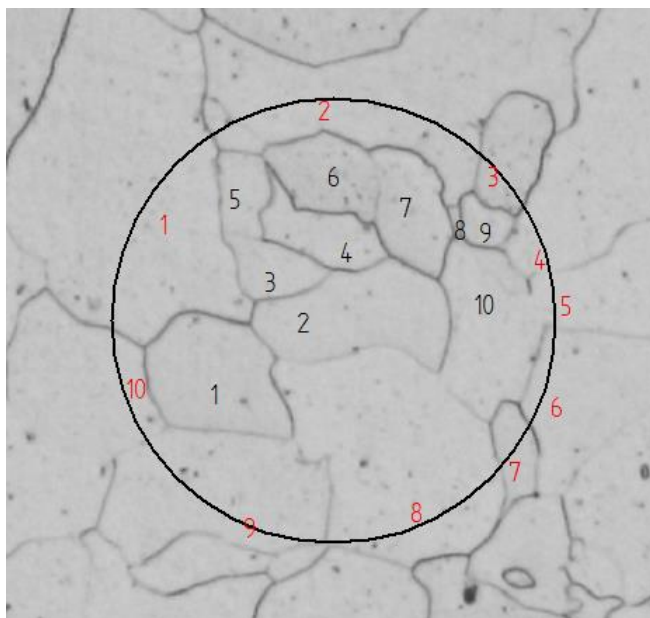


Figura 14 - Método planimétrico de Jeffries para encontrar o tamanho médio do grão, medida de uma amostra do aço IF.

Utilizando M igual a $100\times$ o número de grãos por unidade de área encontrado foi em torno de 30 grãos por unidade de área que corresponde a um tamanho médio do grão de acordo com a tabela da norma da sociedade americana de testes e materiais em torno de 47,71 μm . (ASTM E112-13, 2021).

4.2 Procedimento experimental

4.2.1 Obtenção das Propriedades Mecânicas do aço IF

Os corpos de prova de tração foram usinados no sentido de laminação do aço, ou seja, *Rolling Direction* (RD) e respeitando dimensões (Figura 15), conforme a norma da sociedade americana de testes e materiais (ASTM E8M-04, 2003).

Foram efetuados 7 ensaios na máquina de tração Instron 5500R do laboratório de ensaios mecânico na PUC – Rio com intuito de obter as propriedades mecânicas do aço IF.

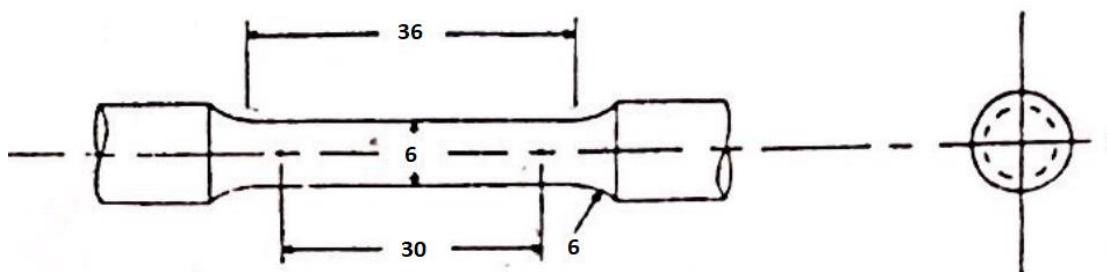


Figura 15 - Corpo de Prova de ensaio de tração.

4.2.2

Ensaio preliminares de VHCF

Corpos de prova do tipo ampulheta, foram usinados para fazer ensaios na máquina ultrassônica de fadiga, cujo objetivo é desenvolver o modelo de corpo de prova que se adapte melhor aos ensaios VHCF. O projeto do corpo de prova (Figura 16) foi desenvolvido tomando como base a Equação 8 (BATHIAS e PARIS, 2005). Assim atendendo o intervalo de amplitude de tensões de 109-144 MPa.

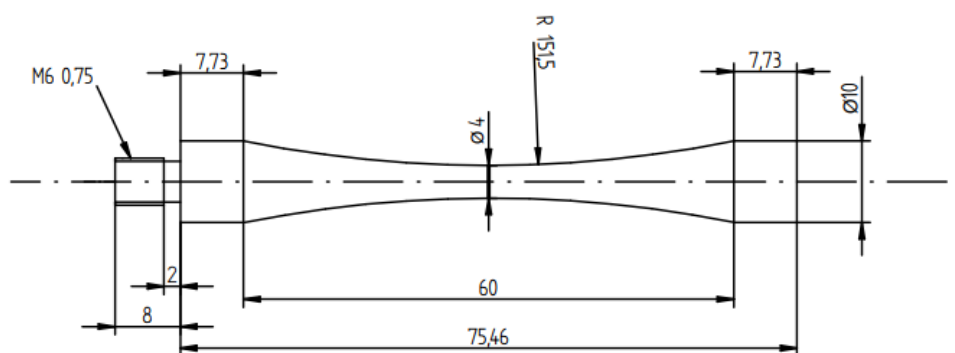


Figura 16 - Dimensões do corpo de prova tipo ampulheta.

Os ensaios foram realizados com uma frequência de 20 kHz, com razão de carregamento $R = -1$, ou seja, o corpo de prova foi submetido a tração e compressão com o mesmo valor em módulo. O tempo de pulso e pausa dos ensaios foi de 200/200 milissegundos (ms), com auxílio do compressor de ar para o controle de temperatura dos testes. Foram realizados 3 testes preliminares para cada tensão sendo 40%, 45% e 50% equivalente ao limite de resistência mecânica, totalizando 9 ensaios. A finalidade dos ensaios era descobrir em quais regimes de carregamento a material iria falhar ou não. Tendo em vista a exemplo que é preciso de 30 horas de ensaio para atingir $1E9$ e 12 dias de ensaio para atingir $1E10$. Foi necessário adotar um número de ciclos alvo caso o corpo de prova não falhasse.

O valor de número de ciclos alvo adotado foi de $1E9$ ciclos, classificando-o como runout, ou seja, runout é a classificação do corpo de prova que apresenta diversas trincas desenvolvidas, entretanto não o suficiente para fraturar o material. Esta adoção é devido a questões de limitação da máquina quanto ao tempo de ensaio. Esta convenção foi adotada para os ensaios de corpo de prova entalhado, ampulheta e seção transversal quadrada.

A Figura 17 mostra um esquema básico de funcionamento da máquina de frequência supersônica (BATHIAS, 2006).

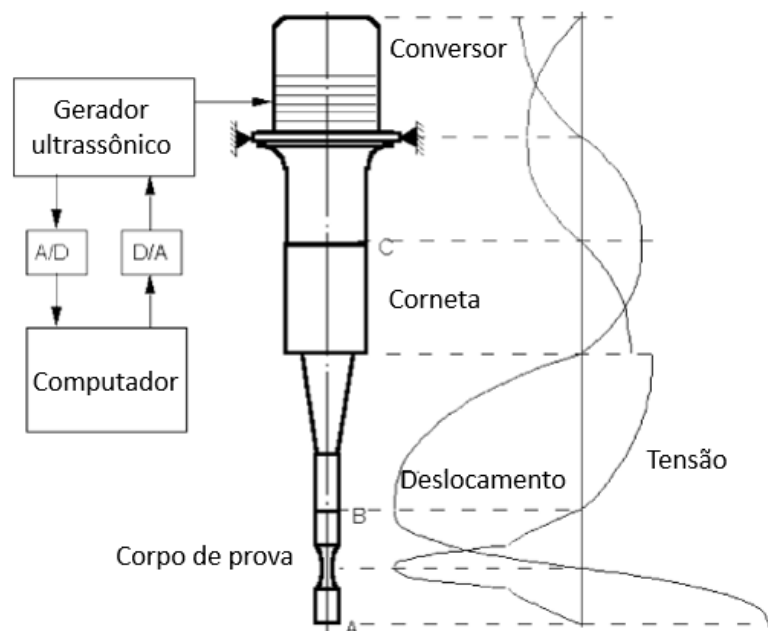


Figura 17 – Layout do funcionamento da máquina de fadiga de altíssimo ciclo (BATHIAS e PARIS, 2005).

Em questão o funcionamento da máquina de fadiga supersônica respeita a seguintes etapas:

1 – O computador envia um sinal elétrico para o gerador de força da máquina transformando 50 ou 60 Hz dependendo das instalações elétricas em uma frequência supersônica de 20 kHz de sinal elétrico senoidal.

2 – O sinal elétrico de 20 kHz é enviado para o transdutor piezoelétrico onde há a transformação do sinal elétrico em sinal mecânico, vibrando na mesma frequência de 20 kHz.

3 – A Corneta amplifica a vibração conforme a amplitude de deformação avança em direção ao corpo de prova, sendo máxima a deformação nas extremidades da amostra e mínima no centro e com valor máximo de tensão no centro do corpo de prova e mínima tensão nas extremidades.

4 – Depois da onda percorrer todo o corpo de prova, a onda é refletida com a mesma intensidade voltando para a região de origem, devido ao corpo de prova estar em ressonância com a máquina ultrassônica. Repetindo este processo de forma cíclica.

4.2.3

Ensaio de VHCF com corpos de prova entalhados

Com objetivo de identificar a superfície de fadiga no aço IF, foram usinados corpos de prova do tipo cilíndrico entalhado (Figura 18). A intenção destes testes foi certificar a superfície de fadiga no material e confrontar com a literatura (MAJUMDAR, GANDHI e BISHT, 2019). Os ensaios foram conduzidos com amplitude de tensão 123 Mpa, com condições de carregamento intermitente de 200 milissegundos de pulso e 200 milissegundos de pausa na frequência de 20 kHz com razão de carregamento -1 e controle de temperatura dos corpos de prova, por meio do compressor de ar.

Os corpos de prova entalhados falharam sem haver a fratura na máquina de fadiga. As amostras foram encaminhadas para forno a 300 °C, a fim de oxidar a região a qual a trinca se propagou, assim distinguindo duas regiões: propagação de trinca e fratura final. O rompimento total do corpo de prova foi na máquina de tração.

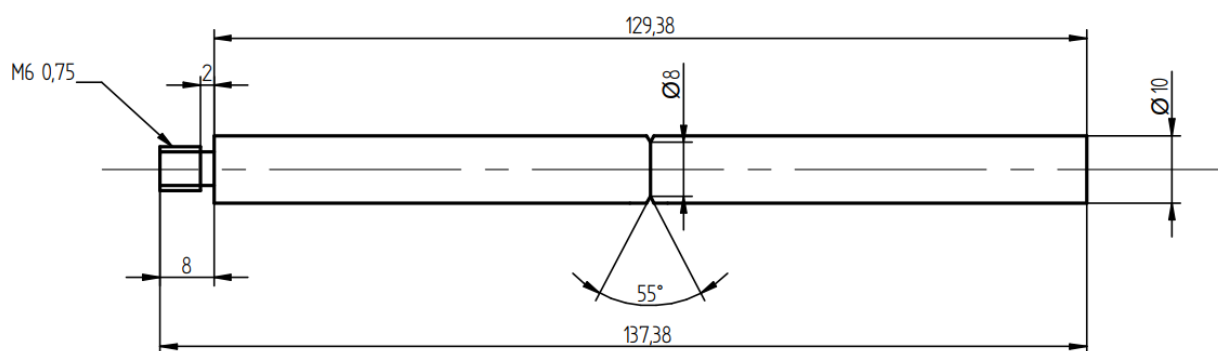


Figura 18 - Dimensões do corpo de prova tipo entalhado.

Tabela 5 - Parâmetros dos ensaios com corpo de prova entalhados.

σ_a (MPa)	%LRM	Nº cp	R	Pulso/Pausa(ms)	Frequência(kHz)
123	45	4	-1	200/200	20

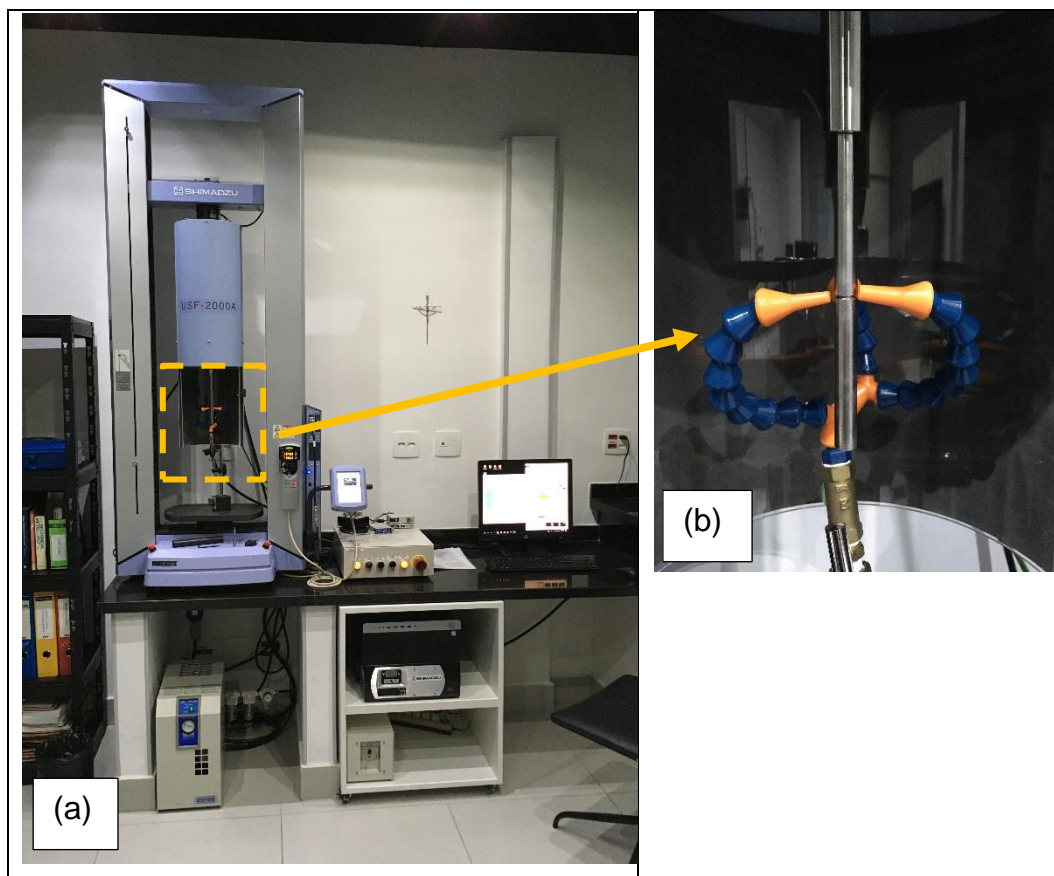


Figura 19 – (a) Layout da máquina ultrassônica de fadiga SHIMADZU USF-2000A, (b) Sistema de refrigeração do corpo de prova, feito por compressor de ar com o corpo de prova entalhado.

A Figura 20 mostra o setup aplicado nos corpos de prova entalhado com suas características de dimensionamento e dados de entrada.

UltraSonic Fatigue Software Ver1.02 - C:\Users\USF2000\Desktop\DOCTORADO\LABFadac-HelderK\IF Steel Cilindrico entalhe 0.39.cnd

File System Help

Test Condition	Test Execution
<p>TP Material</p> <p>Material Name: IF Steel Cilind</p> <p>E : Young's modulus(MPa): 207106</p> <p>ρ : Density(g/cm³): 7.67</p> <p>Comment</p> <p>Stress conversion factor(MPa/μm)</p> <p><input type="checkbox"/> Use input value 7.826</p> <p>Amplifier output correction factor</p> <p>1.013 Adjust correction factor</p>	<p>TP Type</p> <p>Diagram showing dimensions: L, D1, D2, R, θ</p> <p>Notch Type</p> <p>D1 : Max diameter(mm) [10.00] [8.42 - 20.00]</p> <p>D2 : Notch bottom(mm) [8.00] [1.00 - 9.58]</p> <p>R : Notch bottom radius(mm) [0.39] [0.10 - 1.86]</p> <p>θ : Notch Degree(deg) [55.00]</p> <p>K1 : Stress Concentration Factor [3.18]</p> <p>L : TP Length(mm) [129.38]</p>

☐ Fluctuating Stress Test

Test Condition

Nominal Test Amplitude(MPa) [123]

TP Side Amplitude(μ m) [81(108) - 214] [15.72]

☒ Intermittent driving

Oscillation time(msec) [200] Stop time(msec) [200]

Diagram showing fluctuating stress test waveform with amplitude 190.0

Test End Condition

Max Cycle (cycle) [1.0000E+09] Estimate test time [1days 05:14:23]

Fluctuation band of test frequency (Hz) [500]

Figura 20 – Setup da máquina para ensaios no corpo de prova entalhado.

4.2.4

Ensaio ultrassônicos para levantamento da curva S-N

Assim que identificada as amplitudes de tensão de falha, ou não, do material, foram realizados 27 ensaios entre o intervalo de 109 - 144 MPa, conforme observado na Tabela 6.

Os ensaios foram acompanhados com resfriamento dos corpos de prova, por meio do compressor de ar, com a finalidade de manter a temperatura controlada e não os aquecer durante os testes.

Tabela 6 - Parâmetros dos ensaios de fadiga.

σ_a (MPa)	%LRM	Nº cp	R	Pulso/Pausa(ms)	Frequência(kHz)
109	40	1	-1	200/200	20
123	45	4	-1	200/200	20
125	46	2	-1	200/200	20
128	47	5	-1	200/200	20
131	48	6	-1	200/200	20
134	49	3	-1	200/200	20
136	50	5	-1	200/200	20
142	52	1	-1	200/200	20
144	53	1	-1	200/200	20

O controle de temperatura do corpo de prova foi feito, por meio direcionamento do bocal de ar na região central do corpo de prova, visto na Figura 21 (b).

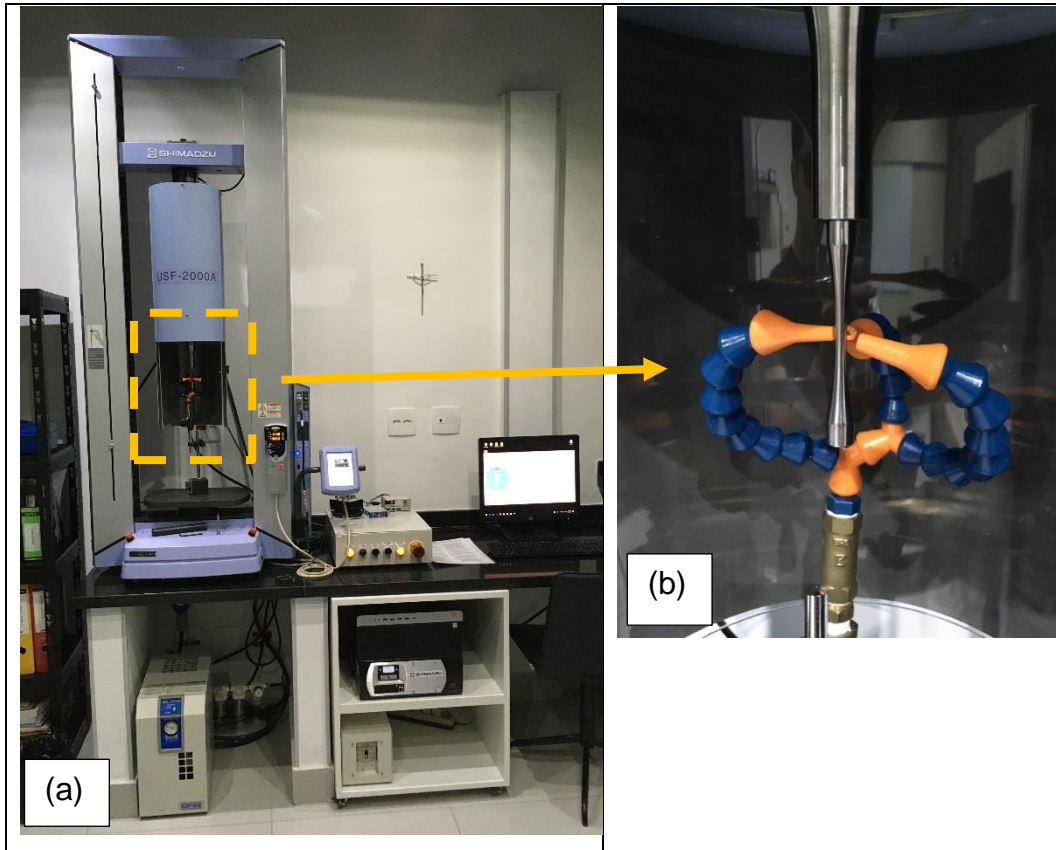


Figura 21 – (a) Layout da máquina ultrassônica de fadiga SHIMADZU USF-2000A, (b) Sistema de refrigeração do corpo de prova, feito por compressor de ar com o corpo de prova ampulheta.

O setup da máquina para efetuar o ensaio de fadiga respeita as seguintes condições conforme a Figura 22.

UltraSonic Fatigue Software Ver1.02 - C:\Users\USF2000\Desktop\LABFadac-HelderK\1 - 40%LRM IF Steel.cnd

File System Help

Test Condition **Test Execution**

TP Material

Material Name: IF steel

E : Young's modulus(MPa): 207106

ρ : Density(g/cm³): 7.67

Comment

Stress conversion factor(MPa/um)

☐ Use input value 12.527

Amplifier output correction factor

0.995 Adjust correction factor

TP Type

Sarcuratapa Type(Chord)

D1 : Max diameter(mm) 10.00 [5.10 - 20.00]

D2 : Min diameter(mm) 4.00 [1.00 - 7.84]

L1 : Chord Length(mm) 60.00 [1.00 - 100.00]

L2 : TP Shoulder Length(mm) 7.71

☐ Fluctuating Stress Test

Test Condition

Nominal Test Amplitude(MPa) 109 [132(176) - 350]

TP Side Amplitude(um) 8.70

☒ Intermittent driving

Oscillation time(msec) 200 Stop time(msec) 200

190.0

Test End Condition

Max Cycle (cycle) 1.0000E+09 Estimate test time 1days 05:14:23

Fluctuation band of test frequency (Hz) 500

Figura 22 - Setup da máquina para ensaios do corpo de prova ampulheta.

4.2.5

Desenvolvimento do corpo de prova de seção transversal quadrada

Ensaaios em corpos de prova com superfícies planas foram propostos após notar que todos os corpos de prova ampulheta tiveram iniciação na superfície. Desta forma, a proposta de um novo projeto para acompanhar os mecanismos de dano, a qual seria monitorado na superfície durante o ensaio de fadiga é plausível. O desenvolvimento deste corpo de prova é uma contribuição para máquina ultrassônica de Fadiga da Shimadzu modelo USF-2000A. Um dos motivos que tornou viável o design deste corpo de prova é ter adotada uma geometria do tipo straight (reto), o qual o comprimento de ressonância é depende apenas do módulo de elasticidade e densidade do material (Equação 8). A região tracejada em vermelho na Figura 23 é o local que foi monitorado durante o regime de VHCF.

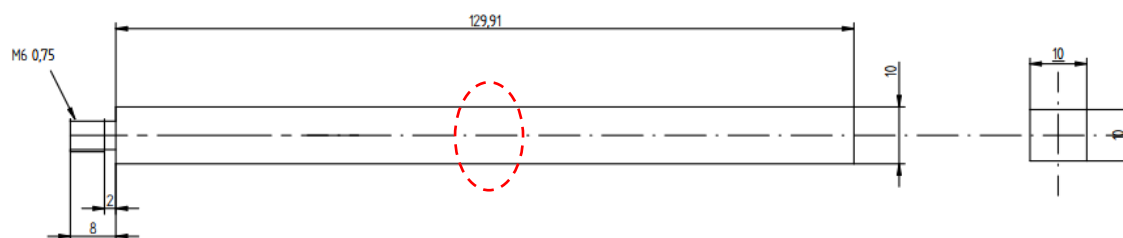


Figura 23 - Dimensões do corpo de prova de seção transversal quadrada.

Tabela 7 – Parâmetros dos ensaios com corpo de seção transversal quadrada.

σ_a (MPa)	%LRM		Nº cp	R	Pulso/Pausa(ms)	Frequência(kHz)
131	48		1	-1	110/700	20
82	30		1	-1	110/700	20

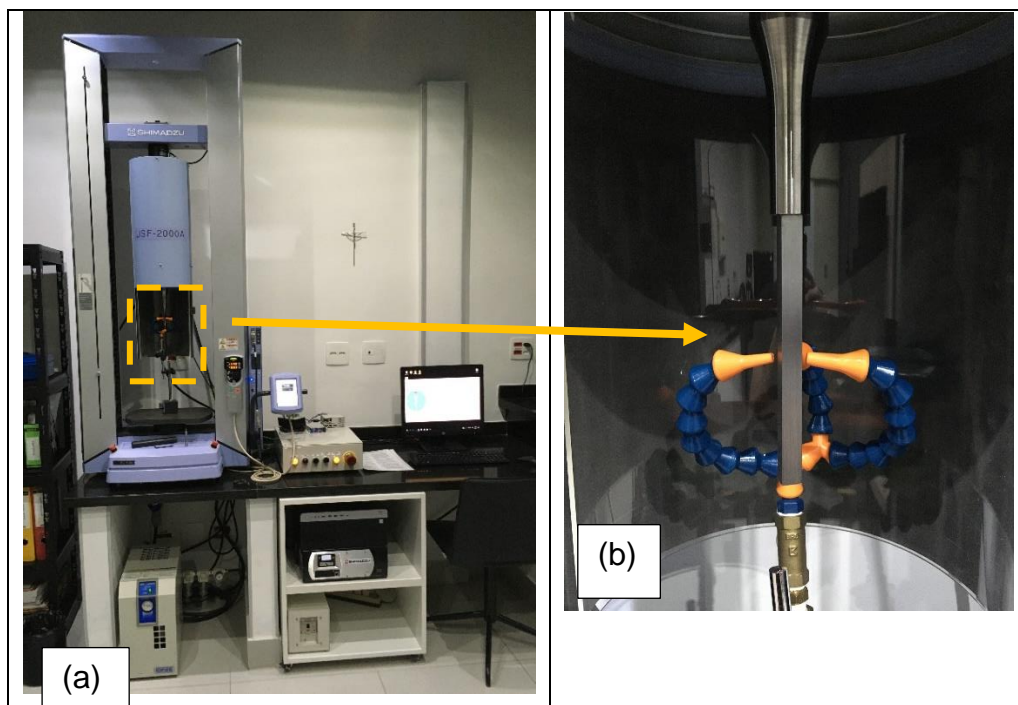


Figura 24 – (a) Layout da máquina ultrassônica de fadiga SHIMADZU USF-2000A, (b) Sistema de refrigeração do corpo de prova, feito por compressor de ar com corpo de prova de seção transversal quadrada.

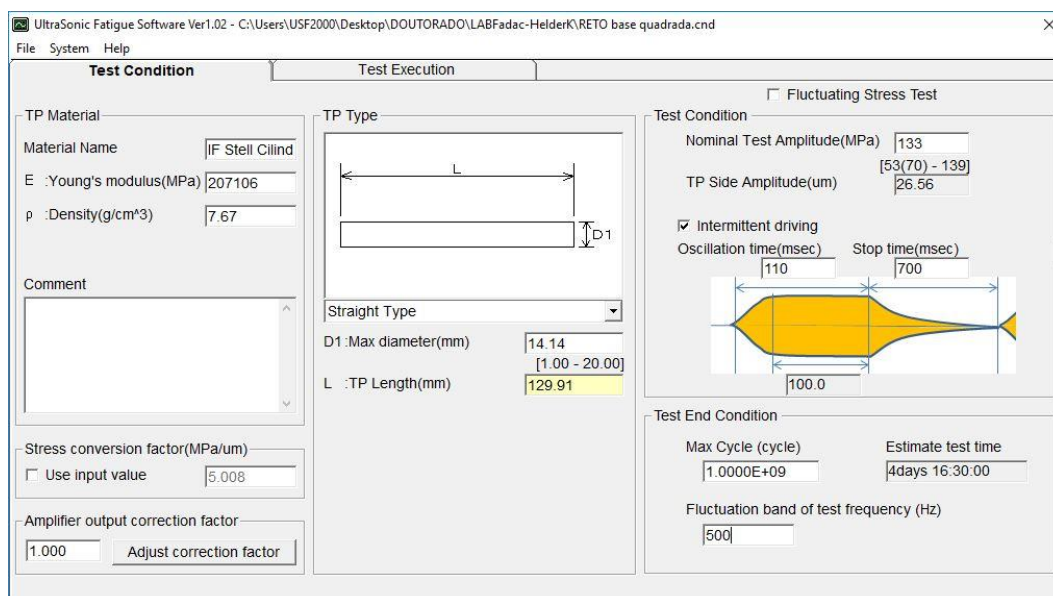


Figura 25 - Setup dos ensaios do corpo de prova de seção quadrada.

Para avaliação do mecanismo de iniciação da fadiga no aço IF foi preparada uma face do corpo de prova de seção transversal quadrada. A etapa de lixamento foi efetuada na máquina planar semiautomática Struers modelo DP-10. No processo de lixamento foi aplicada sequencialmente as lixas: P 220, P320, P400, P600,

P1200, P3000, P5000. A cada etapa da lixa o corpo de prova foi lavado e utilizado álcool. Os corpos-de-prova foram polidos com a mesma máquina, entretanto com almofadas de polimento e pasta de polimento abrasiva de 9 μm , 6 μm , 3 μm e 1 μm . A cada passe de polimento o corpo de prova era submetido ao banho ultrassônico em água destilada para retirar os resíduos da pasta de polimento da etapa anterior. A taxa de rotação da superfície de polimento não ultrapassou 300 RPM, acima desta taxa causa queima da superfície, dificultando o ataque e a análise do corpo de prova. Após o polimento foram submetidos ao ataque com Nital 2% (98% etanol e 2% ácido nítrico) (WALKER e TARN, 1991).

A região de monitoramento escolhida foi a região média do corpo de prova de seção transversal quadrada, ou seja, no local onde o fluxo de ar incidiu para resfriar na Figura 24 (b), devido ser o local onde incide a tensão máxima, conforme indicado na Figura 10. Tendo isto como base, este monitoramento é efetuado com intervalos de ciclos predeterminados. A análise tem como objetivo investigar o comportamento e os micro mecanismos de deformação envolvidos até a nucleação de trinca, com auxílio dos microscópios óptico (MO) e eletrônico de varredura (MEV).

Recapitulando, corpos de prova que atingiram $1\text{E}9$ ciclos foram classificados como runout. Este valor foi pré-estabelecido devido às limitações de operação na máquina quanto ao tempo necessário de ensaio.

4.2.6

Metalografia e Fractografias

Análises fractográficas foram efetuadas nas superfícies de fratura dos corpos de prova ampulhetas, a fim de identificar os sítios de nucleação de trinca e a região de propagação. Embora seja usual fazer a análise da discordância no MET, optou-se em não se fazer isto, assim desenvolveu o corpo de prova de seção transversal quadrada. A fim de estudar os mecanismos envolvidos na etapa de crescimento da quantidade de PSB e o crescimento de trinca com auxílio do MO e MEV.

5 Resultados e Discussão

5.1

Análise das amostras fraturadas dos ensaios de tração

Após os testes no ensaio de tração foram analisadas as superfícies de fratura com a finalidade de identificar os mecanismos envolvidos. Nas Figuras 26 -29 encontram-se quatro fractografias obtidas no MEV. Observa-se que a morfologia de fratura no ensaio de tração do aço IF ocorre uma intensa plastificação ao redor da fratura final devido à alta ductilidade do material. A fratura final é caracterizada pelo crescimento de vazios e, em alguns casos, coalescimento com outros vazios. Fenômenos estes que também foram vistos em trabalhos publicados por Sinha (SINHA e ET.AL., 2020).

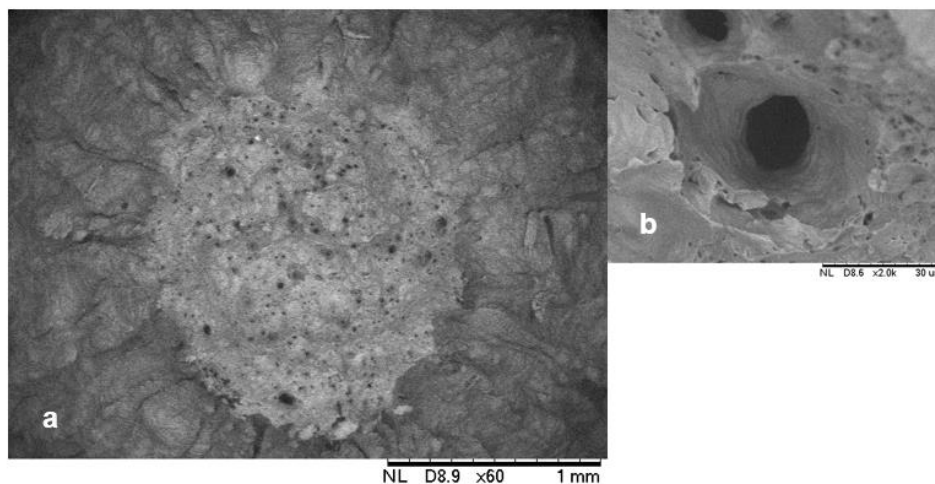


Figura 26 - Fractografias do ensaio de tração do CPT1: (a) visão total do corpo de prova, (b) visão ampliada da morfologia tipo alvéolos.

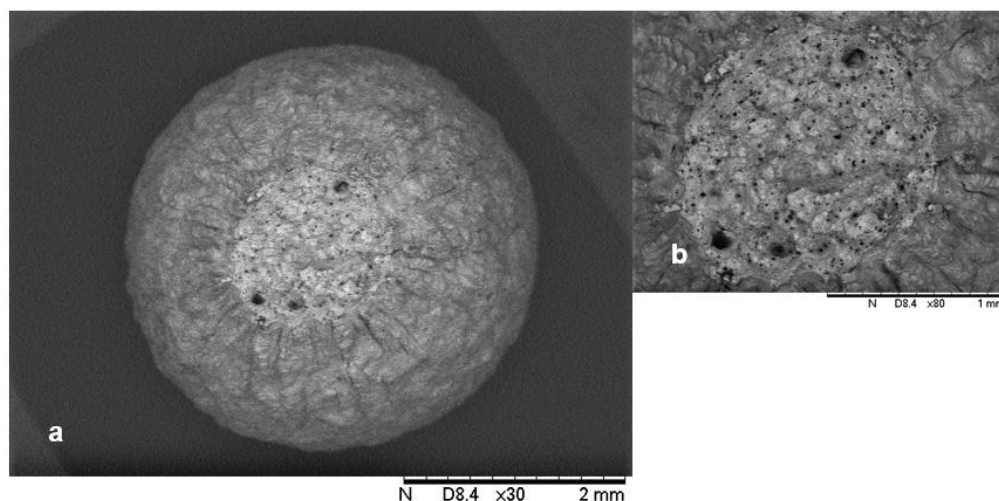


Figura 27 - Fractografias do ensaio de tração do CPT2, (a) visão total do corpo de prova, (b) visão da região de fratura do corpo de prova.

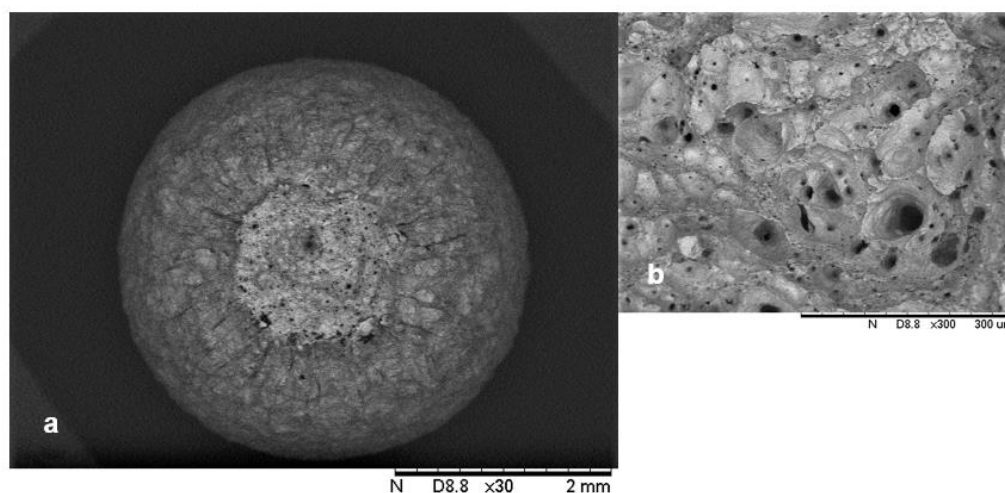


Figura 28 -Fractografia do ensaio de tração do corpo de prova 3, (a) visão total do corpo de prova, (b) visão da região de fratura do corpo de prova.

Kudora mostra em seus experimentos que o aço IF tem grande capacidade em sofrer deformações plásticas em diferentes níveis de taxa de carregamento. Por outro lado, a ductilidade do dos corpos de prova de aço IF é comprometida quando aplicado altas taxas de carregamento, devido a formação precoce do empescoamento (necking). Kudora sugere em seus estudos um reduzido expoente de encruamento e densidade de discordâncias nestas condições abruptas (KURODA e ET.AL., 2005). Contudo teste de carregamentos compreensivos do aço IF desenvolvidos por Sarathi ocorre um retardamento da nucleação e crescimentos destes vazios (SARATHI e ET.AL., 2014).

Alguns fenômenos fractográficos foram identificados e podem ser observados na Figura 29.

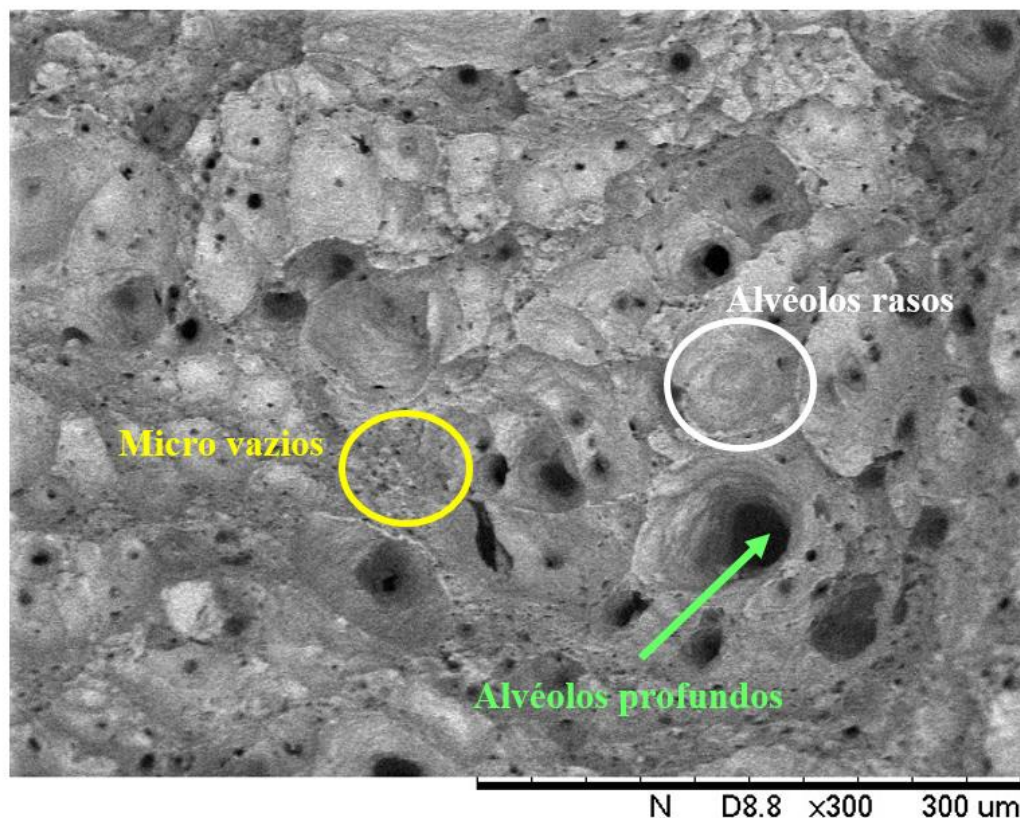


Figura 29 – Aspectos da superfície de fratura nos ensaios de tração.

Aspectos morfológicos encontrados e identificados na Figura 29 foram também encontrados em pesquisa de Sinha (SINHA e ET.AL., 2020). Comprovando que há uma concordância dos resultados experimentais obtidos para a identificação da superfície de fraturada (LIU e ET.AL., 2020).

5.2

Tipos de inclusões no aço IF

Com o objetivo de descobrir a presença de precipitados, foram realizados alguns experimentos com ataques em amostra com soluções preparadas seguido de análise no MEV. Características como morfologia e composição química foram

avaliadas. O método utilizado foi ataque da amostra como solução NaCl 0,1 M. Este ataque induz um pit de corrosão na superfície do material com compostos aos quais a solução é mais reativa. Chen comprovou em seus ensaios que o mecanismo de corrosão por pit no aço IF ocorre por meio de inclusões de nitreto de titânio (CHEN e ET.AL., 2021). Este tipo de corrosão é denominado, como região de anel de corrosão (ring like corroded region- RCR). A amostra de aço IF foi atacada com solução de NaCl 0,1 M com por 18 minutos. Na Figura 30 é possível visualizar as regiões que teve a formação do RCR, locais aos quais estão presentes as inclusões de nitreto de titânio (TiN), cujo os tamanhos de inclusão são entorno de 5 micrometros.

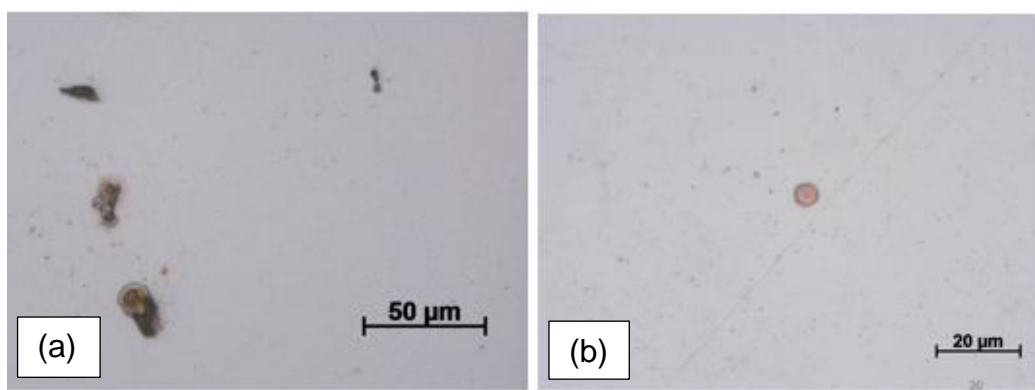


Figura 30 – Amostra do aço IF após Ataque com solução de NaCl 0,1 M intervalo de tempo 18 minutos.

5.3

Morfologia de superfície de fadiga

A Figura 31 são apresenta as fractografias dos corpos de prova entalhados CPE4, CPE5, CPE6 e CPE7 respectivamente. Nota-se diferentes colorações nas fractografias dos corpos de prova entalhados, a cor azulada e marrom foi feita de forma intencional com o tratamento térmico de oxidação a fim de delimitar o fim da propagação por fadiga e o início da deformação plástica progressiva até a ruptura total do corpo de prova. Na Tabela 8 indica a vida fadiga de corpos de prova entalhados.

Tabela 8 - Corpos de prova entalhados ensaiados

% LRM	N_f (ciclos)
45%	5,1E6
45%	2,38E6
45%	1,85E6
45%	1,65E6
45%	1,56E6

Conforme pode ser observado na Figura 31 a região circunscrita pela linha azul corresponde a área transversal do corpo de prova entalhado (área 1), enquanto a região circunscrita pela linha vermelha representa a área intacta após ensaio de fadiga (área 2), isto é, rompida no ensaio de tração. A diferença entre as áreas corresponde a região fadigada do corpo de prova durante o ensaio.

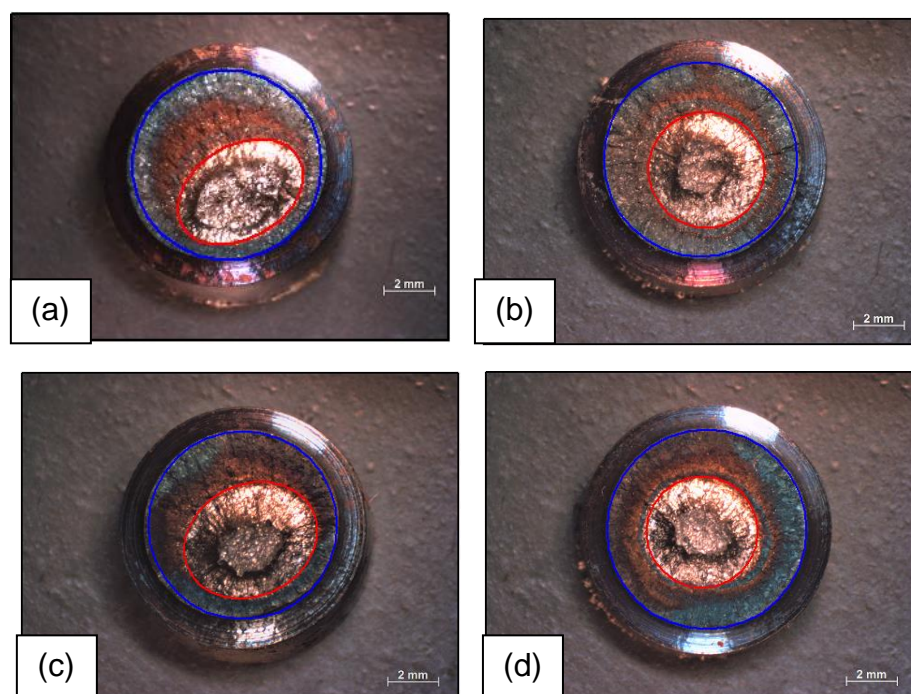


Figura 31 - Fractografias dos corpos de prova entalhados com identificação das regiões dos CPE4(a), CPE5(b), CPE6(c) e CPE7(d).

Foram quantificados a porcentagem de área fadiga nas amostras da Figura 31, sendo de 65,85% do CPE4, 64,51%, CPE5, 56,56% CPE6 e 69,06% CPE7. Logo, tendo uma média de área fraturada no ensaio de fadiga de 63,72%. Então podemos concluir que o valor em porcentagem da seção transversal danificada a qual a máquina ultrassônica identifica é de 64%.

Imagens do MEV apresentam a morfologia da superfície de fratura do corpo de prova entalhado CPE1 (Figura 32 e 33).

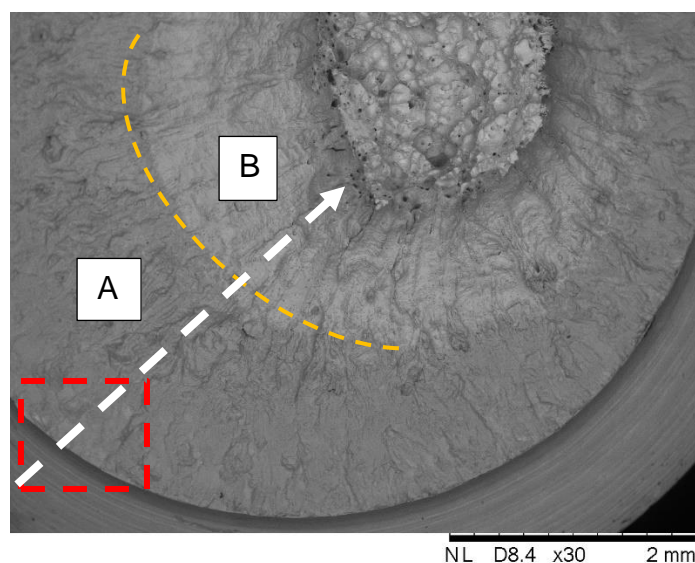


Figura 32 - MEV da fractografia do CPE1 entalhado.

A linha tracejada amarela na Figura 32 representa fronteira entre a região que sofreu fadiga (Região A) e a região onde o mecanismo de deformação plástica foi ativado (Região B) até a fratura final no sentido da seta branca que representa a propagação radial de trinca.

A Figura 33 é a ampliação da região tracejada em vermelho da Figura 32. Por meio desta ampliação é possível identificar a presença de PSB's no sentido da propagação de trinca. O surgimento dos PSB's durante a propagação de trinca é condizente com os trabalhos publicados por Majumdar (MAJUMDAR, BHATTACHARJEE e RAY, 2008) (MAJUMDAR, BHATTACHARJEE e RAY, 2010) (MAJUMDAR, BHATTACHARJEE e RAY, 2011).

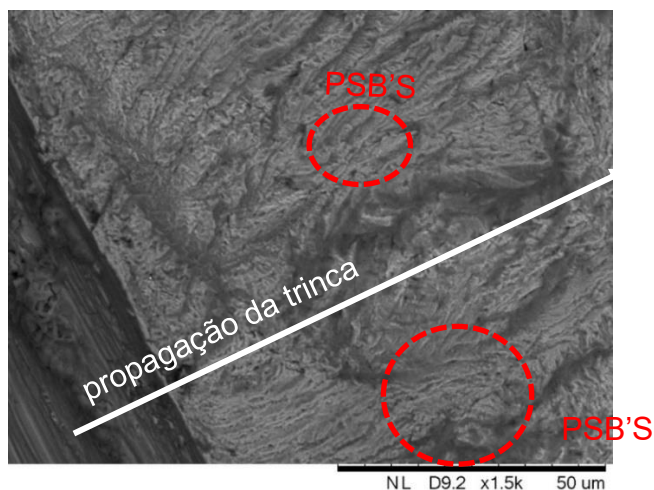


Figura 33 – Fractografia do corpo de prova CPE3 com 1500x via MEV.

5.4

Ensaio do aço IF em VHCF

Dos 27 ensaios de fadiga de altíssimo ciclo, foram validados 23 ensaios dentre corpos de prova que falharam e que foram classificados como Runout. A Tabela 9 apresenta as tensões e números de ciclos para cada ensaio do corpo de prova ampulheta.

Tabela 9 – Dados dos corpos de prova ensaiados

CP	% LRM	Tensão (MPa)	N
CPH12	45	123	2,61E9
CPH13	45	123	1,16E9
CPH14	45	123	1,12E9
CPH15	45	123	1,22E9
CPH16	45	123	1,15E9
CPH24	46	125	1,06E9
CPH25	46	125	1,18E9
CPH26	47	128	1,27E9
CPH29	47	128	1,13E9
CPH27	47	128	1,12E9
CPH28	47	128	1,07E9
CPH30	47	128	1,35E9

CPH18	48	131	4,70E8
CPH20	48	131	3,39E8
CPH32	49	134	2,11E8
CPH33	49	134	1,20E8
CPH3	50	136	2,11E7
CPH4	50	136	9,27E7
CPH5	50	136	5,62E7
CPH6	50	136	1,65E7
CPH17	50	136	7,29E7
CPH34	52	142	2,09E7
CPH35	53	144	1,87E6

A Figura 34 apresenta a curva S-N construída a partir dos dados experimentais da Tabela 9.

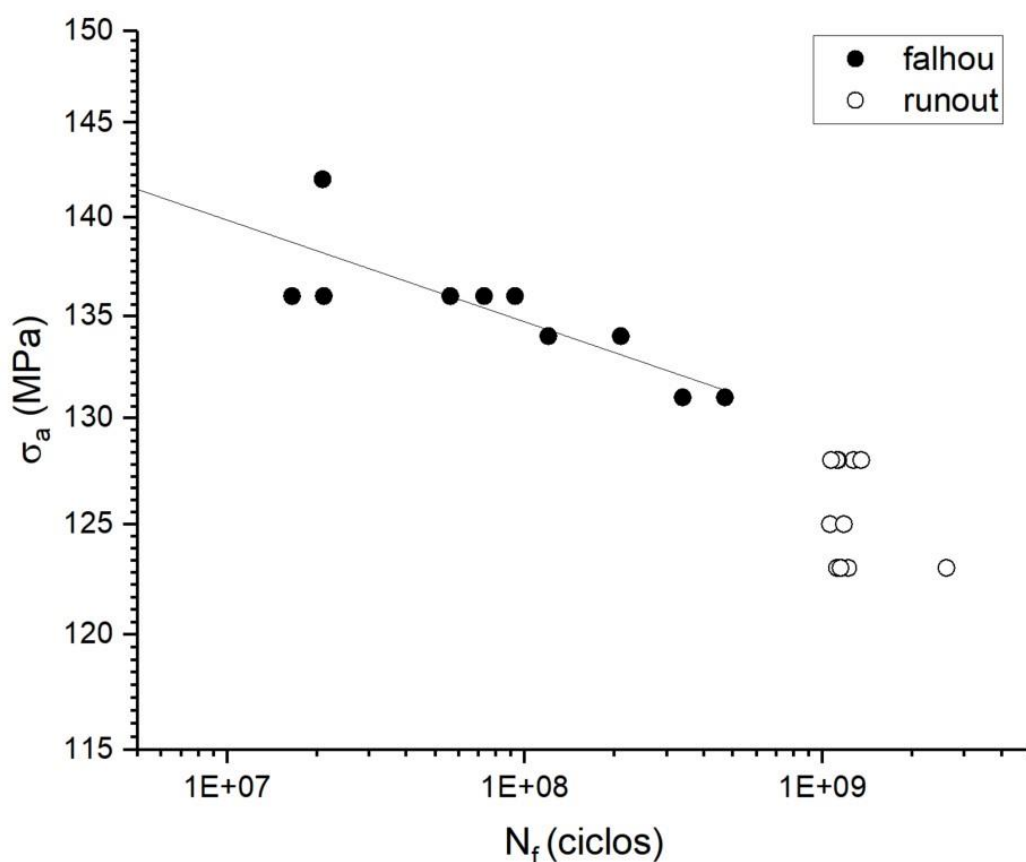


Figura 34 - Curva S – N do aço IF

Com dados experimentais foi obtida a Equação 19, com base nos conhecimentos de Basquin, que relaciona o número de ciclos para falha em relação a tensão aplicada (DOWNLING, 2012) (SURESH, 2004).

$$\sigma_a = 182,1(N_f)^{-0,01637} \quad (19)$$

A Tabela 10 apresenta os números de ciclos para falha calculadas, por meio da Equação 19.

Tabela 10 – Tabela com N_f calculados a partir da Equação 19

σ_a (MPa)	N_f (ciclos calculados)	N_f (experimental)
123	2,567E10	(RUNOUT)
125	9,586E9	(RUNOUT)
128	2,251E9	(RUNOUT)
131	5,468E8	4,70E8
134	1,371E8	1,65E8
136	5,547E7	4,42E7
142	3,969E6	2,09E7
144	1,689E6	1,87E6

Usando a Equação 19, o número de ciclos para a falha para o intervalo de amplitude de tensões de 131 – 136 MPa está de acordo com os dados experimentais da Tabela 9.

Entretanto para o intervalo de tensão 123 – 128 MPa não é possível obter uma conclusão se o corpo de prova vai fraturar em número de ciclos tão elevados, a exemplo da estimativa de 2,5E10 ciclos para falha na tensão de 123 MPa. Por outro lado, nas tensões de 142-144 MPa os valores de número de ciclos para falha são subestimados, conforme confrontados os dados calculados com os dados experimentais. Logo, o intervalo de amplitude de tensão confiável de trabalhar é entre 131 – 136 MPa. E coeficiente de determinação obtido da equação 19 é de 0,8091, atendendo de forma satisfatória a previsão dos valores estimados.

A Figura 35(a) mostra as fractografias ensaios de fadiga com amplitude de tensão de 48 % LRM. O ponto de iniciação de trinca é representado na Figura 35(b), o qual é uma ampliação da região tracejada na Figura 35(a).

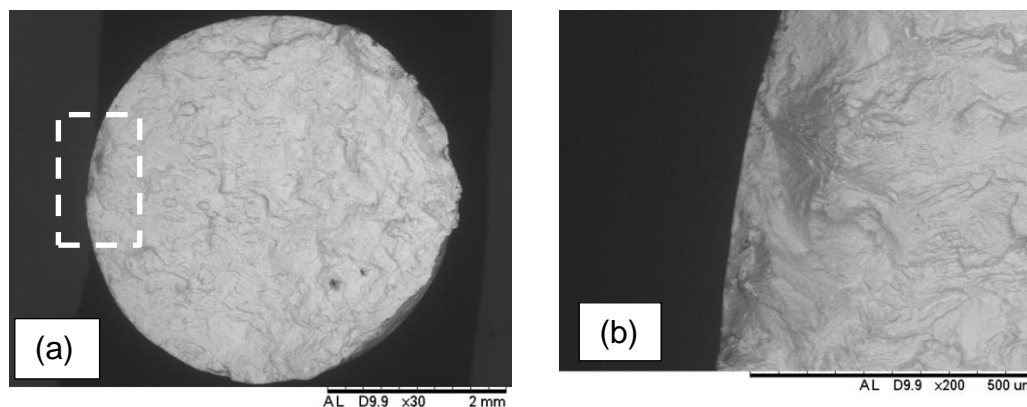


Figura 35 - Fractografia do corpo de prova ampulheta carregado com amplitude de tensão 48% LRM com 3,3E8 ciclos com MEV.

Nas Figura 36 (a) e (b) são observadas as fractografias dos corpos de prova que foram carregados com amplitudes de tensão equivalente a 50 e 53 % LRM, respectivamente. Observa-se que quanto maior a amplitude de tensão aplicada, menor é a propagação de trinca na seção transversal do corpo de prova. A morfologia da superfície fractográfica com o carregamento equivalente a 53% LRM (Figura 36 (b)), são apresentadas estruturas fractográficas diferentes no final da propagação de trinca. Portanto, foi efetuado um estudo na região tracejada na Figura 36 (b).

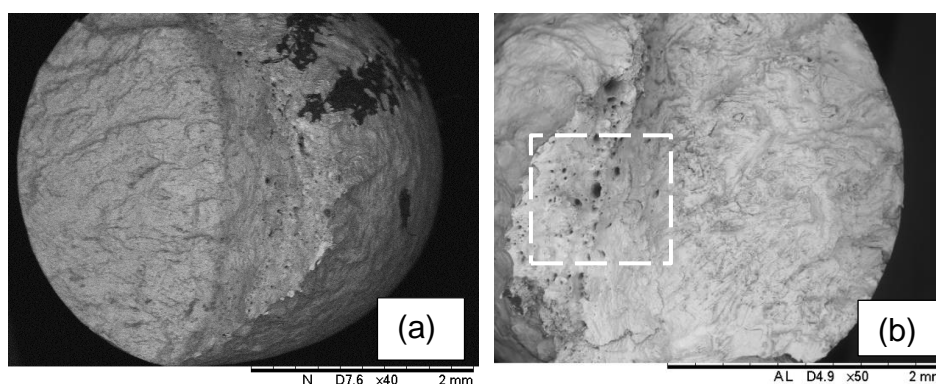


Figura 36 - Superfície de fadiga com carregamento de 50 e 53% LRM.

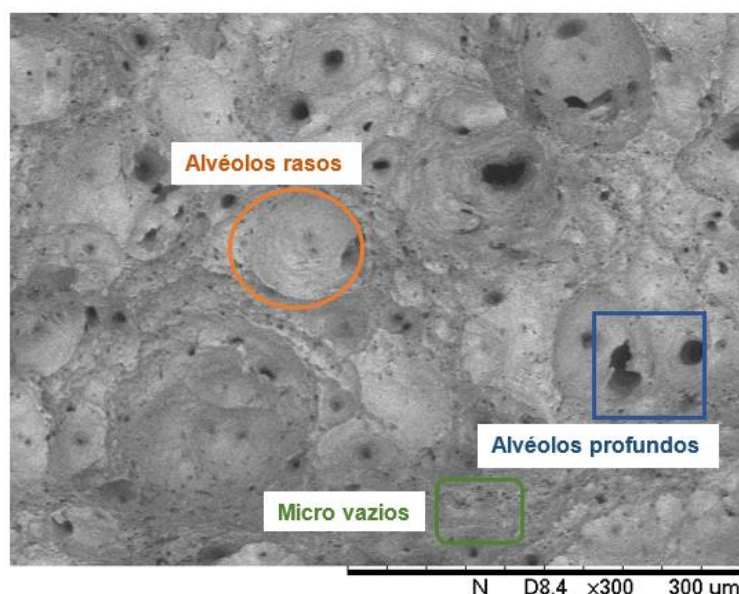


Figura 37 – Caracterização da propagação final (ampliação Figura 36 (b)).

A Figura 37 mostra características morfológicas típicas que são encontradas em ensaio de tração, como alvéolos rasos, alvéolos profundos e micro vazios. Esses tipos morfológicos aconteceram em regiões que não houve fadiga (SINHA e ET.AL., 2020). Logo a para amplitudes elevadas a propagação de trinca é abreviada, enquanto para amplitudes em torno de 48% LRM a propagação percorrer praticamente toda seção transversal do corpo de prova.

Por meio de imagens obtidas pelo MEV não foi identificada a interferência ou anomalia da propagação de trinca, a qual o interstício localizado desempenha-se um papel relevante, conforme observado na Figura 38(b).

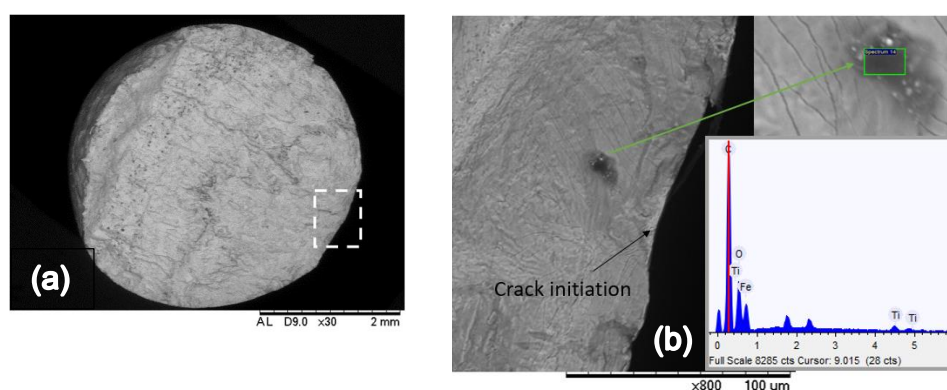


Figura 38 - Superfície de fratura do CPH18 (a) visão completa superfície da fratura (b) ampliação da região tracejada em branco.

A ampliação da região tracejada na Figura 38(a) revela uma inclusão do tipo Ti-C (titânio-carbono) identificado através do EDS. Isto permite algumas conclusões: a inclusão do tipo Ti-C não participa nem no mecanismo de nucleação e nem de propagação de trinca. Esta inclusão tem tamanho aproximado de 20 micrometro. Deste modo, os interstícios presentes não representam um papel significativo no que rege os mecanismos de falha do material (GUNTHER e ET.AL., 2017) (JIA e ET.AL, 2016).

Nota-se que todos os corpos de prova ampulheta que fraturaram tiveram a nucleação da trinca na superfície. A princípio tentou-se analisar a superfície do corpo de prova ampulheta durante a progressão do número de ciclos até a falha com auxílio do microscópio ótico. Entretanto sem sucesso nas análises, devido a geometria curva do corpo de prova. Assim é proposto uma nova geometria, a fim de tornar possível o acompanhamento do dano na superfície no regime VHCF.

5.5

Análise da superfície do corpo de prova de seção transversal quadrada sob regime de VHCF

A exemplo do processo de extração dos dados, se tem o processo de análise digital por imagem na Figura 39. A Figura 39 (1) a imagem é ajustada para 8 bits em seguida utiliza-se a ferramenta *Advance Weka Segmetation*, a qual é capaz de distinguir regiões com diferentes níveis de texturas. Obtendo então as regiões onde ocorreu a formação de PSB's na superfície (cor vermelha) na Figura 39 (2). A Figura 39(3) é um filtro destacando apenas as regiões de PSBs e a tabela na Figura 39 (4) indica a quantidade de PSB's na forma de porcentagem da imagem tratada digitalmente.

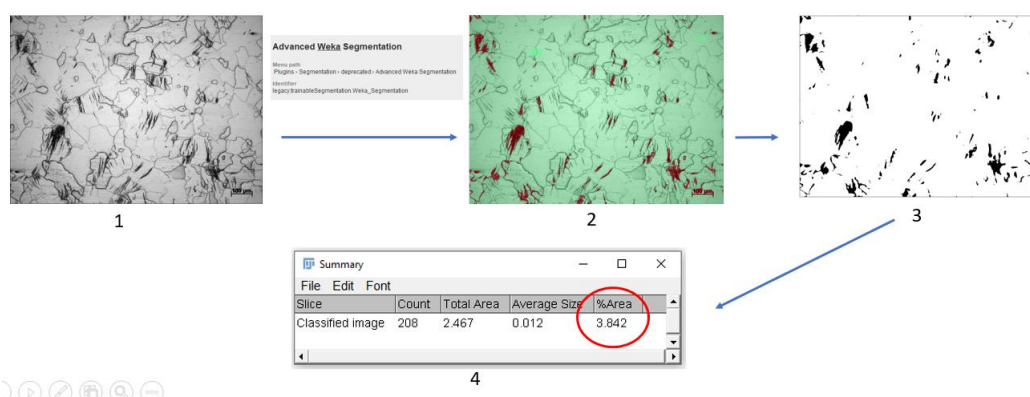


Figura 39 – Obtenção da % PSB's por meio do tratamento de imagem.

A metalografia do CPS1 é apresentada nas Figuras 40 (a) e (b) na região central do corpo de prova, conforme especificado na Figura 23, com 0 e 3,72E8 ciclos respectivamente, com uma amplitude de tensão de 82 MPa. Observa-se que não ocorreu nenhuma mudança microestrutural.

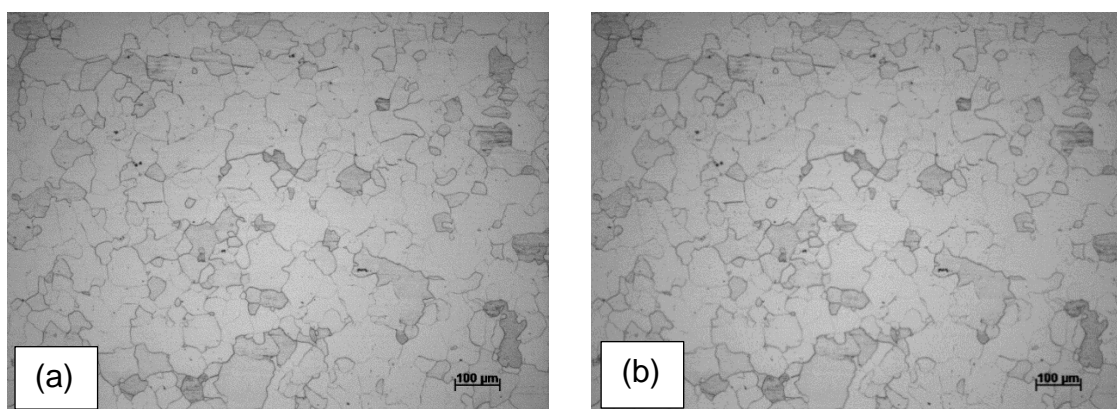


Figura 40 - (a) Estrutura da matriz ferrítica. do CPS1 na região central em 0 ciclos: e (b) com 30% LRM após 3,72E8 ciclos.

Porém, na verificação de 1,42E9 ciclos (Figura 41(a)), pequenas alterações na superfície de fratura observada. Estruturas PSB's começaram a desenvolver no interior do grão em pequenas proporções, de acordo com a Figura 41(b).

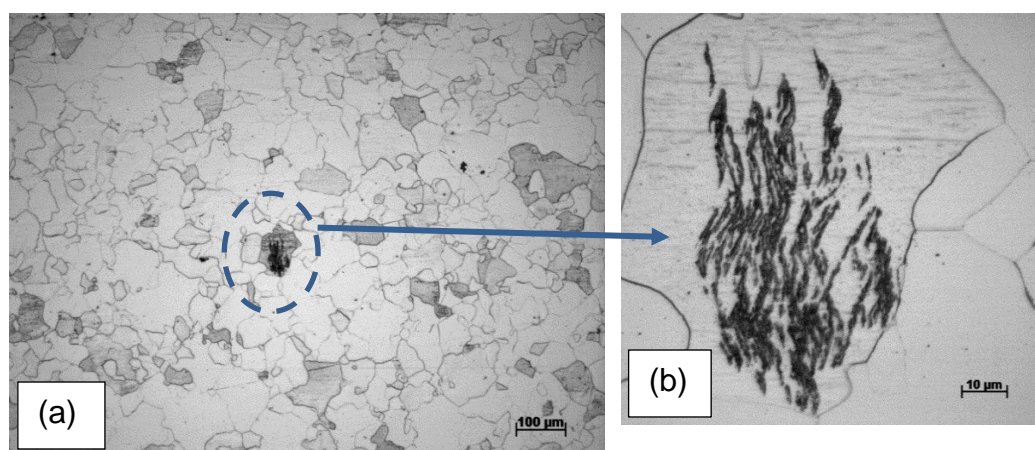


Figura 41 – (a) Região a qual foi localizado o PSB na matriz de ferrítica do corpo de prova de seção transversal quadrada na central após 5,34E8 ciclos: e (b) ampliação do PSB.

O teste e monitoramento prosseguiu no CPS1 até atingir $1E9$ ciclos e sendo classificado como runout. Foram realizadas novas imagens na região central do CPS1, entretanto não foi identificado o desenvolvimento do PSB da Figura 41(b) e nenhum surgimento de outros sítios. Uma das hipóteses foi que, houve dano microestrutural, contudo não o suficiente para a fraturar o corpo de prova.

No CPS2 foi realizado ensaio com amplitude de tensão de 131 MPa e efetuado o monitoramento da microestrutura na região central do CPS2, conforme indicado na Figura 23. A cada $1E7$ ciclos o ensaio foi interrompido e levado no microscópio para o acompanhamento da evolução do dano na superfície.

A região da área central do CPS2 está apresentada na Figura 42 preparada para o início do ensaio. No caso, a coloração verde indica que não há nenhum dano na superfície enquanto a coloração vermelha indica o aparecimento dos PSB's. Lembrando que as imagens apresentas na discussão foram selecionadas e tratadas pelo programa digital de imagem (FIJI).

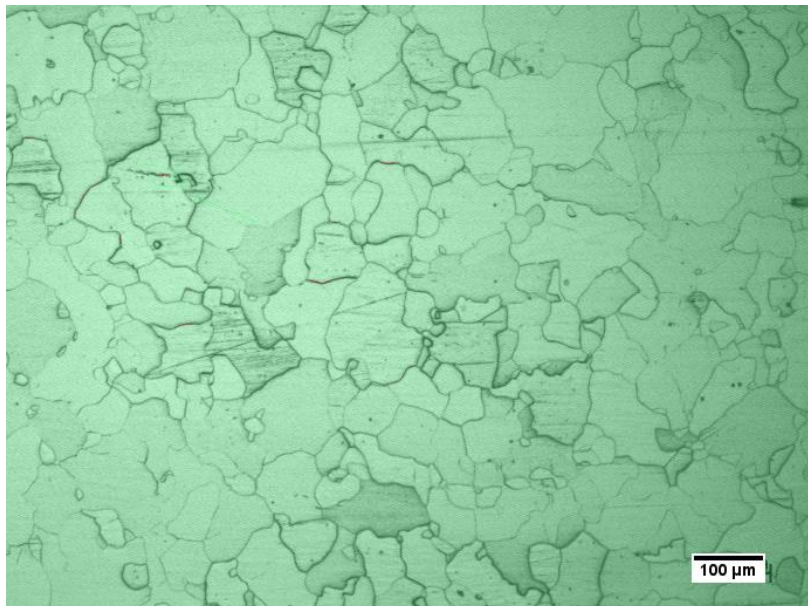


Figura 42 – (a) Micrografia da região central preparada com 0 ciclos.

As imagens representadas na Figura 43 a evolução dos PSB's da mesma área da Figura 42, conforme observado após $8,1E7$, $9,1E7$, $1,1E8$ e $1,2E8$ ciclos.

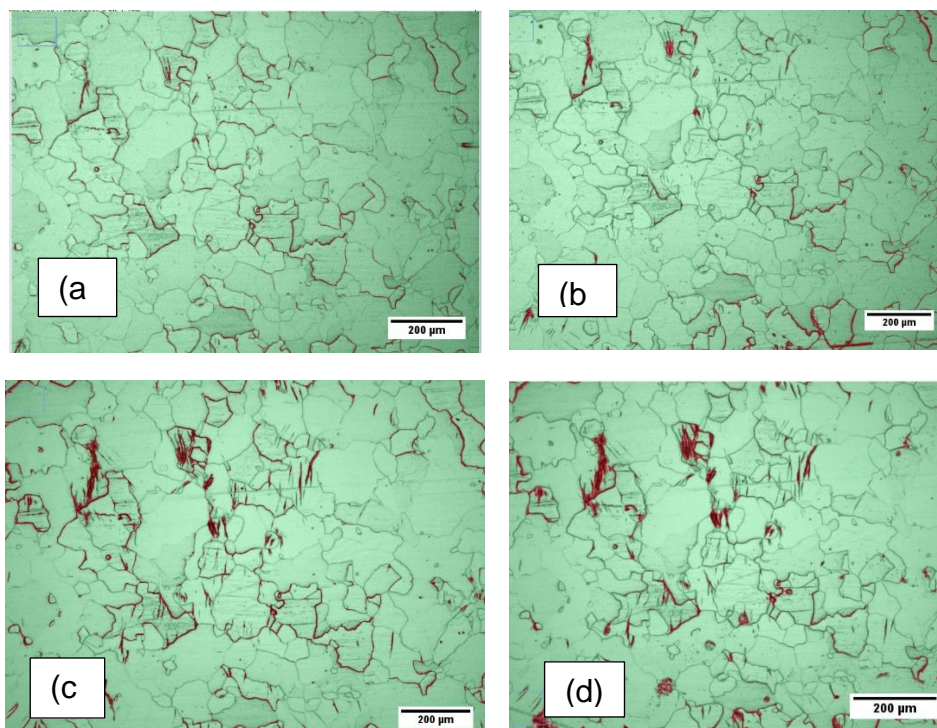


Figura 43 Micrografias da mesma região representada na Figura 42, após (a) 8,1E7 ciclos, (b) 9,1E7 ciclos, (c) 1,1E8 ciclos e (d) 1,2E8 ciclos.

De posse dos dados experimentais extraídos das Figuras 43 (a – d), foi possível estabelecer uma relação de crescimento dos PSB's em função do número de ciclos, conforme a Tabela 11. Nesta tabela ρ significa a quantidade percentual de PSB's

Tabela 11 – Densidade de PSB's para diferentes números de ciclos.

N	ρ (%)
8,14E7	2,41
9,23E7	3,27
1,12E8	3,51
1,23E8	4,06

A partir dos dados da Tabela 11 foi proposto a curva %PSB's *versus* número ciclos (Figura 44) com um coeficiente de determinação acima de 0,97. Extrapolando a curva para $\rho = 0$, N assume o valor de 1,126E7 ciclos, que representa um valor limiar de número de ciclos N_{th} para formação de PSB's.

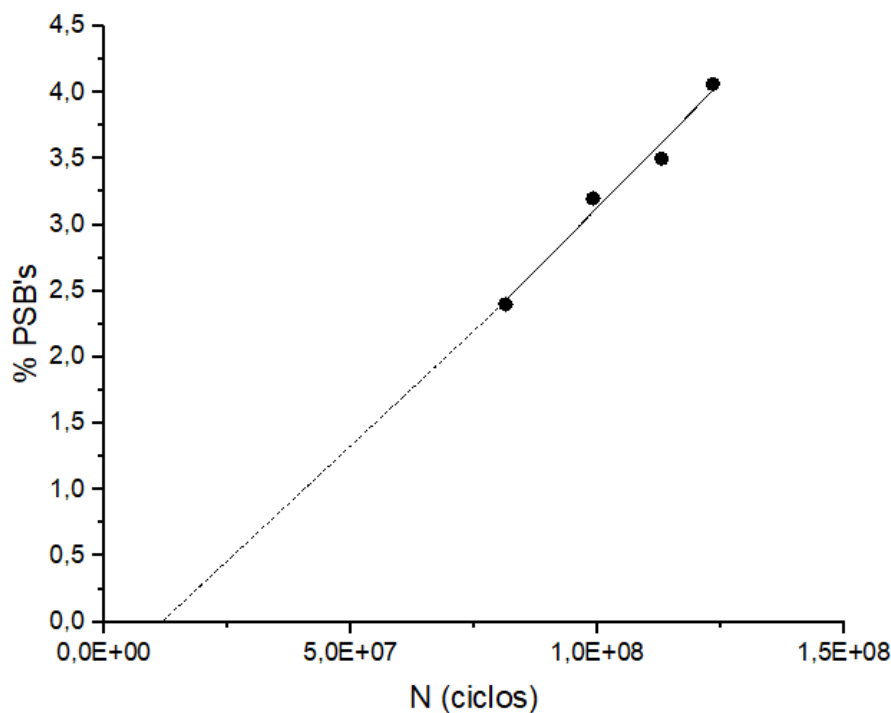


Figura 44 – Curva % PSB's vs número de ciclos.

Com base na da Figura 44, ρ pode ser expresso quantitativamente em função de N pela Equação 20.

$$\rho = 4 \times 10^{-8} N - 0,4507 \quad (20)$$

Adotando a mesma amplitude de tensão no CPS2, este permaneceu submetido a carregamento de esforços trativos e compressivos na região central para acompanhar uma provável nucleação de trinca. Se observou uma pequena trinca de comprimento 1,152 em 1,239E8 ciclos (N_1). Houve o monitoramento da propagação de trinca até um número total de ciclos igual a 1,251E8 ciclos (N_2). Portanto, a primeira forma de aproximação do número de ciclos para a nucleação de trinca (N_i) por fadiga no nível de tensão dado, pode ser estimando pela Equação 21.

$$N_i = N_1 + \frac{N_2 - N_1}{2} \quad (21)$$

Com os dados de N_1 e N_2 o valor de N_i calculado é $1,245E8$ ciclos. Novamente, deve-se enfatizar que esse número é apenas uma mera aproximação. Uma avaliação mais precisa de N_i pode ser obtida seguindo a propagação de trinca nucleada à medida que o corpo de prova continua a ser carregado ciclicamente.

A sequência das micrografias apresentadas na Figura 45 retrata a trinca em diferentes estágios de seu crescimento, a variação do comprimento da trinca e número de ciclos.

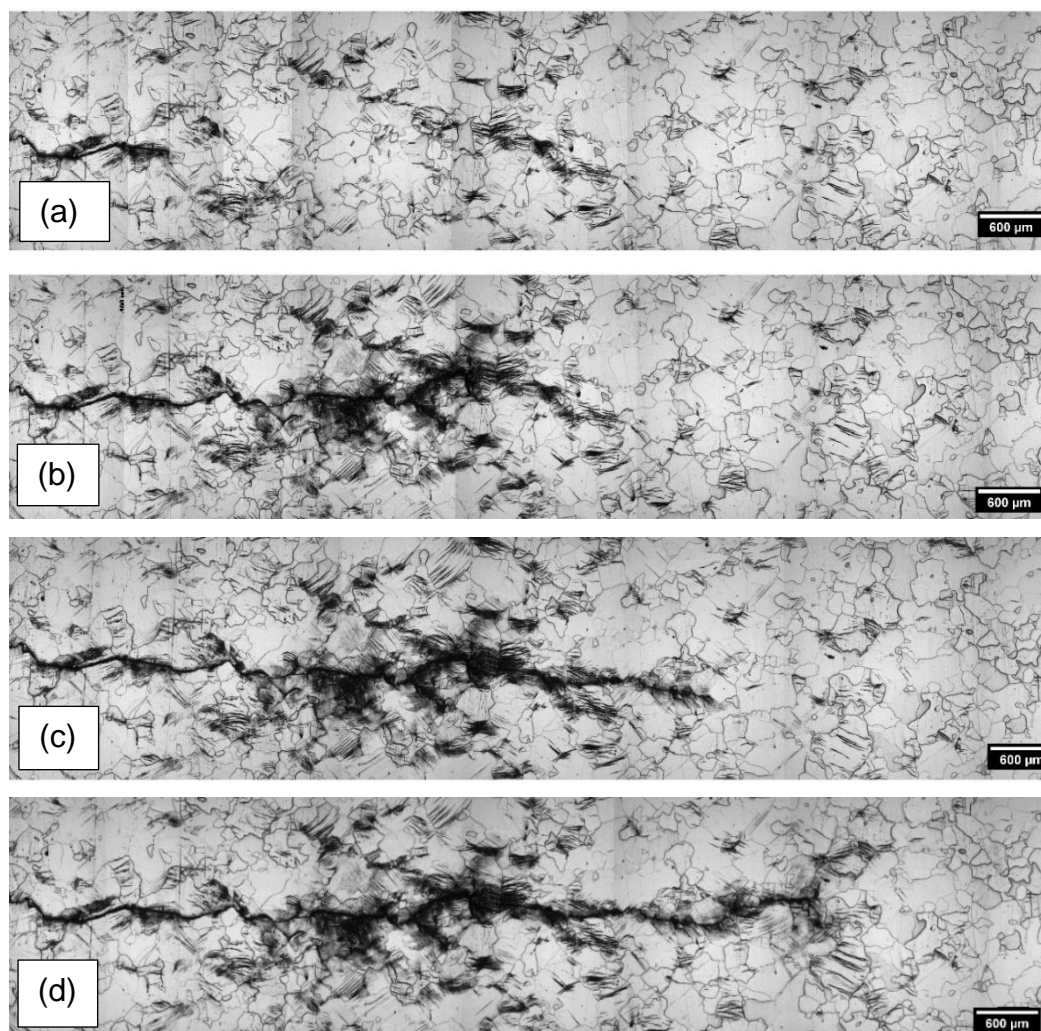


Figura 45 – Micrografia mostrando propagação de trinca após diferentes estágios de carregamento cíclico: (a) $1,251E8$ ciclos; (b) $1,252E8$ ciclos, (c) $1,26E8$ ciclos e (d) $1,268E8$ ciclos.

Logo após a propagação de trinca conforme observado na Figura 45, o CPS2 foi levado para o MEV e foi identificado a presença de PSB's logo no início da trinca (Figura 46).

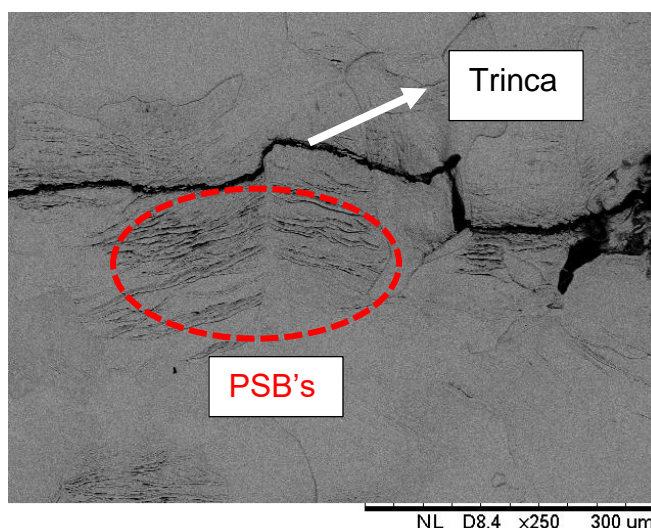


Figura 46 – Região do início da trinca, MEV.

A Tabela 12 representa os dados extraídos de forma simplificada da Figura 45, sobre o tamanho da trinca e o número de ciclos.

Tabela 12 – Crescimento da trinca em relação ao número de ciclos.

N (ciclos)	Tamanho da trinca (μm)
1,2512E8	1152,78
1,2522E8	3679,92
1,2667E8	5052,82
1,2681E8	5935,13

A Figura 47 é a curva da propagação de trinca em relação ao número de ciclos de carregamento.

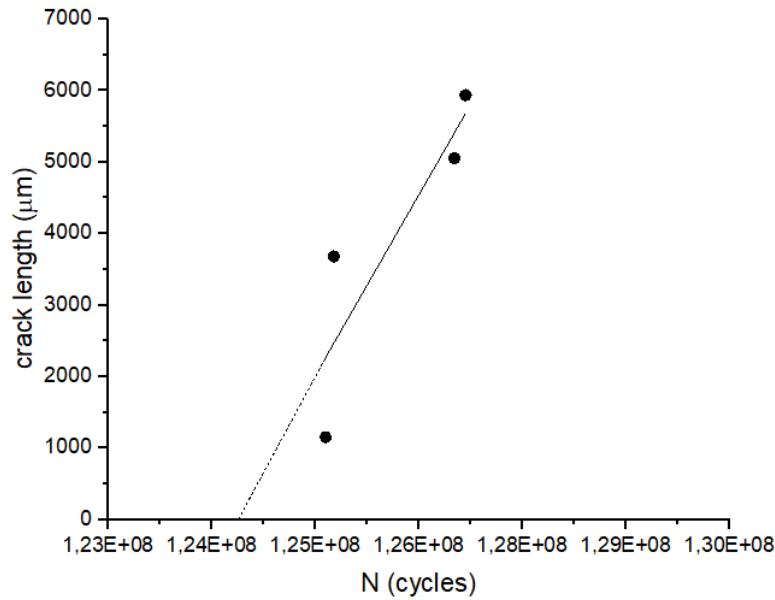


Figura 47 – Tamanho da trinca (a) versus número de ciclos N.

Mediante aos dados da Figura 47 foi proposto a elaboração da equação 22, que representa o tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N).

$$a = 0,00202 N - 2,50622 \times 10^5 \tag{22}$$

Onde a é expresso em μm .

O coeficiente de determinação (R^2), associado a Equação 22 está acima de 0,95.

Foi observado o fenômeno de saturação dos PSB's quando identificado a trinca e no momento da fratura final do corpo de prova de seção transversal quadrada, conforme documentado nas Figuras 48 e 49.

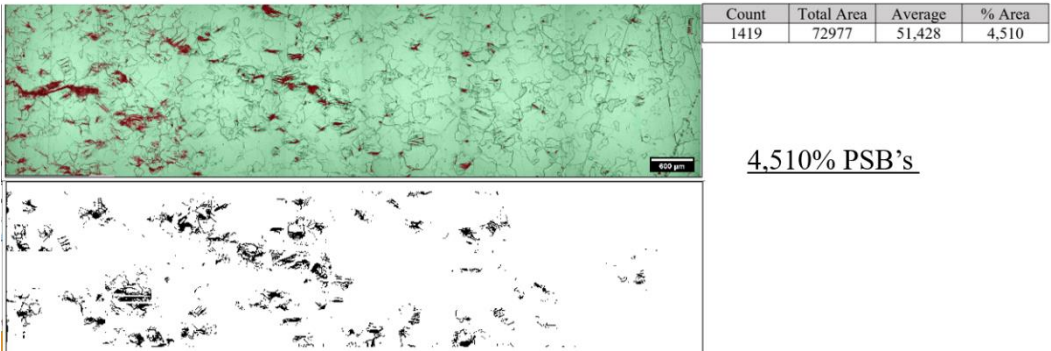
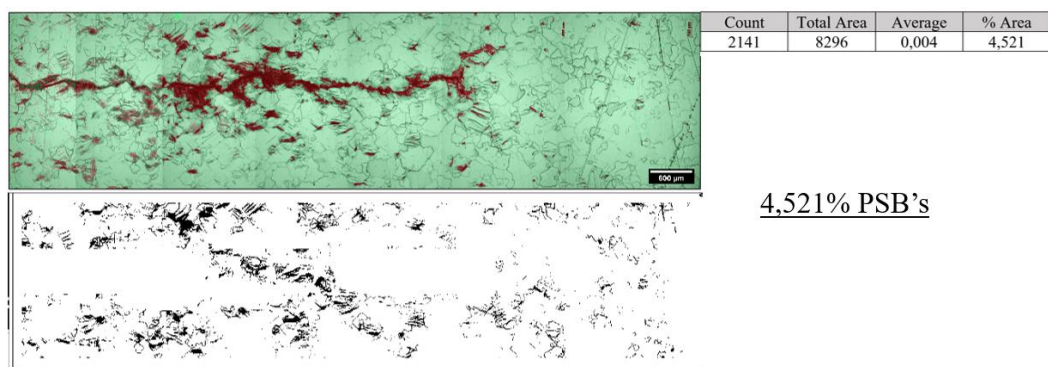


Figura 48 – Micrografia no momento da trinca 131 MPa e 1,251E8 ciclos.



4,521% PSB's

Figura 49 – Micrografia da fratura final, 131 MPa e 1,268E8 ciclos.

Conhecendo o número de ciclos correspondentes à nucleação de trinca N_i , pode-se obter uma estimativa para ρ , neste evento particular. Um valor de ρ de 4,52% é obtido substituindo 1,245E8 por N_i na Equação 20. Este número de ciclos refere-se à média dos dois valores de N_i calculados na Equação 21.

O número de ciclos até a falha do corpo de prova foi de 1,268E8 ciclos, e o número de ciclos calculado para nucleação da trinca 1,241E8 ciclos, obtido pela extrapolação de a para zero na Equação 22. Sendo assim corresponde a etapa de propagação da trinca 2,97% da vida em fadiga do corpo de prova.

São propostos 3 modos diferentes de calcular o número de ciclos para a nucleação da trinca de acordo com a Equação 20 – 22.

Tabela 13 – Tabela dos N_i e sua média.

Equação	N_i (ciclos)
20	1,2451E8
21	1,2407E8
22	1,2408E8
média	1,2422E8

Logo o número de ciclos médio para nuclear a trinca é entorno de 1,2422E8 ciclos. Representação da vida em fadiga nas condições de 131 MPa, sendo N_i de 1,242E8 ciclos e o número para o crescimento da trinca de 2,6E6 ciclos. Assim, temos que a vida fadiga do material, a nucleação representa 97% e o crescimento 3%.

A curva tensão-deformação cíclica de um material é muito influenciada pela deformação cíclica localizada nos PSB's. De acordo com o modelo de duas fases de Winter, a amplitude de deformação plástica de cisalhamento, γ_{pl} , pode ser relacionada com as amplitudes de deformação plástica local $\gamma_{pl,M}$ e $\gamma_{pl,PSB}$ na matriz e PSB's, respectivamente, pela Equação 23 (MUGHRABI, 1979).

$$\gamma_{pl} = f\gamma_{pl,PSB} + (1 - f)\gamma_{pl,M} \quad (23)$$

Na equação anterior, f é a fração de volume ocupada pelos PSB's. Deve-se notar que, para o aço IF em questão, $\gamma_{pl,PSB}$ é, tipicamente, de uma a duas ordens de grandeza maior que $\gamma_{pl,M}$ (MUGHRABI, 1979). Portanto, há um aumento apreciável em γ_{pl} . Para uma primeira aproximação, f pode ser substituído pela fração de área ρ , ocupada por PSB's na superfície da amostra e a expressão acima pode ser reescrita como a Equação 24.

$$\gamma_{pl} = \rho\gamma_{pl,PSB} + (1 - \rho)\gamma_{pl,M} \quad (24)$$

Para uma amplitude de tensão aplicada de bem abaixo da tensão de escoamento do material, $\gamma_{pl,M}$ corresponde a uma parcela elástica (WANG e ET.AL, 2012). Assim, por meio da Equação 17 e o conhecimento do módulo de cisalhamento do aço IF ($G = 82$ GPa), obtém-se um valor de $\gamma_{pl,M}$ de $7,9 \times 10^{-4}$ correspondente à amplitude de tensão aplicada de 131 MPa.

Como $\gamma_{pl,PSB}$ é uma a duas ordens de grandeza maior que $\gamma_{pl,M}$, pode-se supor que está em concordância com a Equação 16 (WANG e ET.AL, 2012).

Então, adotando a Equação 18, pode se concluir que $\gamma_{pl,PSB}$ é equivalente a $1,1 \times 10^{-2}$.

Substituindo os valores de $\gamma_{pl,M}$ e $\gamma_{pl,PSB}$ na equação (24), a amplitude de tensão de cisalhamento γ_{pl} pode ser expressa em termos de ρ como.

$$\gamma_{pl} = 1.1 \times 10^{-2} \rho + 7.9 \times 10^{-4} (1 - \rho) \quad (25)$$

Como o valor de ρ no início da trinca de fadiga é de cerca de 0,0452, a deformação plástica de cisalhamento γ_{pl} obtida da equação acima é equivalente a $1,2 \times 10^{-3}$.

6 Conclusão

- 1 – Para aços IF com amplitudes de tensão inferiores a 131 MPa é uma tensão recomendada para ter uma vida longa em fadiga.
- 2 – Em todos os casos a trinca iniciou na superfície no regime VHCF, as inclusões identificadas não desenvolveram um papel importante nos mecanismos de nucleação e crescimento de trinca.
- 3 – As equações desenvolvidas relacionando %PSB e a para estimar o número de ciclos na nucleação de trinca apresentaram resultados contundentes.
- 4 – A deformação necessária para ocorrer a nucleação da trinca é de $1,2 \times 10^{-3}$ para um valor de amplitude de tensão de 131 MPa.
- 5 – A %PSB necessária para a nucleação de trincas para uma amplitude de tensão de 131 MPa é de 4,5%.
- 6 – Parte da vida em fadiga referente à propagação de trincas, que precede a falha do corpo de prova, é limitada em 2,97%.
- 7 – A equação $S - N$ proposta funciona bem quando se pensa em tensões inferiores a 136 MPa.
- 8 – Amplitude de tensão de 82 MPa, apresentou formação de PSB's na superfície em $1,4E9$, porém insuficientes para nucleação de trinca.
- 9 – O limiar N_{th} para sua formação na amplitude de tensão aplicada de 131 MPa é estimado em $1,127E7$ ciclos.

7

Trabalhos futuros

1 – Investigar outras amplitudes de tensão no corpo de prova de seção quadrada com a finalidade de investigar se a ocorrência de quantidade de PSB's formados para a nucleação e crescimento da trinca são próximos de 4,5% encontrados quando utilizado 131 MPa

2 – Propor ensaios de fadiga com o alvo do runout em E10 ciclos, com intuito de avaliar se o corpo de prova falha de acordo com a equação (19).

3 – Levantamento da curva S – N com razão de carregamento diferente de – 1.

8

Referências bibliográficas

- ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics Fundamentals and Applications**. Florida: Taylor & Francis Group, 2011.
- ANTOINE, P.; VANDERPUTTE, S.; VOGT, B. J. Effect of microstructure on strain-hardening behaviour of a Ti-If steel grade. **ISIJ International**, v. 45, p. 399-404, 2005.
- BATHIAS, C. Piezoelectric fatigue testing machines and devices.. **International Journal of Fatigue** **28**, p. 1438–1445, 2006.
- BATHIAS, C; PARIS, P. **Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice**. New York: Marcel Dekker, 2005.
- BOYER, H. E. **Atlas of fatigue curves**. Ohio: ASM international, 1986.
- BRINGAS, J. E. **“Handbook of Comparative World Steel Standards”**. USA: ASTM DS67B, 2002.
- CASTRO, A. J. T. P.; MEGGIOLARO, M. **Fadiga - Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço**. [S.l.]: [S.n.], 2009. 494 p.
- CHEN, H.; ET.AL. Insight into TiN inclusion induced pit corrosion of interstitial free steel exposed to aerated NaCl solution. **Journal of Materials Research and Technology**, p. 13-24, 2021.
- CHEN, M. X.; ET.AL. A study of deformation-induced phosphorus grain boundary segregation in an interstitial free steel. **Materials Science and Engineering A** **545**, p. 86–90, 2012.
- DANIELOU, A.; ET.AL. Fatigue mechanisms in an interstitial free steel: analysis through the behaviour of UHP -alfa- iron doped with C and Mn.. **Materials Science and Engineering**, p. 550–554, 2001.
- DIAS, F.M. S.; FONSENCA, F. A. V. Textura e comportamento mecânico de aços IF estabilizados ao Ti e Nb-T. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, São Paulo, v. 9, p. 294-301, 2012.
- DOWNLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials: Enginnering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. [S.l.]: Pearson Education, 2012.

DUTTA, K.; RAY, K. Ratcheting strain in interstitial free steel. **Materials Science & Engineering A** , n. 575, p. 127–135, 2013.

E112-13, ASTM. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. [S.l.]: [s.n.], 2021.

E466-15, ASTM. **Standard Practice for conducting force controlled constant Amplitude Axial Fatigue test of metallic materials**. ASTM. Pennsylvania, p. 1-6. 2015.

E8M-04, ASTM. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. [S.l.]: [s.n.], 2003.

FRUEHAN, R. J. **The Making, Shaping and Treating of Steel: Steelmaking and Refining**. Pittsburgh: The AISE Steel Foundation, 1998.

GAO, G. *et al.* Effect of inclusion and microstructure on the very high cycle fatigue behaviors of high strength bainite/martensite multiphase steels. **Materials Science & Engineering A**, p. 404–414, 2019.

GHOSH, P.; ET.AL. Precipitation behavior and texture formation at different stage of processing in an interstitial free high strength steel. **Scripta Materialia**, v. 59, p. 276–278, 2008.

GHOSH, P.; RAY, K.; D.BHATTACHARJEE. Determination of the crystal structure of FeTiP-type precipitates in a few interstitial-free high-strength steels. **Scripta Materialia**, v. 57, p. 241–244, 2007.

GUNTHER, J.; ET.AL. Fatigue life of additively manufactured Ti–6Al–4V in the very high cycle fatigue regime. **International Journal of Fatigue** , v. 94, p. 236–245, 2017.

GUO, W.; ET.AL. Effects of Finish Rolling Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Ferritic-Rolled P-Added High Strength Interstitial-Free Steel. Sheets.. **Journal of iron and steel research, international**, p. 42-46, 2011.

JAWAD, D. H.; HOSSEINZADEH, A.; YAPICI, G. G. Effect of layer architecture on the mechanical behavior of accumulative roll bonded interstitial free steel/aluminum composites.. **Materials Science & Engineering A** 818, p. 1-9, 2021.

JIA, J.; ET.AL. Precipitation Behavior of FeTiP in Ti-added Interstitial Free High Strength Steels. **Journal of iron and steel research international**, p. 692-698, 2016.

KAZYMYROVYCH, V. **Very High Cycle Fatigue of High Performance**. [S.I.]. 2008.

KAZYMYROVYCH, Vitaliy. **Very high cycle fatigue of engineering materials**. [S.I.]. 2009.

KURODA, M.; ET.AL. Ductility of interstitial-free steel under high strain rate tension: Experiments and macroscopic modeling with a physically-based consideration.. **International Journal of Solids and Structure**, p. 4465-4483, 2005.

LI, D. Y.; ET.AL. The characteristics of granular-bright facet in hydrogen pre-charged and uncharged high strength steels in the very high cycle fatigue regime.. **Journal of Materials Science**, p. 831-841, 2010.

LI, D. Y.; ET.AL. On the formation mechanisms of fine granular area (FGA) on the fracture surface for high strength steels in the VHCF regime. **International Journal of Fatigue**, p. 402–410, 2016.

LINS, J. F. C.; SANDIM, H. R. Z.; VECCHIO, K. S. Aspectos microestruturais da falha de um aço IF deformado via compressão dinâmica a -196°C. **Metalurgia & Materiais**, Ouro Preto, p. 167-173, 2009.

LIU, H.; ET.AL. Distinguishing geometric and metallurgic hydrogen-embrittlement susceptibilities in pre-cracked structures made of interstitial-free steel under monotonic tension. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 108, p. 1-6, 2020.

MAJUMDAR, S.; BHATTACHARJEE, D.; RAY, K. On the micromechanism of Fatigue Damage in an Interstitial-Free Steel Sheet. **The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International**, v. 39A, p. 1676-1690, 2008.

MAJUMDAR, S.; BHATTACHARJEE, D.; RAY, K. On mechanism of fatigue fracture in interstitial free steel sheet. **Materials Science and Technology**, v. 26, p. 493-500, 2010.

MAJUMDAR, S.; BHATTACHARJEE, D.; RAY, K. Mechanism of fatigue failure in interstitial-free and interstitial-free high-strength steel sheets. **Scripta Materialia**, v. 64, p. 288–291, 2011.

MAJUMDAR, S.; BHATTACHARJEE, D.; RAY, K.K. Mechanism of fatigue failure in interstitial-free and interstitial-free high-strength steel sheets.”. , **Scripta Materialia**, v. 64, p. 288–291, 2011.

MAJUMDAR, S.; GANDHI, A. D.; BISHT, M. S. Low cycle fatigue behaviour of a ferritic steel strengthened with nano-meter sized precipitates.. **Materials Science & Engineering A** **756**, p. 198–212, 2019.

MAO, S. W.; ET.AL. Dislocation substructures of interstitial-free steel subjected to low cycle fatigue at various strain amplitude. **Journal of Marine Science and Technology**, v. 19, p. 115-119, 2011.

MUGHRABI, H. Microscopic Mechanisms of Metal Fatigue. **Department of Materials Science and Engineering**, p. 1615-1638., 1979.

MUGHRABI, H. On the life-controlling microstructural fatigue mechanisms in ductile metals and alloys in the gigacycle regime. **Blackwell Science Ltd.**, v. 22, p. 633–641, 1999.

MUGHRABI, H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime. **International Journal of Fatigue** , v. 28, p. 1501–1508, 2006.

MUGHRABI, H.; ANTOLOVICH, E S. D. A Tribute to Claude Bathias - Highlights of his pionering work. **International Journal of Fatigue**, v. 93, p. 217-223, 2016.

MURAKAMI, Y. **Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions**. Tokyo: Elsevier, 2002.

NIENDORF, T.; ET.AL. On the Microstructural Stability of Ultrafine-Grained Interstitial-Free Steel under Cyclic Loading. **Metallurgical And Materials Transactions A**, v. 38A, p. 1946-1955, 2007.

NUNES, R.; ET.AL.. **ASM Handbook Metals, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. 10. ed. [S.l.]: ASM Handbook, v. 1, 1990.

PAUL, S. K. Effect of anisotropy on ratcheting: An experimental investigation on IFHS steel sheet.. **Materials Science and Engineering A** **538**, p..349–355, 2012.

PROKHOROV, A.; PETROVA, A.; PLEKHOV, O. The study of evolution of physical and Mechanical Properties of Metals Under Very High Cycle Fatigue. **Procedia Structural Integrity**, v. 5, p. 555-561, 2017.

PYTTEL, B.; SCHWERDT, D.; BERGER., C. Very High Cycle Fatigue - Is there a fatigue limit? **International Journal of Fatigue**, v. 33, p. 49-58, 2011.

RANA, Radhakanta; SINGH, Shiv B. **Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing**. Amsterdam: Elsevier - WP, 2017.

SARATHI, P.; ET.AL. Effect of prior ratcheting on tensile properties of titanium stabilized interstitial free steel.. **Procedia Materials Science**, , p. 1349-1357, 2014.

SARAY, O.; ET.AL. Equal-channel angular sheet extrusion of interstitial-free (IF) steel: Microstructural evolution and mechanical properties. **Materials Science and Engineering A 528**, , p. 6573–6583, 2011.

SHIH, C.; HO, J. N.; HUANG, L. H. The Study of Fatigue Behaviors and Dislocation Structures in Interstitial-Free Steel. **Metallurgical and materials transactions A**, v. 41A, p. 1995-2010, 2010.

SINHA, M.; ET.AL. Diffusional and displacive transformations in interstitial-free steel within the scope of a critical assessment of the mechanical property. **Materials Science & Engineering A**, p. 1-10, 2020.

SONSINO, C. M. Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime. **International Journal of Fatigue**, p. 2246-2258, 2007.

SOREN, S. “Effect of Deformation on the Structure and Properties of Interstitial Free Steels.”. **Materials Today: Proceedings**, v. 4, p. 9029–9038, 2017.

STEFANIE STANZL-TSCHEGG A, *, H. M. B. B. S.

STOCKER, C.; ZIMMERMANN, M.; CHRIS, T H. J. Localized cyclic deformation and corresponding dislocation arrangements of polycrystalline Ni-base superalloys and pure Nickel in the VHCF regime. **International Journal of Fatigue 33**, p. 2-9, 2011.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. New York: Cambridge University Press, 2004.

TSCHEGG, S. S.; MUGHRABI, H.; SCHOENBAUER, B. Life time and cyclic slip of copper in the VHCF regime. **International Journal of Fatigue 29**, p. 2050–2059, 2007.

TSCHEGG, Stefanie S.; MUGHRABI, Hael; , Bernd S. Life time and cyclic slip of copper in the VHCF regime. **International Journal of Fatigue**, v. 29, 2007.

ULTRA low carbon interstitial free. **www.totalmateria.com**, 2015.

Disponível

em:

[https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=449#:~:text=Ultra%2Dlow%20carbon%20\(ULC\),region%20at%20the%20elevated%20temperature.](https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=449#:~:text=Ultra%2Dlow%20carbon%20(ULC),region%20at%20the%20elevated%20temperature.)

WAGNER, D.; ET.AL. Surface crack initiation mechanism for body centered cubic materials in the gigacycle fatigue domain. **International Journal of Fatigue**, v. 93, p. 292–300, 2016.

WALKER, P; TARN, W. H. **Handbook of metal etchants**. Boston: CRC press LLC, 1991.

WANG, C.; ET.AL. Gigacycle fatigue initiation mechanism in Armco iron. **International Journal of Fatigue**, v. 45, p. 91-97, 2012.

WANG, P. F.; HAN, Z.; LU, K. Enhanced tribological performance of a gradient nanostructured interstitial free steel.. **Wear**, p. 100–108, 2018.

WANG, Q.; KHAN, M. K.; BATHIAS, C. Current understanding of ultra-high cycle fatigue. **Theoretical & applied mechanics letters** 2, p. 1-6, 2012.