



THIAGO ABREU PEREIRA PEIXOTO

**Modificações na teoria dos defeitos equivalentes para avaliar a
vida-fadiga em regime ultralongo de um aço de alta resistência**

Tese de doutorado

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 do Departamento de Engenharia Química e de Materiais da PUC-Rio.

Orientador: Marcos Venicius Soares Pereira

Rio de Janeiro
Maio de 2023



Thiago Abreu Pereira Peixoto

**Modificações na teoria dos defeitos equivalentes para avaliar a
vida-fadiga em regime ultralongo de um aço de alta resistência**

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.

Prof. Marcos Venicius Soares Pereira

Orientador

Departamento de Engenharia Química e de Materiais - PUC-Rio

Prof. Fathi Aref Ibrahim Darwish

Pesquisador Autônomo

Prof. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho

Prof. Marcelo Alexandre Tirelli

General Motors do Brasil

Prof. Abílio Manuel Pinho de Jesus

Universidade do Porto – UP

Rio de Janeiro, 18 de maio de 2023

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

Thiago Abreu Pereira Peixoto

Graduou-se em Engenharia Mecânica na Universidade Federal do Rio de Janeiro. Mestrado em Engenharia de Materiais e Processos Químicos na Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Profissional com carreira desenvolvida na área da Engenharia, atuando em empresas nacionais e multinacionais de médio e grande porte nos segmentos de Projetos, Construção Civil e Prestação de Serviços.

Ficha Catalográfica

Peixoto, Thiago Abreu Pereira

Modificações na teoria dos defeitos equivalentes para avaliar a vida-fadiga em regime ultralongo de um aço de alta resistência / Thiago Abreu Pereira Peixoto ; orientador: Marcos Venicius Soares Pereira. – 2023.

100 f. : il. color. ; 30 cm

Tese (doutorado)–Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Química e de Materiais, 2023.

Inclui bibliografia

1. Engenharia Química e de Materiais – Teses. 2. Inclusões metalúrgicas. 3. Defeitos superficiais. 4. Teoria de Murakami. 5. Curva de Wöhler. 6. Fadiga de altíssimo ciclo. 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

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

Agradecimentos

À minha esposa e a minha mãe que sempre estiveram ao meu lado e foram as principais incentivadoras para que eu fizesse o doutorado, me dando forças em cada etapa vencida, comemorando em cada pequena vitória conquistada.

À minha filha, que é o maior presente que Deus me deu, e me impulsiona a querer ser uma pessoa cada vez melhor.

Ao meu orientador, Marcos Venicius Soares Pereira, pelos ricos ensinamentos passados a mim, não só na execução dessa tese, mas em todas as disciplinas ministradas por ele, sempre buscando desenvolver o nosso raciocínio na solução de problemas diversos.

A CAPES e a PUC-Rio, pelos auxílios concedidos, sem os quais esta pesquisa não poderia ter sido realizada.

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

Aos professores Abilio de Jesus, Herman Voorwald, Marcelo Tirelli e Fathi Darwish por gentilmente terem aceitado fazer parte dessa banca, assim como ao José Marques pela confecção dos corpos de prova que foram ensaiados.

A todos os amigos do doutorado, em especial Francisco José, Maria Clara e Tiago Castro, pelo convívio, estímulo e apoio constante durante o doutorado. Ao Tiago Castro eu vou além, pois na verdade foi um amigo fundamental para que eu conseguisse chegar ao final dessa jornada.

A todos os professores do DEQM pelos ensinamentos.

A todos aqueles, que embora não citados nominalmente, contribuíram direta e indiretamente para a execução deste trabalho.

Resumo

Peixoto, Thiago Abreu Pereira; Soares Pereira, Marcos Venicius. **Modificações na teoria dos defeitos equivalentes para avaliar a vida-fadiga em regime ultralongo de um aço de alta resistência.** Rio de Janeiro, 2023. 100p. Tese de Doutorado – Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

O presente trabalho se baseia na teoria dos defeitos equivalentes, também conhecida como teoria de Murakami, que permite a predição da vida-fadiga de materiais estruturais adotando o parâmetro (\sqrt{area}), responsável por uma equivalência quantitativa entre heterogeneidades microestruturais (inclusões metalúrgicas) existentes na região de análise do material e descontinuidades mecânicas (furos) usinados nos corpos de prova.

Neste contexto, a tese propõe novas equações, a partir da teoria de Murakami, para prever falhas por fadiga em carregamentos ultralongos (fadiga de altíssimo ciclo, VHCF) do aço DIN42CrMo4, de larga aplicação na fabricação de eixos virabrequins para unidades geradoras de usinas termoeletricas.

Corpos de prova do aço DIN42CrMo4 foram usinados com furos de diâmetros variando entre 0,18 mm e 0,70 mm e ensaiados num regime de fadiga de altíssimo ciclo, variando o valor da amplitude de tensão do ensaio, para assim determinar em quais condições o material falha e obter a curva experimental S-N do aço DIN42CrMo4 na presença de diferentes tamanhos de defeitos (“furos”).

Os resultados experimentais permitiram o desenvolvimento de equações em função do parâmetro e curvas de Wöhler do material, em conformidade com diferentes descontinuidades mecânicas nos corpos de prova e resistências à fadiga do material. Consequentemente, se estabeleceu uma metodologia que permite uma correlação entre inclusões metalúrgicas, tensão aplicada e vida superlonga em fadiga de eixos virabrequins em serviço em usinas termoeletricas.

Palavras-chave

Inclusões metalúrgicas, defeitos superficiais, teoria de Murakami, curva de Wöhler, fadiga de altíssimo ciclo, eixo virabrequim e usinas termoeletricas.

Abstract

Peixoto, Thiago Abreu Pereira; Soares Pereira, Marcos Venicius. **Modifications in the theory of equivalent defects for fatigue life assessment in ultralong regime of a high strength steel.** Rio de Janeiro, 2023. 100p. Tese de Doutorado – Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

The present work is based on the theory of equivalent defects, also known as Murakami's theory, which allows the prediction of the fatigue life of structural materials by adopting the parameter (\sqrt{area}), responsible for a quantitative equivalence between microstructural heterogeneities (metallurgical inclusions) existing in the region analysis of the material and mechanical discontinuities (holes) machined in the specimens.

In this context, the thesis proposes new equations, based on Murakami's theory, to predict fatigue failures in ultralong loads (very high cycle fatigue, VHCF) of DIN42CrMo4 steel, widely used in the manufacture of crankshafts for generating units of thermoelectric power plants.

DIN42CrMo4 steel specimens were machined with holes with diameters varying between 0.18 mm and 0.70 mm and tested in a very high cycle fatigue regime, varying the value of the test stress amplitude, to determine under what conditions the material failure and obtain the experimental S-N curve of DIN42CrMo4 steel in the presence of different sizes of defects (“holes”).

The experimental results allowed the development of equations as a function of the parameter and Wöhler curves of the material, in accordance with different mechanical discontinuities in the test specimens and resistance to fatigue of the material. Consequently, a methodology was established that allows a correlation between metallurgical inclusions, applied stress and super-long fatigue life of crankshafts in service in thermoelectric power plants.

Key words: Metallurgical inclusions, surface defects, Murakami theory, Wöhler curve, very high cycle fatigue, crankshaft shafts and Thermoelectric plants.

Sumário

1. Introdução	16
1.1 Aspectos motivacionais	16
1.2 Estado da arte	18
1.3 Objetivos	20
2. Revisão Bibliográfica	21
2.1. Fadiga de altíssimo ciclo.....	21
2.2. Fadiga multiaxial em eixos virabrequins	26
2.2.1. Modelo de Von Mises	27
2.3. Heterogeneidades Metalúrgicas	29
2.4. Modelo de Murakami	31
2.5. Metodologia de Elementos Finitos	41
3. Material e metodologia	44
3.1. Material	44
3.2 Metodologia	48
3.3 Ajuste da Curva de Wöhler	57
3.3.1 Procedimento para determinar α , β e γ	59
4 Resultados	63
4.1 – Preliminares.....	63
4.2 – Fadiga em regime ultrassônico.....	64
4.2.1 – Curva S-N experimental	64
4.2.2 – Curva S-N numérica	67
4.3 – Análise por Elementos Finitos	86
4.4 – Ensaio de Microscopia	93
5 Discussões.....	95
6 Conclusões	97

7 Referências bibliográficas	99
------------------------------------	----

Lista de figuras

Figura 1 - Parte de eixo virabrequim (aço DIN 42CrMo4) que falhou em operação -----	16
Figura 2 - Falha do eixo virabrequim: (a) Propagação da trinca (b) LP -----	17
Figura 3 - Curva S-N “Duplex” -----	21
Figura 4 - Tipos de Nucleação de trincas dependendo da região da curva S-N -----	23
Figura 5 - Representação esquemática do “fish-eye” -----	23
Figura 6 - Superfície de fratura de corpo de prova submetido a regime de VHCF: a) fish-eye e sítio de iniciação da trinca de fadiga; b) detalhes da superfície do fish-eye e região FGA -----	24
Figura 7 - Modelo para mecanismo de iniciação de trinca VHCF com formação de FGA-----	25
Figura 8 - Localização dos defeitos (inclusões não metálicas) em relação à superfície -----	28
Figura 9 - Relação entre o tamanho de um furo artificial e o limite de fadiga -----	29
Figura 10 - Furo circular em uma placa infinita sob uma tensão de tração remota uniaxial -----	29
Figura 11 – Trinca de comprimento $2a$ -----	30
Figura 12 – Modos de carregamento -----	31
Figura 13 – Fator do intensificador de tensões atuando em uma trinca interna de área definida ---	31
Figura 14 - Influência de furos e trincas no limite de fadiga do material -----	32
Figura 15 - Ilustração esquemática do procedimento de determinação do parâmetro \sqrt{area} -----	33
Figura 16 - Gráfico da distribuição dos parâmetros \sqrt{area} obtidos experimentalmente -----	36
Figura 17 – Esquemático para a determinação do parâmetro \sqrt{area} com ajuste de pontos -----	36
Figura 18 - População genérica de defeitos -----	39
Figura 19 - Malha de elementos finitos refinada na região de interesse -----	39
Figura 20 - População de defeitos substituída por defeito único, simulando a concentração de tensão similar à população de defeitos original -----	40
Figura 21 - Aproximação para melhor visualização dos níveis de tensão obtidos a partir da análise por elementos finitos com defeito único -----	40
Figura 22 - Ilustração esquemática da introdução de defeito artificial no corpo de prova -----	40
Figura 23 - Geometria do corpo de prova 2D e 3D -----	41
Figura 24 - Microscopia Óptica no cp do DIN 42CrMo4 – Aumento de 500x. -----	42
Figura 25 - MEV na amostra de DIN 42CrMo4 – Aumento de 500x -----	43
Figura 26 - EDS indicando a presença de sulfetos no aço DIN 42CrMo4 -----	43
Figura 27 - Curva da/dN versus ΔK DIN 42CrMo4 -----	44
Figura 28 - Geometria do corpo de prova para altíssimo ciclo -----	45
Figura 29 - Máquina Shimadzu de ensaio em fadiga ultrassônica -----	45
Figura 30 - Distribuição da amplitude de deslocamento e da tensão no CP -----	46

Figura 31 - Esquema de uma máquina ultrassônica de fadiga: a) principais elementos da máquina, b) sistema mecânico de ressonância -----	46
Figura 32: Condições operacionais da máquina de fadiga ultrassônica -----	47
Figura 33- Máquina KERN micro & Feinwerktechnik do tipo PYNO -----	48
Figura 34 - Conjunto de “brocas” para a usinagem de precisão -----	48
Figura 35 - Microscopia utilizada para a medição do \sqrt{area} -----	49
Figura 36 - Furadeira utilizada para realizar os furos nos corpos de prova -----	50
Figura 37 - Processo de furação do CP -----	50
Figura 38 - Corpo de prova para cada diâmetro de furo: a) Furo de 0,7 mm; b) Furo de 0,5 mm; Furo de 0,4 mm; d) Furo de 0,3 mm -----	51
Figura 39 - Máquina da Struers utilizada para o corte das amostras -----	52
Figura 40 - Preparação das amostras visando a limpeza ultrassônica -----	52
Figura 41 - Limpeza ultrassônica -----	52
Figura 42 - MEV TM3000 utilizado no trabalho -----	53
Figura 43 - Imagem do MEV evidenciando a presença do furo com nucleação de trincas -----	53
Figura 44 - Influência do parâmetro α na curva de Wöhler -----	55
Figura 45 - Influência do parâmetro β na curva de Wöhler -----	55
Figura 46 - Influência do parâmetro γ na curva de Wöhler -----	56
Figura 47 - Ajuste <i>curve-fitting</i> do parâmetro α -----	57
Figura 48 - Ajuste <i>curve-fitting</i> do parâmetro β -----	58
Figura 49 - Ajuste <i>curve-fitting</i> do parâmetro γ -----	59
Figura 50 – Resultados experimentais comparados com Teoria de Murakami para $\sqrt{area} = 0,18$ mm -----	63
Figura 51 – Resultados experimentais comparados com Teoria de Murakami para $\sqrt{area} = 0,30$ mm -----	63
Figura 52 – Resultados experimentais comparados com Teoria de Murakami para $\sqrt{area} = 0,70$ mm -----	63
Figura 53 - Curva de Wöhler ajustada para α -----	71
Figura 54 - Curva de Wöhler ajustada para β -----	71
Figura 55 - Curva de Wöhler ajustada para γ -----	72
Figura 56 - Diagrama de vida para α -----	73
Figura 57 - Diagrama de vida para β -----	73
Figura 58 - Diagrama de vida para γ -----	74
Figura 59 - Curva S-N ajustada por α para \sqrt{area} , de 0,3 mm e 0,7 mm -----	75
Figura 60 - Curva S-N ajustada por β para \sqrt{area} , de 0,3 mm e 0,7 mm -----	75
Figura 61 - Curva S-N ajustada por γ para \sqrt{area} , de 0,3 mm e 0,7 mm -----	76
Figura 62 - Curva S-N ajustada por α , β e γ para $\sqrt{area} = 0,3$ mm -----	76
Figura 63 - Curva S-N ajustada por α , β e γ para $\sqrt{area} = 0,7$ mm -----	77
Figura 64 - Curva S-N ajustada por α , β e γ para $\sqrt{area} = 0,18$ mm -----	77

Figura 65 – Procedimento para obtenção da combinação ótima de $\beta\gamma$ -----	79
Figura 66 - Diagrama de vida para $\beta\gamma$ -----	81
Figura 67 - Histograma de frequência de erro para $\beta\gamma$ -----	81
Figura 68 - Curva S-N com ajuste de $\beta\gamma$ -----	82
Figura 69 - Curva S-N ajustada por α , β , γ $\beta\gamma$ e para $\sqrt{a_{rea}} = 0,3$ mm -----	82
Figura 70 - Distribuição de tensões para $\sigma_a = 310$ MPa atuando sobre entalhe de 0,3 mm ----	83
Figura 71 - Distribuição de tensões para $\sigma_a = 330$ MPa atuando sobre entalhe de 0,3 mm ----	84
Figura 72 - Distribuição de tensões para $\sigma_a = 310$ MPa atuando sobre entalhe de 0,7 mm, onde o maior nível de tensão é o vértice da terminação cônica do entalhe -----	84
Figura 73 - Distribuição de tensões para $\sigma_a = 330$ MPa atuando sobre entalhe de 0,7 mm, onde novamente o ponto que experimenta o maior nível de tensão é o vértice da terminação cônica do entalhe -----	85
Figura 74 - (a) Geometria entalhada, (b) malha aplicada para a análise, (c) detalhamento do refino de malha nas regiões próximas ao entalhe -----	86
Figura 75 - Concentração de tensão e consequente elevação da tensão local na vizinhança do entalhe -----	87
Figura 76 - Visualização por MEV da trinca nucleando a partir do furo -----	88
Figura 77 - Diferentes pontos de nucleação da trinca, todas elas a partir do furo -----	88
Figura 78 - Visualização de trinca nucleando a partir do furo e a presença de uma heterogeneidade metalúrgica “favorecendo” a propagação da trinca -----	89

Lista de tabelas

Tabela 1: Comparativo entre tempos de ensaios convencional e ultrassônico de fadiga -----	22
Tabela 2: Dados das medidas das inclusões presentes em 60 amostras do aço 42CrMo4 -----	35
Tabela 3: Composição química do aço 42CrMo4 -----	42
Tabela 4: Resultados experimentais com CPs “furados” com diferentes diâmetros -----	60
Tabela 5: Limite de fadiga teórico (Murakami) em função de \sqrt{area} -----	61
Tabela 6: Amostras ensaiadas visando um ajuste na teoria dos defeitos equivalentes -----	62
Tabela 7: Parâmetro α de ajuste com desvio padrão de 37,28 -----	64
Tabela 8: Valores de $N_{f,th}$ ajustados -----	65
Tabela 9: Parâmetro β de ajuste com desvio padrão calculado de 0,08-----	66
Tabela 10: Valores de $N_{f,th}$ ajustados -----	67
Tabela 11: Parâmetro γ de ajuste com desvio padrão de 0,09. -----	68
Tabela 12: Valores de $N_{f,th}$ ajustados -----	69
Tabela 13: Índices de erro encontrados para cada um dos parâmetros α , β e γ -----	70
Tabela 14: Índice de erro encontrado na combinação dos parâmetros β - γ -----	80

Lista de símbolos

C_a : amplitude da tensão cisalhante dos modelos

β : diferença de fase entre as tensões normal e cisalhante

k : propriedade de material em função dos limites de resistência à fadiga

f : constante referente à propriedade do material para o modelo de Findley

σ_a : amplitude da tensão principal

σ_m : tensão principal média

σ_{max} : tensão principal máxima

$\sigma_{H,max}$: tensão hidrostática máxima

$\sigma_{H,a}$: amplitude da tensão hidrostática

σ_u : limite de resistência mecânica

$\sigma_{H,min}$: tensão hidrostática mínima

τ_a : amplitude da tensão cisalhante

τ_m : tensão cisalhante média

f_{-1} : limite de resistência à fadiga em flexão

t_{-1} : limite de resistência à fadiga em torção

“Tudo o que temos de decidir é o que
fazer com o tempo que nos é dado”.

(Gandalf – Livro o Senhor dos Anéis)

1. Introdução

1.1 Aspectos motivacionais

Nos últimos anos, a geração termoeletrica consolidou sua posicao na matriz energetica nacional, apos se tornar responsavel por despachos contnuos e relevantes de energia. Com aumento de demanda no setor eletrico, eixos virabrequins de plantas termoeletricas (EVPT), considerados os principais componentes dos motores de combustao interna das unidades geradoras, estao sujeitos a operacoes ininterruptas e podem alcanar uma super longa vida em servico ($10^8 - 10^{12}$ ciclos de carregamento), o que aumenta os riscos de falhas por fadiga.

Entre 2012 – 2017, no mnimo doze eixos virabrequins, de motores Diesel ou a gas, falharam por fadiga durante operacoes de producao de energia em usinas termoeletricas do pais. Embora estes componentes tenham sido projetados para uma vida infinita em fadiga, isto e, descomissionamento antes da falha, alguns sinistros ocorreram com tempos de servico inferiores a um ano, tendo como causas heterogeneidades microestruturais do material, ultralonga vida em fadiga do componente e erros de projeto do equipamento.

Estas falhas, alem de provocarem a substituicao do eixo, danificaram outros componentes do motor, como cilindros, bielas, mancais e buchas, aumentando o prejuizo material. Alem dos custos diretos com materiais, importacao e manutencao, as falhas tambem resultaram em custos indiretos decorrentes da parada de producao, lucros cessantes, multas contratuais e compra de energia no mercado spot.

Portanto, uma relevante barreira tecnologica a ser superada pelas plantas termoeletricas e evitar que eixos virabrequins falhem durante operacoes de servico, mitigando manutencoes extemporaneas, perdas materiais e custos nao programados.

Também é importante ressaltar que as avaliações da integridade dos EVPT são feitas, usualmente, através de inspeções (visuais e por técnicas não destrutivas) quando da parada programada dos equipamentos, em função das horas de serviço e recomendações dos fabricantes. Neste instante, o quadro técnico da planta faz opção por substituir ou recuperar os componentes danificados e manter aqueles íntegros. Como se tratam de avaliações qualitativas, não existe quantificação da vida residual que permita ações para extensão da vida útil destes componentes.

Desta maneira, se entende que uma segunda barreira tecnológica relevante a ser superada pelas usinas termoeletricas está associada com a previsão da vida residual de eixos virabrequins durante as paradas programadas de manutenção.

Como dito anteriormente, eixos virabrequins de motores a diesel ou gás empregados em usinas termelétricas vêm apresentando falhas por fadiga com número de ciclos de carregamento inferior ao previsto (Figura1).



Figura 1 - Parte de eixo virabrequim (aço DIN 42CrMo4) que falhou em operação

Foi revelado que os virabrequins que falharam apresentaram padrões de trincas semelhantes, já que todas as trincas foram iniciadas em pontos críticos dos mancais, onde as características geométricas do componente introduziram concentração de tensão, conforme ilustrado na figura 2.



Figura 2 – Falha do eixo virabrequim: (a) Propagação da trinca (b) LP

Originalmente, a Teoria dos Defeitos Equivalentes de Murakami foi proposta para fadiga de alto ciclo. Neste trabalho, afirmamos que, com a adaptação proposta, a abordagem pode ser apropriada para estimar a vida-fadiga em materiais naturalmente defeituosos sob carregamentos de fadiga de altíssimo ciclo.

A pesquisa foi desenvolvida no aço DIN42CrMo4, material usualmente utilizado na fabricação de eixos virabrequins para unidades geradoras em plantas termoelétricas. Para tal, corpos de prova do material, com furos de diâmetros variando entre 0,18 mm e 0,7 mm, foram submetidos a baterias de ensaios.

1.2 Estado da arte

Danos por fadiga ocorrem em estruturas e componentes mecânicos submetidos a cargas cíclicas durante operações de serviço, que resultam na nucleação e propagação de trincas. Consequentemente, estudos e pesquisas na área de fadiga são de grande relevância para a indústria, visando compreender a complexidade dos carregamentos cíclicos, os mecanismos de danos nos materiais,

a resistência à fadiga de materiais com aplicações industriais, a eficiência de modelos de previsão da vida-fadiga de componentes e estruturas, bem com a possibilidade de detecção de trincas pelos métodos usuais de inspeção não destrutiva. Todos estes temas de estudos e pesquisa possuem um objetivo único, que é evitar fraturas catastróficas ou sucateamentos prematuros de componentes e estruturas, através de projetos que contemplem uma vida infinita em serviço ou que permitam a aplicação da tolerância ao dano, metodologia de análise que se baseia na propagação controlada de trincas (falha controlada), favorecendo ações programadas de reparos [1,2].

A curva de Wöhler, também conhecida como stress–number of cycles (S-N) é largamente utilizada na caracterização da vida-fadiga de materiais estruturais. Em ensaios convencionais de fadiga, a curva S-N apresenta um número máximo de 10^7 ciclos, que engloba os regimes de fadiga de baixo ciclo (*low cycle fatigue*, LCF), até aproximadamente 10^4 ciclos e amplitudes de tensão que excedem o limite de escoamento (LE) do material, bem como fadiga de alto ciclo (*high cycle fatigue*, HCF), entre 10^5 e 10^7 ciclos e amplitudes de tensão inferiores ao LE do material.[3]

É importante frisar que a mudança de regime de baixo para alto ciclo, não está atrelada a 10^4 ciclos, esse valor é o usual na literatura, serve como um parâmetro de referência. O fator predominante no enquadramento de uma fratura ser atribuída no regime de baixo ou alto ciclo, está condicionada com o mecanismo predominante do dano, se foi ocasionado por deformação (caso da fadiga de baixo ciclo) ou por tensão (fadiga de alto ciclo).

No regime de HCF, normalmente entre 10^6 e 10^7 ciclos, se encontra o limite de fadiga convencional do material, associado com tensões que equivalem a 35% do seu limite de resistência mecânica. Para fins de projeto, componentes e estruturas com aplicação de tensões cíclicas abaixo do limite de fadiga do material deverão apresentar vida infinita em fadiga.

Em função do desenvolvimento tecnológico, a vida-fadiga de inúmeros componentes mecânicos e estruturais pode ultrapassar a fronteira da fadiga de alto ciclo, estabelecida convencionalmente em 10^7 ciclos de carregamento [4]. Com isto, a avaliação do comportamento do componente em fadiga de longa duração tornou-se de extrema importância em projetos que contemplem $10^8 - 10^{12}$ ciclos de

carregamento, criando o conceito de fadiga de altíssimo ciclo (very high cycle fatigue, VHCF). No entanto, os critérios de fadiga usualmente adotados nas normas de projeto são desenvolvidos com base na vida-fadiga de $10^6 - 10^7$ ciclos, muito abaixo do número de ciclos característico da super longa vida em fadiga.

A VHCF assumiu destaque por ter estabelecido que o limite de fadiga (LF) não existe em muitos casos, apesar de ser considerado como parâmetro da vida infinita em projetos mecânicos e estruturais. Porém, estudos precursores [5-7] evidenciaram o fato de que a maioria dos materiais, incluindo ligas ferrosas, apresentam falhas em até 10^9 ciclos de carregamento, após apresentarem um limite de fadiga que decresce continuamente entre $10^7 - 10^9$ ciclos. Assim, existe uma crescente compreensão de que um projeto seguro em fadiga, baseado no critério da vida infinita do material, pode ter se tornado inadequado em muitos casos.

1.3 Objetivos

O objetivo do presente trabalho é o desenvolvimento de uma metodologia que permita uma correlação entre inclusões metalúrgicas, tensão aplicada e vida superlonga em fadiga do aço DIN42CrMo4, de larga aplicação na fabricação de eixos virabrequins para unidades geradoras de usinas termoeletricas. Essa metodologia permite avaliar a influência das inclusões não metálicas (representadas pelo parâmetro \sqrt{area}) na nucleação de trincas de fadiga.

Esta metodologia envolveu a determinação de três parâmetros α , β e Y , com base na dimensão dos defeitos (\sqrt{area}) encontrados no material, para ajuste da equação de Wöhler. Adotou-se 3 hipóteses diferentes para a determinação dos parâmetros α , β e Y e buscou-se determinar expressões analíticas para cada um desses parâmetros, de acordo com os resultados dos experimentos.

Por fim, tendo a curva de Wöhler do material original (sem a presença do entalhe), é possível a partir das equações propostas neste estudo, ser capaz de estimar a vida do material na presença de defeitos que variam de 0,18 mm a 0,70 mm.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Fadiga de altíssimo ciclo

Danos por fadiga ocorrem em estruturas e componentes mecânicos submetidos a cargas cíclicas durante operações de serviço, que resultam na nucleação e propagação de trincas. Consequentemente, estudos e pesquisas na área de fadiga são de grande relevância para a indústria, visando compreender a complexidade dos carregamentos cíclicos, os mecanismos de danos nos materiais, a resistência à fadiga de materiais com aplicações industriais, a eficiência de modelos de previsão da vida-fadiga de componentes e estruturas, bem com a possibilidade de detecção de trincas pelos métodos usuais de inspeção não destrutiva.

Apesar de embrionários, os estudos de Wöhler permitiram uma melhor seleção de materiais para as aplicações desejadas, pois era possível avaliar previamente se um material submetido a uma determinada amplitude de tensão seria capaz de suportar um determinado número de ciclos, ou seja, um determinado tempo de serviço seguro para a atividade em questão. Normalmente, a curva de Wöhler é modelada através da equação de Basquin apresentada na equação (1) onde A , B , são constantes para cada material e N_f é o número de ciclos para falha [8].

$$\sigma_a = AN_f^B \quad (1)$$

Na indústria, frequentemente o tempo de vida de projeto requerido de muitos componentes excede 10^7 ciclos de carregamento, que é convencionalmente estabelecida como a fronteira da fadiga de altíssimo ciclo (VHCF). Neste regime de fadiga, as inclusões não metálicas [9] têm um efeito muito prejudicial no desempenho de fadiga de aços de alta resistência.

Neste cenário, Bathias [4,5,10], pioneiro nos ensaios de fadiga em frequência ultrassônica, realizou diversos testes para diferentes aços e obteve resultados que permitiram a extensão da curva S-N, com o surgimento do terceiro regime de fadiga, VHCF, indicado na curva DUPLEX S-N (Figura 3).

Nesta curva, as regiões I e II correspondem aos regimes de LCF e HCF, respectivamente, provenientes da curva S-N convencional. A região III compreende o regime de VHCF para número de ciclos entre 10^7 e 10^{10} , enquanto a região IV, também associada com o regime de VHCF, indica a existência ou não (linhas tracejadas) do LF para número de ciclos superior a 10^{10} [11]. Portanto, existe a necessidade de procedimentos experimentais para estabelecer a resistência à fadiga do material no regime de VHCF, com o objetivo de determinar o parâmetro associado com o número de ciclos previsto para o projeto ou a diminuição deste parâmetro com o aumento contínuo do número de ciclos.

Entretanto, ensaios de fadiga no regime de VHCF não podem ser realizados em equipamentos convencionais, com frequência entre 100 – 150 Hz, em função da longa duração do teste e consequente alto custo. O problema foi solucionado com o desenvolvimento de equipamentos de frequências ultrassônicas (20 kHz), permitindo atingir 10^7 – 10^{10} ciclos em tempos consideravelmente inferiores àqueles dos testes convencionais.

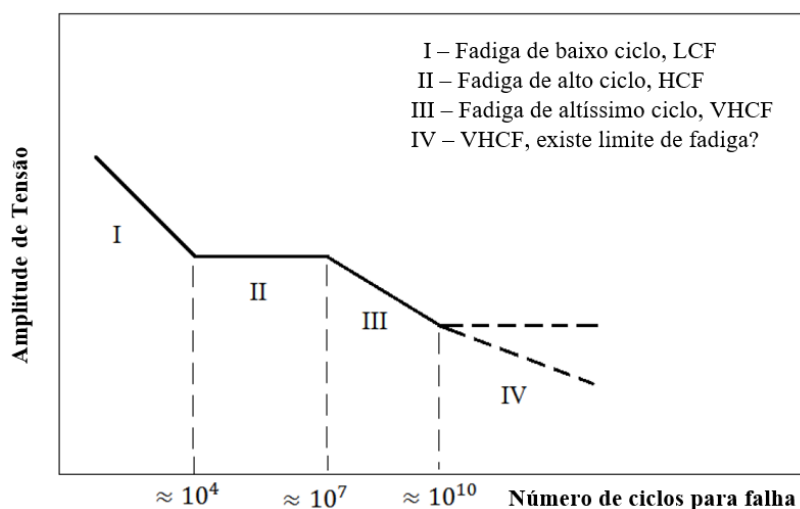


Figura 3 - Curva S-N "Duplex" (adaptado de [11]).

Duas curvas S-N descrevem o comportamento em fadiga de diferentes condições de materiais e deslocando-as entre si, de acordo com diferentes fatores, a curva S-N resultante pode descrever o comportamento em fadiga de diferentes materiais ou componentes mecânicos.

A fadiga de altíssimo ciclo assumiu destaque por ter estabelecido que uma tensão limite de fadiga (*endurance limit*) não existe em muitos casos, mas considerado como parâmetro para a vida infinita de projetos mecânicos e estruturais que adotam materiais ferrosos.

A resistência à fadiga diminui com o aumento do número de ciclos, não existindo um verdadeiro limite de fadiga, entretanto o limite de fadiga convencional ainda é uma boa estimativa.

A Tabela 1 apresenta um comparativo entre tempos de ensaios de fadiga em equipamento convencional e ultrassônico. Por exemplo, ensaios até 10^9 ciclos demandam 4 meses e 14 horas em equipamentos convencional e ultrassônico, respectivamente.

Tabela 1: Comparativo entre tempos de ensaios convencional e ultrassônico de fadiga [8]

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

A figura 4 apresenta os possíveis sítios de nucleação de trincas de acordo com o número de ciclos do material (regime de fadiga de baixo ciclo, de alto ciclo e altíssimo ciclo).

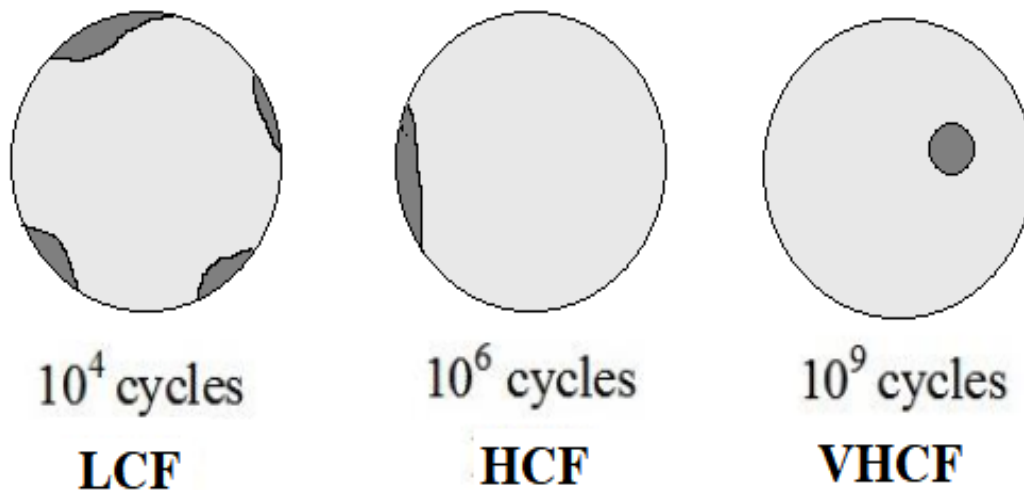


Figura 4 - Tipos de Nucleação de trincas dependendo da região da curva S-N [11].

Em falhas de materiais metálicos de alta resistência mecânica, no regime de VHCF, são observadas regiões distintas nas superfícies de fratura dos corpos de prova, denominadas de olho de peixe (fish-eye) e área de granulação fina (fine grain area, FGA). Essas características fractográficas surgem devido a nucleação da trinca em regiões sub superficiais ou internas do corpo de prova, a partir de heterogeneidades metalúrgicas presentes no material.

O aparecimento destas regiões se relaciona com o dano do material por fadiga, que se divide em quatro estágios: (1) nucleação da trinca, (2) propagação circular da trinca (dentro da região de fish-eye), (3) propagação da trinca (fora da região de fish-eye) e (4) fratura final [5,10-12]. A Figura 5 ilustra o descrito anteriormente.

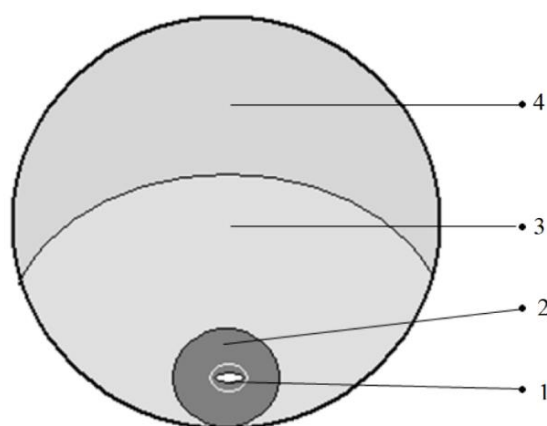


Figura 5 - Representação esquemática do “fish-eye” (adaptado de [10]).

A Figura 6 apresenta a análise fractográfica de corpo de prova do aço DIN 42CrMo4 submetido a regime de VHCF. Na Figura 6a se observa as regiões de nucleação e propagação estável da trinca de fadiga. A Figura 6b detalha a figura anterior, indicando a superfície do fish-eye e evidências da região FGA, formada durante os ciclos de carregamento do corpo de prova [13]. Acredita-se que o tamanho da região FGA, juntamente com a amplitude da tensão aplicada ao material, definem o limiar de propagação da trinca [12,14-15].

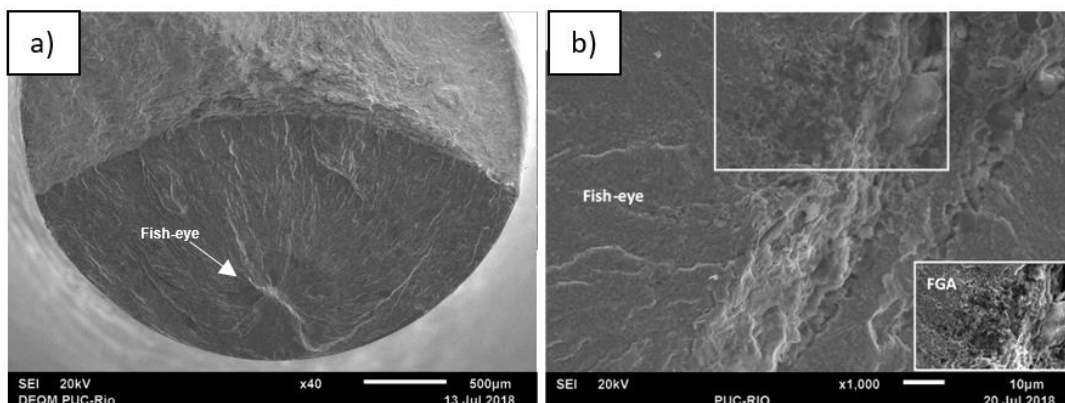


Figura 6 - Superfície de fratura de corpo de prova submetido a regime de VHCF: a) fish-eye e sítio de iniciação da trinca de fadiga; b) detalhes da superfície do fish-eye e região FGA [13].

No estudo de A. Zhao et al [16], testes de fadigas foram realizados tanto com flexão rotativa quanto por fadiga por máquina ultrassônica ($R = -1$ e 20kHz), para estudar o comportamento de propagação de trincas na região de FGA.

Os resultados destes testes permitiram concluir que num regime de fadiga de altíssimo ciclo, inclusões com um SIF (Fator do Intensificador de Tensões) menor que o *SIF threshold* (Fator do Intensificador de Tensões no limiar de propagação - $\Delta K_{th} = 4$ a $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para aços de alta resistência) é a razão pela qual o FGA se forma e exibe uma morfologia diferente das outras regiões, podendo levar a falhas, o que não seria esperado nos regimes de baixo ciclo e alto ciclo.

Essas inclusões iniciadoras de trinca são adicionalmente cercadas por uma área granular fina característica (FGA) na superfície de fratura dentro do *fish-eye* e não pode ser observada antes de 10^7 ciclos. Caso o SIF nas inclusões exceda o limite SIF K_{th} , o FGA não ocorre.

Assim, do ponto de vista da mecânica da fratura, conforme ilustrado na figura 7, a formação do FGA nas proximidades de uma inclusão representa o início de uma trinca longa propagável e é responsável pelo início tardio da trinca, levando à falha em fadiga de altíssimo ciclo.

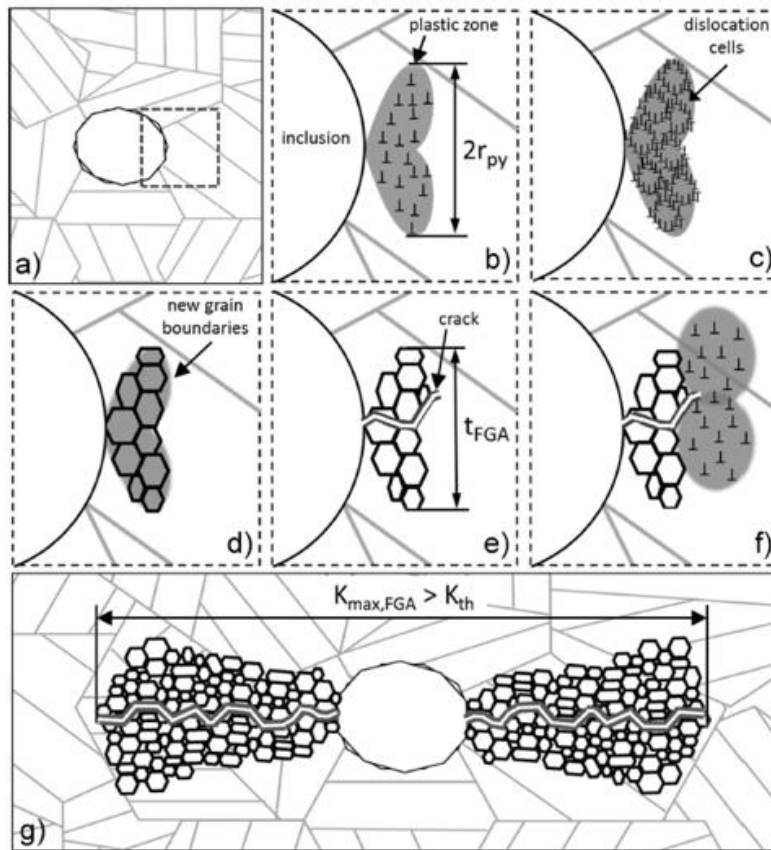


Figura 7: Modelo para mecanismo de iniciação de trinca VHCF com formação de FGA; (a) estado inicial com inclusão em uma matriz de alta resistência; (b) zona plástica local com movimento de discordâncias em uma inclusão; (c) formação de células de discordâncias dentro do volume plastificado; (d) novos limites de grãos mais finos construídos a partir de paredes de deslocamento; (e) iniciação e propagação de trinca em volume de grão fino; (f) repetição dos passos (b) - (e) na zona plástica na ponta da trinca; (g) área final de grão fino nas proximidades de uma inclusão na transição para a propagação da trinca no olho de peixe. [16]

2.2. Fadiga multiaxial em eixos virabrequins

Falhas têm ocorrido em eixos virabrequins da indústria termelétrica e um dos motivos pode estar relacionado ao fato da vida em fadiga não obedecer aos critérios de projeto baseados em vida infinita.

Os mecanismos atuantes devem ser analisados no projeto de componentes mecânicos, assegurando uma projeção de vida em fadiga que incorpore análises numéricas e experimentais, levando diversos fatores em consideração.

Dentre esses fatores, pode-se citar uma adequada especificação técnica do material, entendimento dos esforços atuantes no componente e limitações de sua geometria. O entendimento desses fatores são condições essenciais para evitar que as falhas em eixos virabrequins continuem acontecendo de forma constante na indústria termelétrica.

Portanto, em componentes sob solicitações reais de carregamentos cíclicos, como nos eixos virabrequins utilizados em termelétricas, as cargas geram tensões bi ou tri-axiais, onde nestas condições, o mecanismo de dano é conhecido como fadiga multiaxial.

Dada a complexidade das tensões atuantes no virabrequim, que está sujeito à flexão e torção simultaneamente, sendo projetado para trabalhar com tensões de natureza elástica durante um ciclo de 20 a 25 anos de carregamento, a análise de fadiga deve considerar os modelos multiaxiais baseados em tensão.

O presente estudo faz uso da aplicação de tensões equivalentes críticas de Von Mises, para simular o efeito que as tensões combinadas de tensão e flexão teriam na vida em fadiga de altíssimo ciclo.

Essas tensões foram calculadas a partir de carregamentos multiaxiais provenientes das tensões de serviço que foram simuladas por elementos finitos, de um eixo virabrequim de material DIN 34CrNiMo6 de um motor a gás Wärtsilä de 20 cilindros

2.2.1. Modelo de Von Mises

Embora inúmeros critérios de fadiga terem sido propostos levando-se em consideração critérios de escoamento, a teoria da tensão cisalhante octaedral, também conhecida como a teoria de Von Mises, é a mais popular e é dada por:

$$\sigma_{eq} = \sigma_{mises} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \leq f_{-1} \quad (2)$$

Onde:

σ_{mises} é a tensão de von Mises

$\sigma_{1,2,3}$ são as tensões principais

A partir da equação 2, os valores máximo e mínimo da tensão de Von Mises são calculados e com isso a amplitude de tensão e tensão média pode ser facilmente obtida através das relações:

$$\sigma_{mises,a} = \frac{\Delta\sigma_{mises}}{2} = \frac{\sigma_{mises}^{max} - \sigma_{mises}^{min}}{2} \quad (\text{amplitude de tensão}) \quad (3)$$

$$\sigma_{mises,m} = \frac{\Delta\sigma_{mises}}{2} = \frac{\sigma_{mises}^{max} + \sigma_{mises}^{min}}{2} \quad (\text{tensão média}) \quad (4)$$

A amplitude de tensão se relaciona com o critério de resistência à fadiga por flexão através da desigualdade:

$$\sigma_{mises,a} \leq f'_{-1} \quad (5)$$

Goodman, relaciona f'_{-1} com f'_{-1} através da expressão:

$$f'_{-1} = f_{-1} \left[1 - \frac{\sigma_{mises,m}}{\sigma_u} \right] \quad (6)$$

A tensão equivalente de Von Mises tem por objetivo avaliar se o comportamento do material sob esse estado de tensões será elástico ou plástico. A equação 7 indica a condição crítica que é dada quando a tensão de Von Mises (σ_{mises}) atinge o limite de escoamento do material (σ_y). Se $\sigma_{mises} > \sigma_y$, o material sofre deformação plástica, caso contrário o carregamento se manterá elástico.

$$\sigma_y = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (7)$$

2.3. Heterogeneidades Metalúrgicas

A influência das inclusões sobre a resistência à fadiga dos aços depende principalmente do tamanho e forma, da resistência à deformação, da orientação da tensão e da resistência do aço.

Acredita-se que a redução da resistência à fadiga decorre da concentração de tensão introduzida pela inclusão ou pela cavidade que contém a inclusão. Inclusões ou cavidades alongadas têm pouco efeito se estiverem paralelas à direção da tensão, mas podem reduzir seriamente a resistência à fadiga se forem perpendiculares a ela [17].

Ransom e Mehl [18] mostraram que a presença de inclusões no aço SAE 4340 tem um efeito maior na resistência à fadiga transversal do que na resistência à fadiga longitudinal.

Stewart e Williams [19] investigaram o efeito de inclusões por meio de testes de fadiga em flexão e torção. Em aços com cerca de 552 MPa de resistência à tração, os autores descobriram que a presença de inclusões longitudinais não influenciou a resistência à fadiga longitudinal em flexão, mas reduziu a resistência à fadiga longitudinal em torção em 20 a 25%.

A importância do tamanho das inclusões foi demonstrada por Cummings, Stulen e Schulte [20] a partir dos resultados de muitos testes de fadiga nos aços de baixa liga SAE 4340 e 4350, tratados termicamente com resistência à tração entre 827 e 1862 MPa. As inclusões foram esferoidais e variaram em tamanho até 76,2 μm de diâmetro.

Segundo esse mesmo estudo [20], os aços SAE 4340 e 4350, quando submetidos a baixas faixas de tensão, apresentaram trincas de fadiga propagadas a partir de uma única inclusão com diâmetro superior a 25,4 μm , sendo o endurecimento inversamente proporcional ao tamanho da inclusão. Nenhuma relação simples entre tamanho de inclusão e resistência a fadiga foi obtida em intervalos de tensão elevados porque as fraturas resultaram de mais de uma trinca.

A influência das inclusões sobre a resistência à fadiga de uma série de aços tratados termicamente com uma resistência à tração com cerca de 1724 MPa foi investigada por Atkinson [21], onde o autor concluiu que o tamanho das inclusões por si só não oferece uma base para comparar os diversos tipos de inclusão que

normalmente ocorrem nos aços, mas que o número e a forma das inclusões poderiam estar correlacionados com a resistência a fadiga, introduzindo uma "contagem de Inclusão de Fairey".

Epreamian e Mehl [22] investigaram a relação entre os fatores metalúrgicos e a variação estatística das propriedades de fadiga. Os resultados dos testes em aço SAE 4340 indicaram que a dispersão na resistência à fadiga e no limite de fadiga era muito mais dependente do conteúdo de inclusão do que da composição ou do tratamento térmico. Styri [23] atribuiu a dispersão às áreas fracas locais na estrutura e, além das inclusões, pode haver segregação local, ferrita livre, austenita retida e tensão interna.

A influência do processo de fabricação sobre a resistência à fadiga foi investigada também por Fisher e Sheehan [24] para a liga de aço SAE 4340, tratada termicamente com resistência à tração entre 1586 e 1931 MPa. Os resultados demonstraram claramente que a presença de grandes inclusões foi prejudicial, embora não tenha sido obtida uma estreita correlação entre o tamanho da inclusão e a resistência à fadiga.

O projeto de fadiga de peças metálicas fundidas está fortemente ligado ao processo de fundição. O projetista precisa alcançar um compromisso entre a resistência à fadiga do componente e o tamanho de defeito permitido devido ao processo. Para realizar esta combinação, é necessário um critério que leve em consideração a influência do defeito no limite de fadiga.

Nadot e Nadot-Martin [25] definiram um defeito como um poro hemisférico na superfície e o tamanho do defeito foi estudado com uma variável que influencia na resistência à fadiga.

2.4. Modelo de Murakami

Muitas abordagens foram propostas para avaliar a influência de um defeito na vida em fadiga. Uma visão geral desse problema pode ser encontrada no trabalho de Murakami, onde o autor relaciona um defeito com a vida em fadiga usando quatro parâmetros: tipo de defeito (inclusão, poro, impureza, ...), morfologia do defeito (esférico, hemisférico, complexo, ...), posição do defeito (interna, subsuperficial ou superficial) e tamanho de defeito (relacionado ou não ao sentido de carregamento) [26].

A teoria de Murakami busca relacionar o limite de resistência à fadiga ao tamanho dos defeitos existentes no componente mecânico. Conforme ilustrado na figura 8, os defeitos podem ser superficiais, subsuperficiais ou internos:

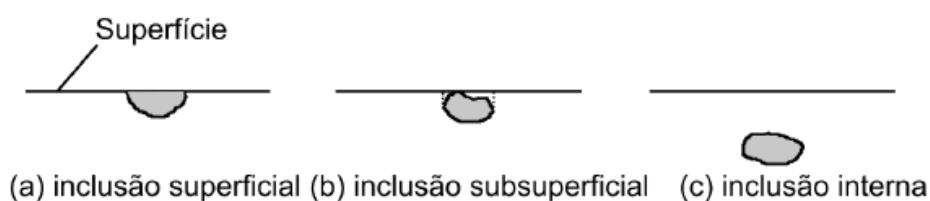


Figura 8 – Localização dos defeitos (inclusões não metálicas) em relação à superfície [26]

O procedimento de Murakami consiste em substituir a maior inclusão existente na região de análise do material por um furo artificial, com base em uma equivalência entre as áreas da inclusão e do furo. Tal modelo propõe o uso de descontinuidades mecânicas (furos superficiais de diferentes diâmetros) para simular a presença de descontinuidades metalúrgicas (inclusões não metálicas) e avaliar a influência destas heterogeneidades microestruturais sobre a vida-fadiga do material (figura 9).

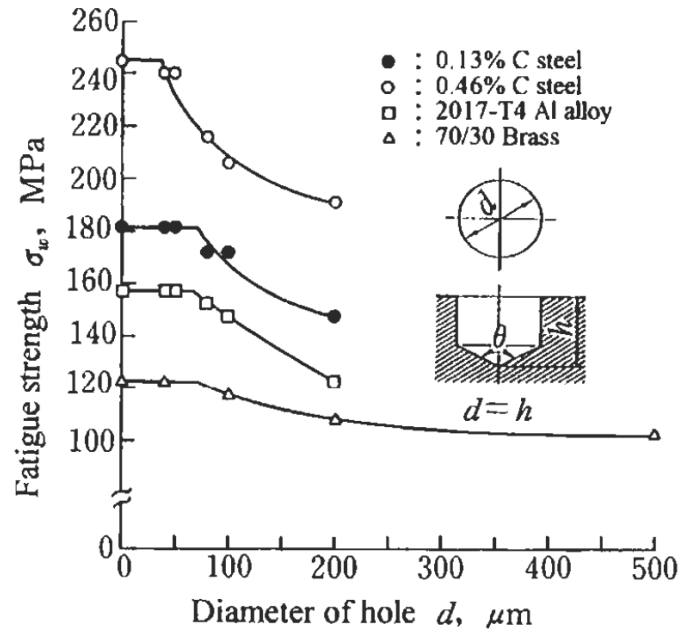


Figura 9 - Relação entre o tamanho de um furo artificial e o limite de fadiga [26]

A tensão conforme vai se aproximando da borda de um furo, ou na raiz de um entalhe, vai aumentando sua magnitude. Este fenômeno é chamado de 'concentração de tensão'. As trincas de fadiga geralmente nucleiam nos locais de concentração de tensões. No entanto, deve-se notar que as características de concentração de tensões em uma ponta de trinca são diferentes daquelas em furos e entalhes.

A figura 10 mostra a concentração de tensões atuante em uma placa “infinita” sob a ação de uma tensão global de σ_{x0} , onde o valor do K_t fica em 3 vezes o valor da tensão global:

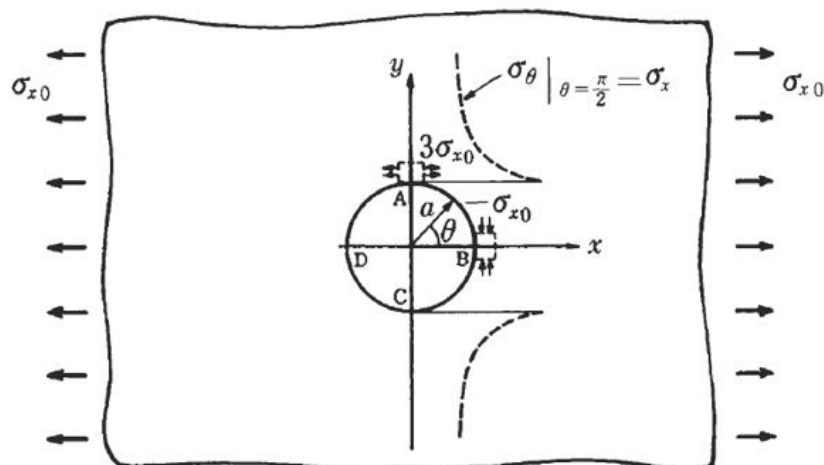


Figura 10 - Furo circular em uma placa infinita sob uma tensão de tração remota uniaxial [26]

Ao contrário dos furos e entalhes, uma trinca tem uma ponta afiada cujo raio da raiz ρ é zero. Sendo assim, a concentração de tensão à frente do furo elíptico, ou seja, na ponta da trinca, torna-se ilimitado independentemente do comprimento da trinca. Portanto, não é apropriado comparar as tensões máximas nas pontas de várias trincas como uma medida de sua concentração de tensão. Para resolver a dificuldade de tratar tensões nas pontas das trincas, G.R. Irwin propôs no final da década de 1950 o fator de intensidade de tensão sendo definido como o parâmetro que descreve a intensidade do campo de tensão singular na vizinhança de um ponta de trinca [27,28].

Conforme mostrado na figura 11, quando temos uma trinca de comprimento $2a$ na direção x em uma placa infinita, que está sob uma tensão de tração uniaxial, σ_0 , na direção y , o fator do intensificador de tensões que descreve a distribuição de tensão singular na vizinhança da ponta da trinca, é escrito como:

$$K_I = \sigma_0 \sqrt{\pi a} \quad (8)$$

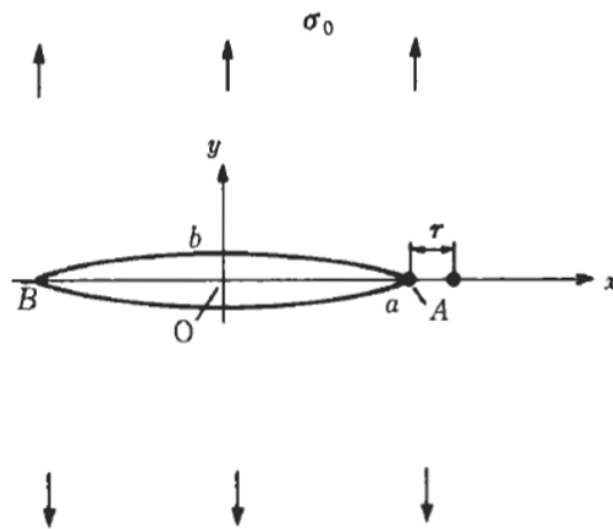


Figura 11 – Trinca de comprimento $2a$ [28]

Existem três formas fundamentais (vide figura 12), segundo as quais a carga pode operar sobre uma trinca, e cada uma irá afetar um deslocamento diferente da superfície da trinca. No modo I de carregamento a tensão aplicada é perpendicular ao plano de propagação da trinca, no modo II a tensão é paralela ao plano de propagação da trinca (cisalhamento no plano, KII) e no modo III a trinca propaga por

torção (como material não “entende” torção, o que temos é um cisalhamento fora do plano).

O modo I é o mais crítico para a propagação da trinca, pois não precisa de deformação (associada à componente cisalhante) para acontecer. O parâmetro K pode ser entendido como a ação de uma tensão agindo sob o tamanho de um defeito, ou seja, como a tensão interage com o material, correlacionando a tensão global com a tensão local.

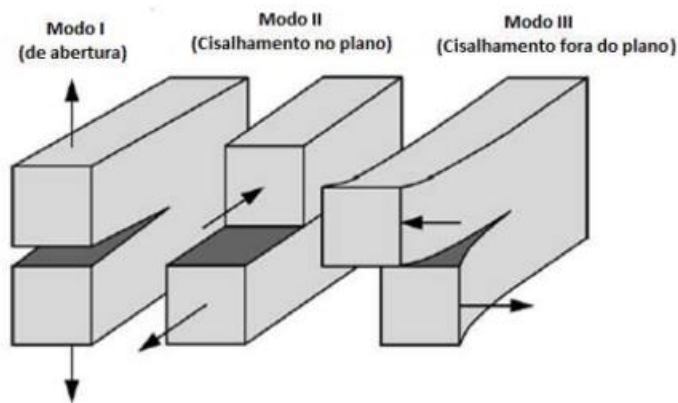


Figura 12 – Modos de carregamento [3]

A figura 13 mostra uma trinca interna no plano x-y de um sólido infinito que está sob uma tensão de tração remota uniforme, σ_0 , na direção z. Se a área dessa trinca for denotada por 'área', então o valor máximo, $K_{I\max}$ do fator de intensidade de tensão é dado por [29,30]:

$$K_{I\max} = 0,5\sigma_0\sqrt{\pi\sqrt{area}} \quad (9)$$

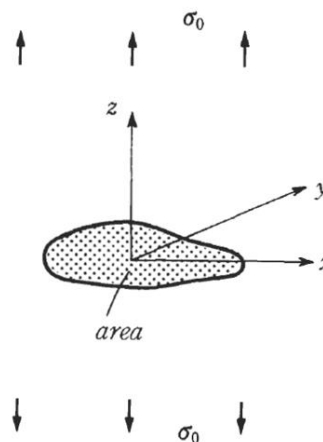


Figura 13 – Fator do intensificador de tensões atuando em uma trinca interna de área delimitada [30]

Murakami cita em seus estudos que a influência de furos é a mesma do que a de trincas no limite de fadiga do material, conforme ilustrado na figura 14.

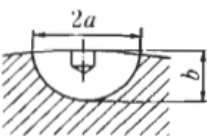
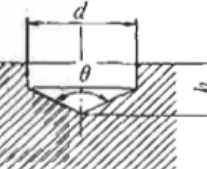
Crack and Hole	$\sqrt{area} (\mu m)$	Fatigue limit (MPa)
 <p> $2a = 213 \mu m$ Aspect ratio $b/a = 0.7$ </p>	112	200.9
 <p> $d = 200 \mu m$ $h = 100 \mu m$ $\theta = 120^\circ$ </p>	115	200.9

Figura 14 - Influência de furos e trincas no limite de fadiga do material [30]

No estudo de fadiga de altíssimo ciclo já foi dito anteriormente o efeito prejudicial que inclusões não metálicas exercem na nucleação de trincas de fadiga. A Tensão limite de resistência à fadiga normal na presença de uma inclusão interna pode ser calculada segundo a equação (4) proposta por Murakami:

$$\sigma_w = \sigma_{-1} = \frac{1,56(Hv + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (10)$$

A determinação do parâmetro \sqrt{area} depende de uma análise estatística das populações de defeitos observadas em um dado número de amostras do material, tendo a probabilidade de existir defeitos capazes de nuclear trincas que levem a fratura do material, diretamente relacionada ao volume de material estudado.

A metodologia para o cálculo do parâmetro \sqrt{area} é explicada por Murakami em seus trabalhos [26] e consiste nas seguintes etapas:

- Uma seção perpendicular à direção de máxima tensão principal é cortada da amostra de material e polida até se obter um acabamento espelhado;
- Uma área de inspeção padrão é fixada (S_0) e nessa área a maior inclusão é selecionada, sendo que o parâmetro \sqrt{area} é medido considerando uma

linha de contorno suave ao redor da inclusão. Esta operação é repetida n vezes em áreas próximas às extremidades da amostra, conforme ilustrado na figura 15:

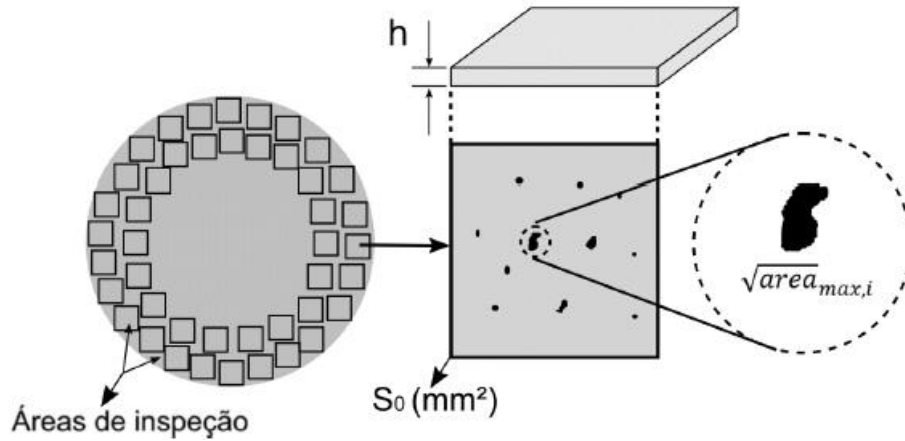


Figura 15 - Ilustração esquemática do procedimento de determinação do parâmetro $\sqrt{\text{área}}$ [26]

Segundo Gumbel, a probabilidade de se encontrar um defeito suficientemente severo no material é diretamente proporcional ao volume de material considerado. Para que o tamanho do defeito crítico seja obtido de maneira mais acurada, é necessário realizar uma extrapolação estatística a partir da observação de várias amostras e a aplicação do método permite a obtenção de uma curva ajustada, onde o tamanho da maior inclusão é obtido. O método da distribuição estatística de Gumbel consiste em:

- Classificar em ordem crescente os parâmetros $\sqrt{\text{área}}$ calculados, $\sqrt{\text{área}}_j \leq \sqrt{\text{área}}_{j+1} \leq \dots \leq \sqrt{\text{área}}_n$ com $j = 1, \dots, n$;
- A função de distribuição cumulativa F_j (%), representa a distribuição da probabilidade da existência de inclusões de cada tamanho, muito similar a função probabilidade de sobrevivência de peças postulada por *Weibull*. As variáveis reduzidas y_j são associadas a cada tamanho de inclusão medido. As equações (11) e (12) determinam os cálculos dos termos descritos anteriormente:

$$F_j = \frac{j}{n+1} \times 100 \quad (11)$$

$$y_j = -\ln\left[-\ln\left(\frac{j}{n+1}\right)\right] \quad (12)$$

- Os dados gerados são plotados em um gráfico de F_j (%) eixo das ordenadas contra \sqrt{area} eixo das abcissas, para a distribuição do valor extremo;
- O gráfico da variável reduzida y_j plotada contra \sqrt{area} tem um comportamento linear, seguindo a distribuição de *Gumbel* sendo calculado a partir das equações 13 a 14:

$$\sqrt{area} = ay + b \quad (13)$$

Sendo que,

$$y = -\ln\left[-\ln\left(\frac{T-1}{T}\right)\right] \quad (14)$$

Onde,

$$T = \frac{V}{V_0} \quad (15)$$

T representa o valor de retorno para a variável reduzida, em função do volume de previsão. O volume V é o volume útil da amostra e V_0 é o volume da inspeção padrão, sendo obtido pela multiplicação da área S_0 pela espessura h, onde:

$$h = \frac{\sum_j^n \sqrt{area}}{n} \quad (16)$$

Ao fim deste processo, é possível obter, a partir de várias áreas de inspeção e da aplicação do algoritmo, o tamanho estimado da maior inclusão presente no volume, o que permite estimar o parâmetro \sqrt{area} a ser considerado na teoria de Murakami, com a confiabilidade de 99,9%.

A tabela 2 contém dados das medidas das inclusões de 60 amostras que foram obtidas a partir do material fraturado do eixo virabrequim (42CrMo4) [31], onde será efetuada a análise de estatística dos extremos.

Tabela 2- Dados das medidas das inclusões presentes em 60 amostras do aço 42CrMo4 [31]

j	A (μm^2)	vA (μm)	Fj	$-\ln(j/n+1)$	yj
1	19,91	4,46	0,016	4,111	-1,414
2	23,39	4,84	0,033	3,418	-1,229
3	24,68	4,97	0,049	3,012	-1,103
4	32,48	5,7	0,066	2,725	-1,002
5	38,31	6,19	0,082	2,501	-0,917
6	41,49	6,44	0,098	2,319	-0,841
7	41,57	6,45	0,115	2,165	-0,772
8	44,4	6,66	0,131	2,031	-0,709
9	46,06	6,79	0,148	1,914	-0,649
10	48,1	6,94	0,164	1,808	-0,592
11	56,48	7,52	0,18	1,713	-0,538
12	58,81	7,67	0,197	1,626	-0,486
13	60,96	7,81	0,213	1,546	-0,436
14	62,24	7,89	0,23	1,472	-0,386
15	67,99	8,25	0,246	1,403	-0,338
16	68,34	8,27	0,262	1,338	-0,291
17	71,82	8,47	0,279	1,278	-0,245
18	73,03	8,55	0,295	1,221	-0,199
19	83,14	9,12	0,311	1,166	-0,154
20	83,39	9,13	0,328	1,115	-0,109
21	84,46	9,19	0,344	1,066	-0,064
22	87,93	9,38	0,361	1,02	-0,02
23	89,12	9,44	0,377	0,975	0,025
24	90,05	9,49	0,393	0,933	0,07
25	134,15	11,58	0,41	0,892	0,114
26	147,58	12,15	0,426	0,853	0,159
27	160,83	12,68	0,443	0,815	0,205
28	179,09	13,38	0,459	0,779	0,25
29	196,82	14,03	0,475	0,744	0,296
30	202,46	14,23	0,492	0,71	0,343

j	A (μm^2)	vA (μm)	Fj	$-\ln(j/n+1)$	yj
31	207,83	14,42	0,508	0,677	0,39
32	209,96	14,49	0,525	0,645	0,438
33	215,78	14,69	0,541	0,614	0,487
34	223,83	14,96	0,557	0,585	0,537
35	224,25	14,97	0,574	0,556	0,588
36	242,99	15,59	0,59	0,527	0,64
37	262,08	16,19	0,607	0,5	0,693
38	298,14	17,27	0,623	0,473	0,748
39	352,26	18,77	0,639	0,447	0,804
40	395,26	19,88	0,656	0,422	0,863
41	401,46	20,04	0,672	0,397	0,923
42	475,89	21,81	0,689	0,373	0,986
43	512,81	22,65	0,705	0,35	1,051
44	567,82	23,83	0,721	0,327	1,119
45	593,01	24,35	0,738	0,304	1,19
46	628,04	25,06	0,754	0,282	1,265
47	662,23	25,73	0,77	0,261	1,344
48	668,43	25,85	0,787	0,24	1,428
49	824,12	28,71	0,803	0,219	1,518
50	842,81	29,03	0,82	0,199	1,615
51	881,44	29,69	0,836	0,179	1,72
52	913,16	30,22	0,852	0,16	1,835
53	988,55	31,44	0,869	0,141	1,962
54	1194,09	34,56	0,885	0,122	2,105
55	1978,02	44,47	0,902	0,104	2,268
56	2088,22	45,7	0,918	0,086	2,459
57	2445,31	49,45	0,934	0,068	2,691
58	3213,91	56,69	0,951	0,05	2,987
59	3636,15	60,3	0,967	0,033	3,401
60	3823,27	61,83	0,984	0,017	4,103

O gráfico da figura 16 mostra os valores calculados na tabela acima e a linha de tendência das amostras obtidas. Percebe-se que 18 pontos estão fora da região linear do gráfico, portanto serão desconsiderados (vide figura 17).

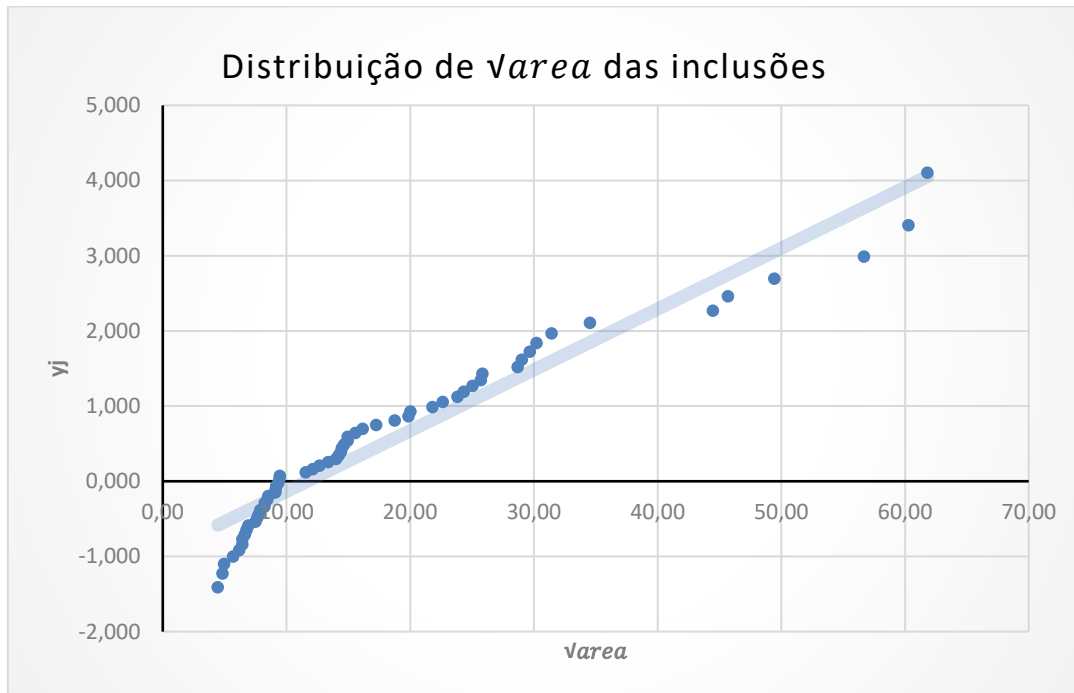


Figura 16 – Gráfico da distribuição dos parâmetros \sqrt{area} obtidos experimentalmente

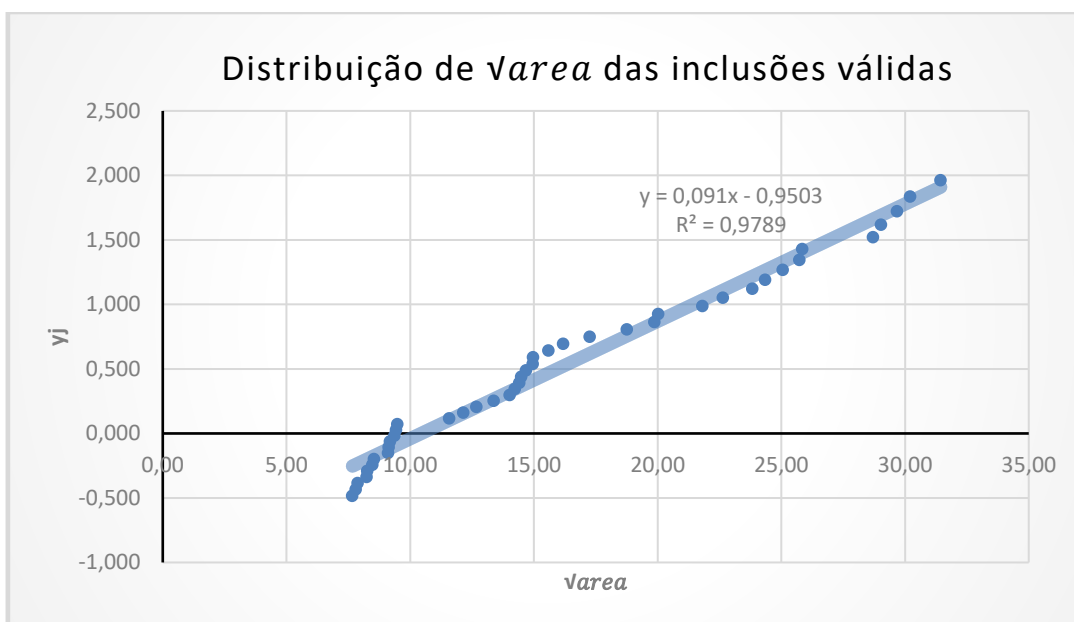


Figura 17 - Esquemático para a determinação do parâmetro \sqrt{area} com ajuste de pontos

Em cada uma dessas amostras foi medido o valor da área da maior inclusão em 60 áreas de inspeção padrão $S0$ de $0,41 \text{ mm}^2$ e se obteve 42 medidas válidas. Lembrando que a variável y_j depende da variável de retorno (T) que por sua vez depende de V e V_0 :

$$h = \frac{\sum_j^n \sqrt{area}}{n} = \frac{0,54}{42} = 1,28 \times 10^{-2} \text{ mm} \quad (17)$$

$$V0 = S0 \times h = 0,41 \times 1,28 \times 10^{-2} = 5,25 \times 10^{-3} \text{ mm}^3 \quad (18)$$

$$T = \frac{V}{V0} = \frac{2400}{5,25 \times 10^{-3}} = 4,58 \times 10^5 \quad (19)$$

Logo, no cálculo de y:

$$y = -\ln \left[-\ln \left(\frac{T-1}{T} \right) \right] = 13,01 \quad (20)$$

Conforme ilustrado na figura 15, o coeficiente angular do gráfico vale 0,091 e o coeficiente linear -0,9503, logo:

$$\begin{aligned} y &= 0,091\sqrt{area} - 0,9503 = 13,01 \\ \sqrt{area} &= 153,41 \text{ } \mu\text{m} \end{aligned} \quad (21)$$

O parâmetro \sqrt{area} calculado na equação 21 implica que o efeito que a população de defeitos presentes no material 42CrMo4 podem ser substituídos por um único defeito de tamanho 153,4 μm .

As próximas etapas englobam fazer a simulação via elementos finitos do corpo de prova de fadiga de altíssimo ciclo na presença desse tamanho de defeito, a fim de obter o estado de tensões com a presença da inclusão. Posteriormente, corpos de prova do tipo ampulheta serão usinados com furos de diâmetro equivalente ao parâmetro \sqrt{area} e ensaiados no regime de altíssimo ciclo para previsão da vida em fadiga.

2.5. Metodologia de Elementos Finitos

O método dos elementos finitos é um método numérico pertencente à família dos métodos variacionais. Trata-se de um recurso matemático amplamente utilizado na indústria e na academia, que busca encontrar soluções satisfatoriamente aproximadas para problemas que envolvem geometrias ou carregamentos muito complicados, ou até mesmo para situações em que não existe solução analítica para o problema em questão.

Embora seja uma ferramenta essencialmente matemática, trata-se de um recurso amplamente empregado para engenharia. Uma aplicação típica é o emprego em aplicações mecânicas, como para obter os estados de tensão ou deformação de um componente mecânico com geometria ou carregamento muito complexos. Outras aplicações igualmente comuns são possíveis na mecânica dos fluidos, transferência de calor, transporte de massa, problemas eletromagnéticos etc.

O método consiste em discretizar o objeto observável (domínio) em elementos de tamanho finito, suficientemente pequenos, impondo que a lei geral que descreve o fenômeno seja atendida não para um domínio contínuo, mas de maneira discreta nos contornos e interfaces dos/entre elementos.

Ao se realizar tal discretização, obtém-se o que é conhecido como uma malha de elementos finitos. A simplificação ocorre porque dispensa-se a solução geral e contínua para um problema físico complicado, substituindo-a por soluções aproximadas locais, válidas nos contornos (interfaces) dos elementos da malha. Dessa maneira, cada elemento tem associado a si um determinado número de equações significativamente mais simples, e a descrição do fenômeno em questão deverá satisfazer a essas equações, dispensando a solução da análise geral em prol de soluções localizadas que produzam aproximações satisfatórias através de força computacional.

Naturalmente, quanto mais discretizado for o domínio, mais precisa será a solução. Em contrapartida, uma discretização demasiadamente refinada levará a um número maior de equações, impondo um custo computacional (tempo) maior para que elas sejam resolvidas. Na prática, opta-se por refinar a malha nas regiões em que haja algum interesse físico, permitindo que regiões de menor interesse sejam menos refinadas, obtendo presteza na solução sem comprometer o resultado da análise.

Para Murakami, trincas de fadiga devem ser nucleadas nas vizinhanças do maior defeito presente no material. No entanto, a teoria não prevê a interação entre dois defeitos vizinhos, e se estes, em conjunto, produzem um concentrador de tensão superior à concentração de tensão provocada pelo maior defeito individualmente.

A análise por elementos finitos determinará o campo de tensões presente nas vizinhanças dos defeitos, o que permitirá avaliar através da teoria de fadiga se o material deve ou não suportar tal carregamento com a referida população de defeitos. A figura 18 ilustra uma população de defeitos genérica, enquanto a figura 19 ilustra uma malha de elementos finitos refinada na região dos defeitos.

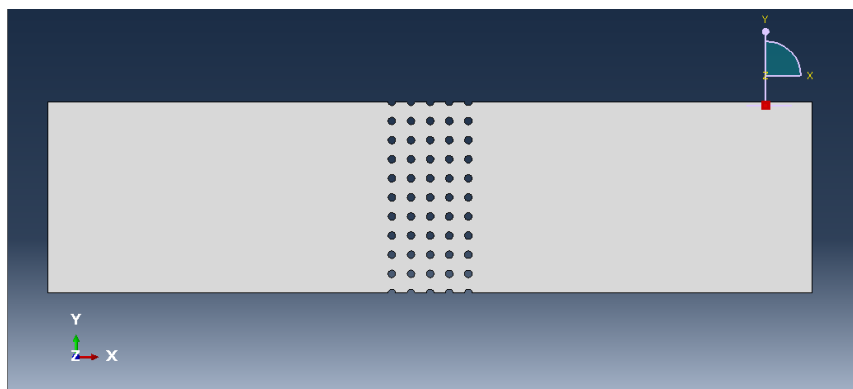


Figura 18 - População genérica de defeitos

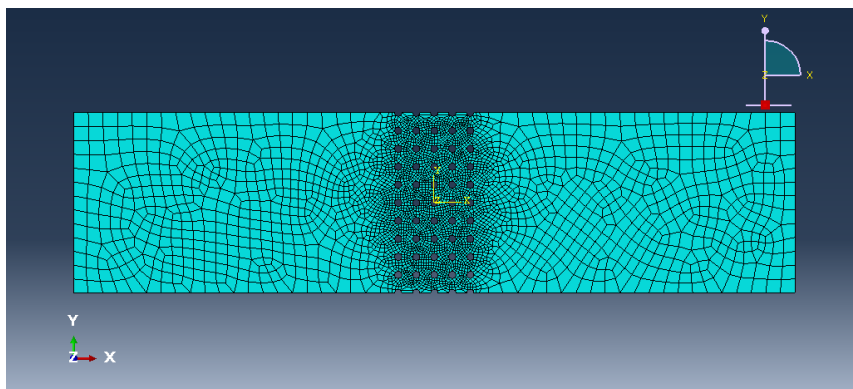


Figura 19 - Malha de elementos finitos refinada na região de interesse

A figura 20 ilustra a substituição da população de defeitos por um único defeito com 7.5 mm de diâmetro, enquanto a figura 21 apresenta de uma aproximação para melhor visualização dos níveis de tensão.

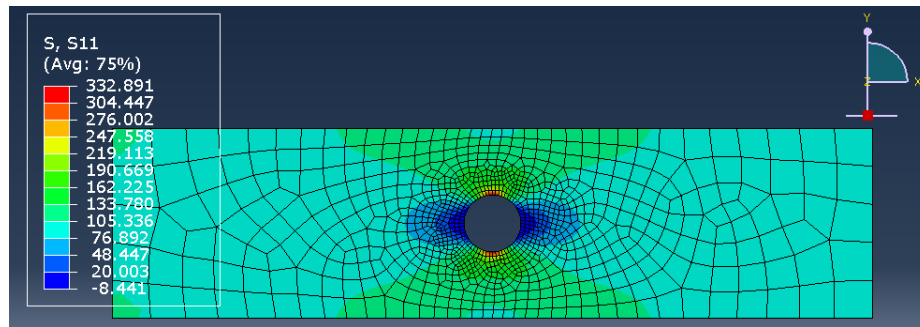


Figura 10 - População de defeitos substituída por defeito único, que produz concentração de tensão similar à população de defeitos original

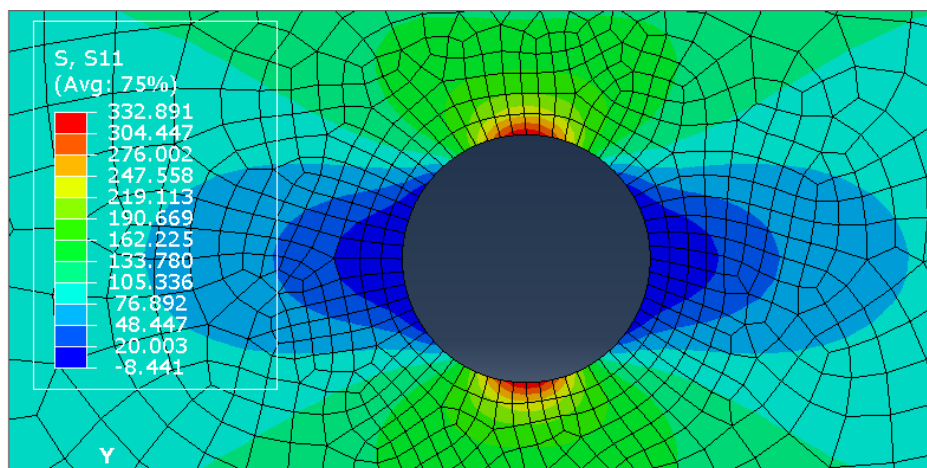


Figura 21 - Aproximação para melhor visualização dos níveis de tensão obtidos a partir da análise por elementos finitos com defeito único

Para o contexto do presente trabalho, foi empregado o método dos elementos finitos para estudar como a eventual presença de um defeito (inclusão não metálica ou descontinuidade geométrica) influencia ou perturba o campo de tensões do componente mecânico em questão durante o serviço, possivelmente abreviando a vida útil dele. A figura 22 ilustra esquematicamente a posição do defeito produzido artificialmente no corpo de prova a ser ensaiado.

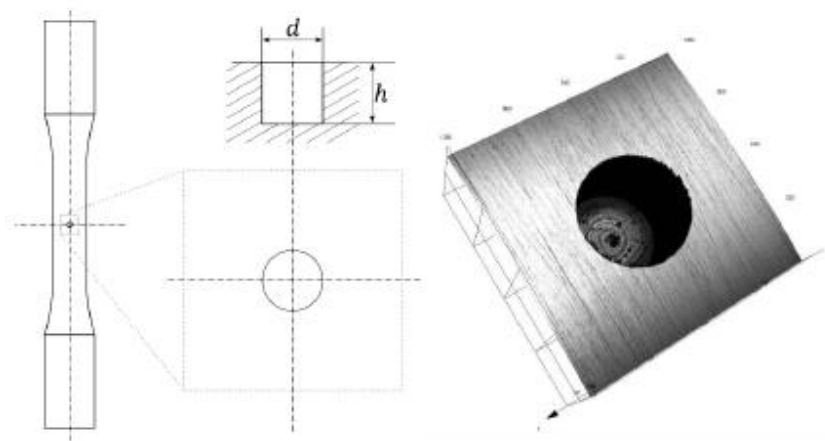


Figura 22 - Ilustração esquemática da introdução de defeito artificial no corpo de prova

3. Material e metodologia

No tópico a seguir são mostradas as etapas de Caracterização dos materiais - usinagem de corpos de prova do material do eixo que rompeu - e os Ensaios mecânicos ultrassônicos visando a determinação dos carregamentos críticos que levam a falha na presença de um defeito.

3.1. Material

O material do eixo virabrequim (DIN 42CrMo4) teve corpos de prova para ensaios de fadiga usinados no Laboratório de Estruturas e Materiais (Departamento de Engenharia Civil e Ambiental - PUC-Rio), onde foram ensaiados no Laboratório de Fadiga de Altíssimo Ciclo (LABFADAC – PUC-Rio). A geometria dos CPs pode ser vista na figura 23.

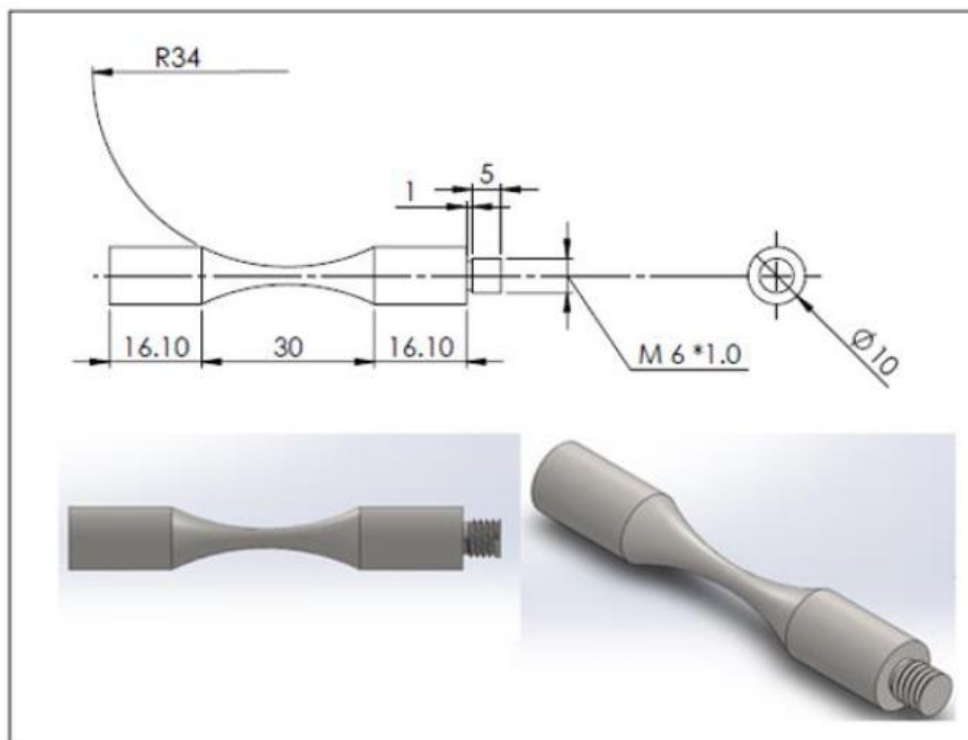


Figura 23 - Geometria do corpo de prova 2D e 3D.

O aço DIN 42CrMo4 foi ensaiado anteriormente e apresentou dureza média de 320 HV, Tensão Limite de Escoamento de 689 MPa e Tensão Limite de Resistência Mecânica de 862 MPa [32].

Nas figuras 24 e 25 observa-se a microscopia ótica e eletrônica de varredura efetuadas no aço, e na figura 26 o EDS realizado, evidenciando a presença de heterogeneidades metalúrgicas como inclusões e vazios. [33].

É importante frisar que a quantidade de inclusões presentes no aço auxiliou a nucleação das trincas de fadiga, atuando como sítios de nucleação tão eficazes como entalhes e regiões de mudanças geométricas. No entanto, as inclusões estavam localizadas adicionalmente no caminho preferencial de propagação das trincas, abreviando assim a via-fadiga do material.

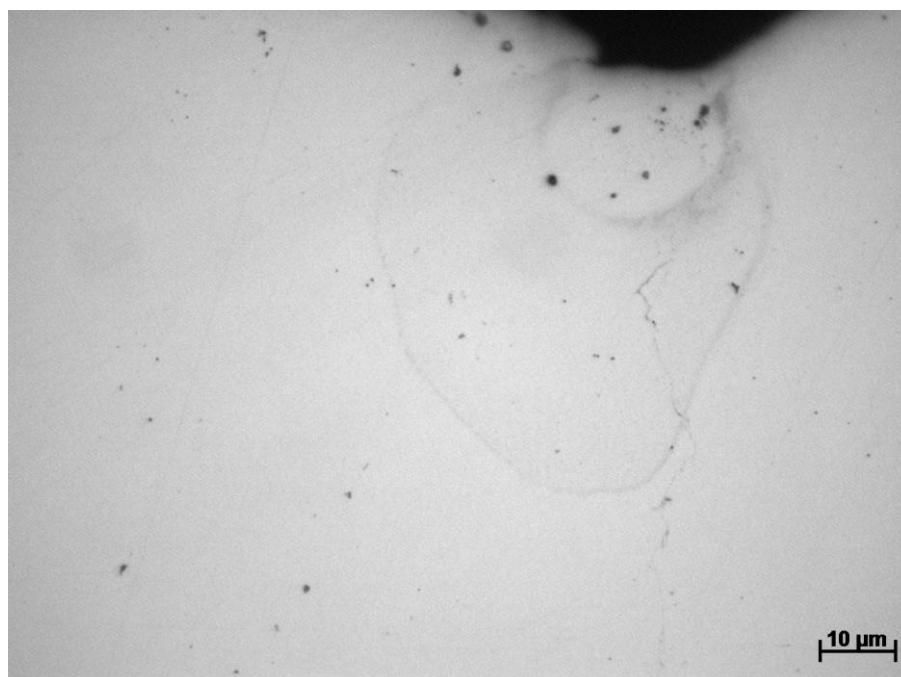


Figura 24: Microscopia Ótica no cp do DIN 42CrMo4 – Aumento de 500x

Já a composição química do aço 42CrMo4 foi fornecida pelo fabricante do eixo virabrequim que falhou e é apresentada na tabela 3:

Tabela 3 - Composição química do aço 42CrMo4

	% na amostra (wt)								
	C	Mn	Si	Cu	Cr	V	Mo	Ni	Fe
DIN 42CrMo4	0,38	0,85	0,27	0,18	0,97	0,01	0,2	-	96,9

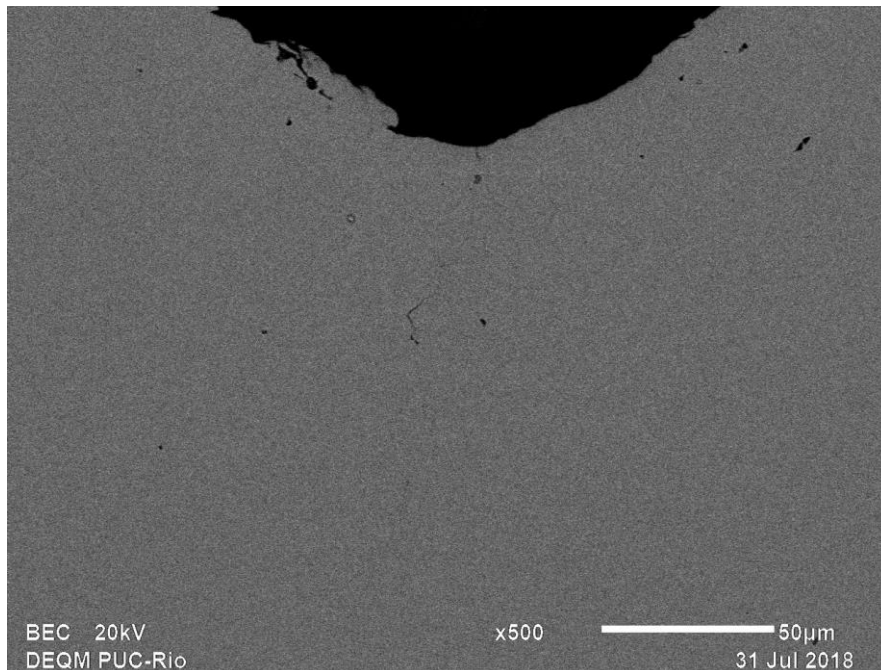


Figura 25: MEV na amostra de DIN 42CrMo4 – Aumento de 500x.

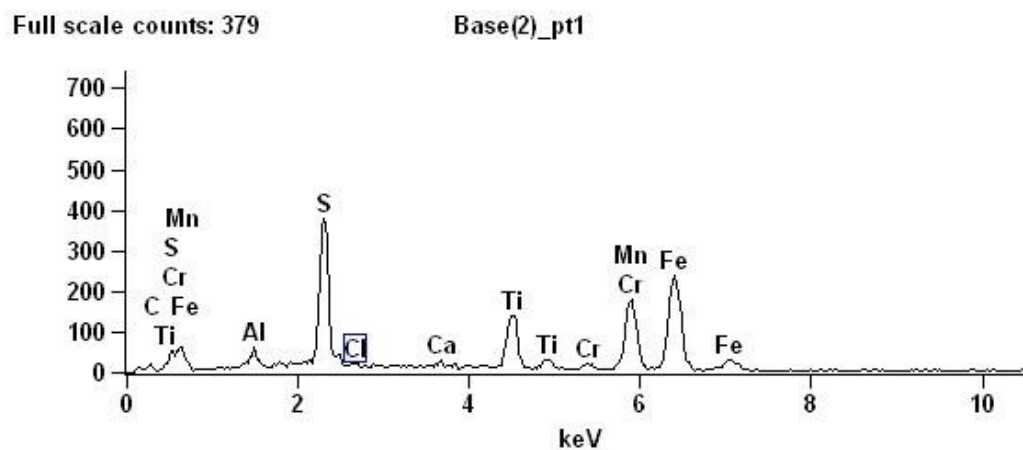


Figura 26: EDS indicando a presença de sulfetos no aço 42CrMo4.

O aço DIN 42CrMo4, também conhecido como aço cromo molibdênio, é classificado como aço ligado para beneficiamento. Seus principais elementos são:

- Carbono – É o principal elemento de liga no aço. Pode-se dizer que a principal propriedade conferida ao aço pelo carbono é a dureza. Além disto aumenta, também, o limite de resistência à tração e a temperabilidade, mas diminui a tenacidade e soldabilidade;

- Cromo – O cromo favorece a formação de carbonetos em um aço. Assim, aumenta a dureza e a resistência à tração do aço em média (8 a 10 kgf/mm²) para a adição de 1% de Cr, mas diminui a resistência ao impacto. Aumentando a temperabilidade e em grandes quantidades a resistência à corrosão, mas diminui a tenacidade e a soldabilidade;
- Molibdênio – É elemento formador de carbonetos. Aumenta a resistência a quente e, em presença do níquel e do cromo, aumenta o limite de resistência à tração e o limite de escoamento. dificulta o forjamento, melhora a temperabilidade, a resistência à fadiga e propriedades magnéticas. Exerce notável influência nas propriedades da solda. Em ações rápidas, aumenta a tenacidade, mantendo as propriedades de dureza a quente e retenção de corte. Nos aços rápidos substitui o tungstênio para a formação de carbonetos, na proporção de 1% de molibdênio para 2% de tungstênio. [34].

Este aço tem grande aplicação na construção mecânica e automotiva em componentes que exigem elevada dureza, resistência e tenacidade, como virabrequins, bielas, braços, juntas, engrenagens, eixos e componentes para equipamentos de produção e perfuração de petróleo. Além destas características, o material possui baixa soldabilidade e usinabilidade média assim como boa resistência à torção e fadiga.

Por fim, o limiar de propagação de trincas deste aço foi calculado experimentalmente na minha dissertação de mestrado [33] como sendo de 10,5 MPa \sqrt{m} e sua curva $da/dN \times \Delta K$ é mostrada na figura 27:

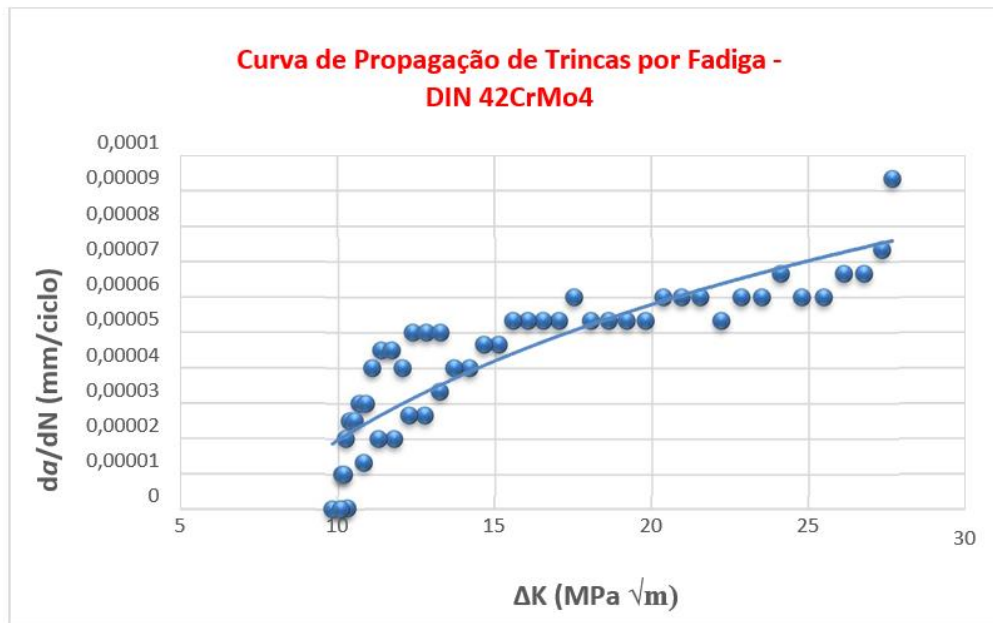


Figura 27 - Curva da/dN versus ΔK DIN 42CrMo4.

3.2 Metodologia

Nos corpos de prova utilizados para ensaios em fadiga ultrassônica, a frequência fornecida é uma das frequências naturais da amostra e devem possuir uma geometria onde a frequência fundamental corresponda a mesma frequência da máquina ensaiada. As figuras 28 e 29 mostram a geometria do corpo de prova e a máquina de fadiga ultrassônica que serão realizadas no ensaio.

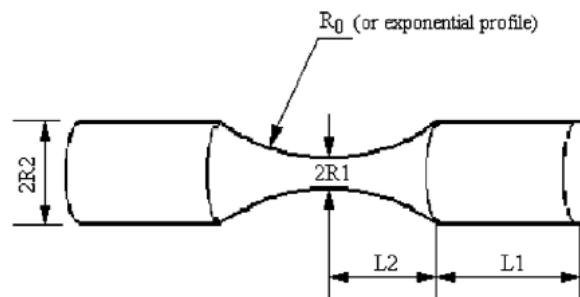


Figura 28 - Geometria do corpo de prova para altíssimo ciclo

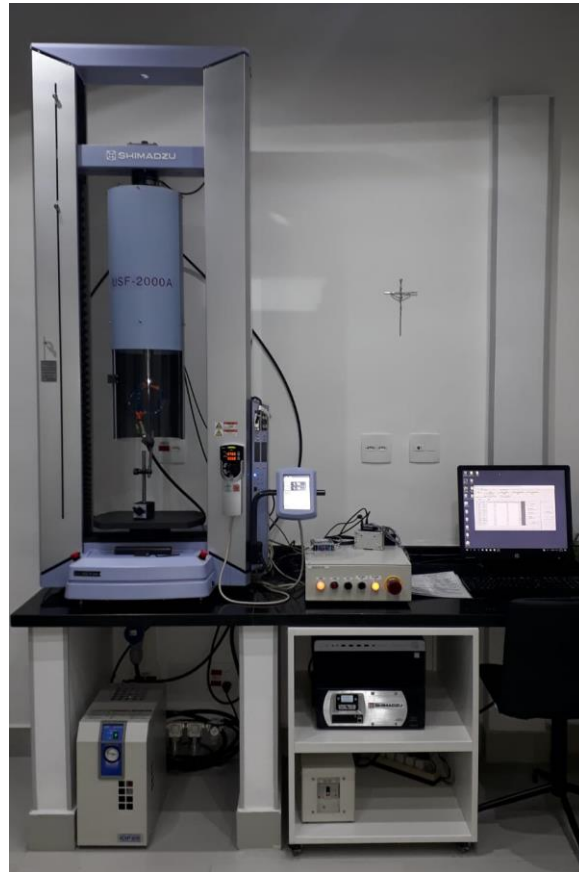


Figura 29 - Máquina Shimadzu de ensaio em fadiga ultrassônica

Na figura 30, observa-se que o deslocamento (*Displacement*) é máximo nas extremidades do corpo de prova e zero no centro. No entanto a amplitude de tensão (*Stress*) é máxima no centro no corpo de prova, por se tratar de uma região crítica do corpo de prova.

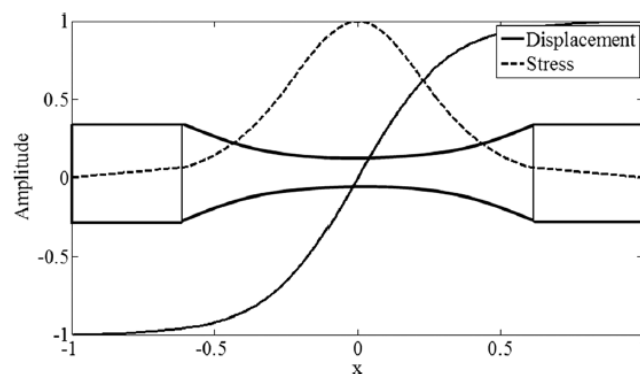


Figura 30 - Distribuição da amplitude de deslocamento e da tensão no CP [35]

Os equipamentos ultrassônicos atuais de fadiga seguem os mesmos princípios desenvolvidos por Manson em 1950, sendo compostos, basicamente por um gerador ultrassônico, conversor piezoelétrico, amplificador (*horn*) e sistema de controle e aquisição de dados. A Figura 31 apresenta, esquematicamente, um sistema ultrassônico para ensaios de fadiga, apresentando o sistema de ressonância do equipamento, que compreende o elemento piezoelétrico, amplificador e corpo de prova. Nesta mesma figura se observam 3 nós de deslocamento e 4 nós de tensão, sendo que a tensão máxima atua no centro do corpo de prova (um dos nós de deslocamento), enquanto o deslocamento atinge seu máximo nas extremidades do corpo de prova (pontos A e B) [35].

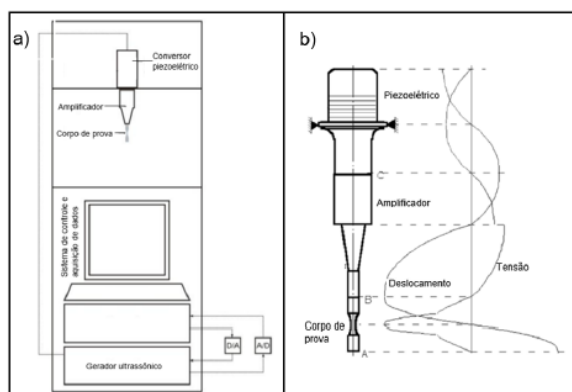


Figura 31: Esquema de uma máquina ultrassônica de fadiga: a) principais elementos da máquina, b) sistema mecânico de ressonância [35].

Para as condições ensaiadas na máquina de fadiga ultrassônica, deve-se ajustar o valor da amplitude de tensão desejada, entrar com as informações do material da amostra (módulo de Young, densidade), informar as dimensões do corpo de prova (diâmetro máx e min, comprimentos L1 e L2) e também explicitar o tempo de oscilação e parada. Importante frisar que essa última etapa é essencial para que as amostras sejam ensaiadas num regime que não seja influenciado pela elevação da temperatura, o que pode vir a “queimar” os corpos de prova. A figura 32 mostra todos os parâmetros citados acima, para o caso ensaiado com amplitude de tensão de 240 MPa.

UltraSonic Fatigue Software Ver1.02 - C:\Users\USF2000\Desktop\DOUORADO\T.Peixoto\42CrMo4.cnd

File System Help

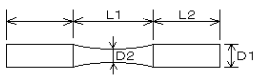
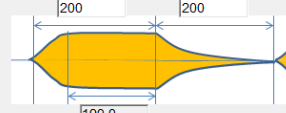
Test Condition	Test Execution	Fluctuating Stress Test
TP Material Material Name: 42CrMo4 E : Young's modulus(MPa): 209000 p : Density(g/cm³): 7.87 Comment: Stress conversion factor(MPa/um) <input type="checkbox"/> Use input value 16.129 Amplifier output correction factor 1.016 Adjust correction factor	TP Type  Sarcuratapa Type(Chord) D1 : Max diameter(mm) 10.00 [4.56 - 20.00] D2 : Min diameter(mm) 4.00 [1.00 - 8.77] L1 : Chord Length(mm) 43.00 [1.00 - 100.00] L2 : TP Shoulder Length(mm) 15.15	<input type="checkbox"/> Fluctuating Stress Test Test Condition Nominal Test Amplitude(MPa) 240 TP Side Amplitude(um) [165(219) - 437] 13.64 <input checked="" type="checkbox"/> Intermittent driving Oscillation time(msec) 200 Stop time(msec) 200  Test End Condition Max Cycle (cycle) 1.0000E+09 Estimate test time 1days 05:14:23 Fluctuation band of test frequency (Hz) 500

Figura 32: Condições operacionais da máquina de fadiga ultrassônica

Os corpos de prova foram furados no Instituto SENAI de Inovação em Sistemas de Manufatura e Processamento a laser de Joinville – SC sendo utilizada a máquina KERN micro & Feinwerktechnik do tipo PYNO, conforme observa-se nas figuras 33 e 34:



Figura 33 - Máquina KERN micro & Feinwerktechnik do tipo PYNO

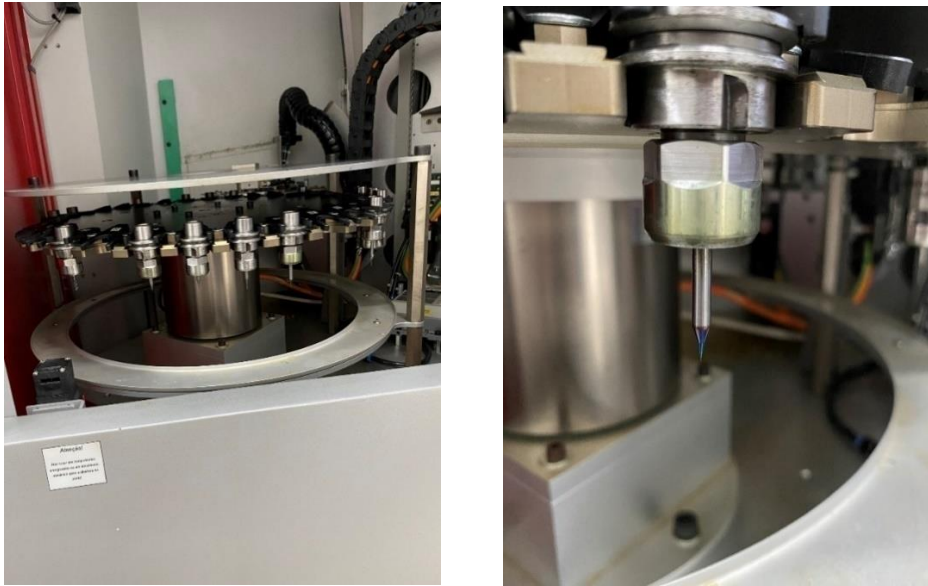


Figura 34 - Conjunto de “brocas” para a usinagem de precisão

Após os cps serem furados eles são analisados microscopicamente a fim de avaliar a magnitude do furo executado. A figura 35 ilustra a microscopia utilizada para validar as amostras foram furadas, de fato, com furos de diâmetro e profundidade na faixa de 153 μm .



Figura 35 - Microscopia utilizada para a medição do parâmetro $\sqrt{\text{area}}$

Outros corpos de prova que não exigiam uma usinagem de precisão, foram furados utilizando a furadeira *Clever Z-40 ECO* com as brocas apropriadas. A furadeira e o processo de furação podem ser visualizados na figura 36 e na figura 37, respectivamente.



Figura 36 - Furadeira utilizada para realizar os furos nos corpos de prova

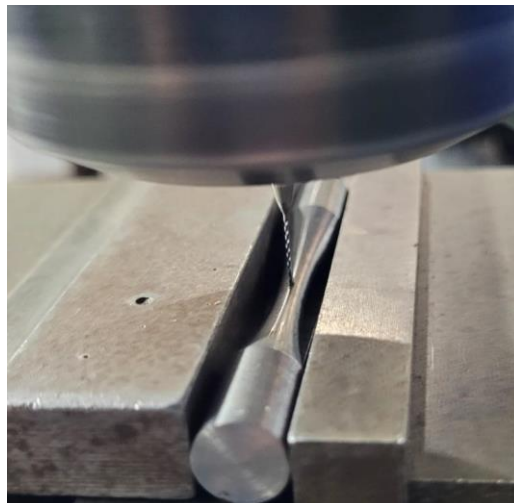


Figura 37 - Processo de furação do CP

A Figura 38 apresenta os corpos de prova utilizados ao longo dos ensaios, ilustrando as amostras ensaiadas para cada tamanho de furo adotado.

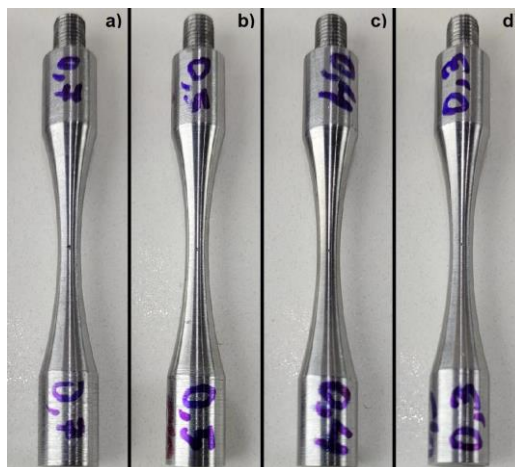


Figura 38 - Corpo de prova para cada diâmetro de furo: a) Furo de 0,7 mm; b) Furo de 0,5 mm; c) Furo de 0,4 mm; d) Furo de 0,3 mm

As próximas etapas buscam preparar as amostras para serem avaliadas no MEV, onde após os corpos de prova terem sido furados e ensaiados no regime de fadiga de altíssimo ciclo, as amostras devem ser cortadas conforme a figura 39, sendo realizada com disco diamantado em baixa rotação e sob refrigeração.

O meio refrigerante é indispensável e tem a finalidade de prover a lubrificação, remover o material residual proveniente do corte e conservar a peça em temperaturas compatíveis, a fim de evitar as transformações estruturais no metal, possibilitando assim obter secções com boa qualidade e baixo nível de modificações na estrutura da amostra.

Antes das amostras serem ensaiadas no MEV, elas devem estar perfeitamente limpas e secas, por isso utilizam-se líquidos de baixo ponto de ebulição como o álcool, éter etc., os quais são posteriormente secados rapidamente através de um jato de ar quente fornecido por uma ventoinha elétrica ou secador.

No presente trabalho, visando solucionar os problemas que acarretariam a limpeza manual, quase sempre deficiente, empregou-se um aparelho de limpeza ultrassônica vide figuras 40 e 41. Este aparelho provoca a micro remoção de impurezas presentes no corpo de prova. O tanque é enchido com o solvente, sendo o corpo de prova submerso no líquido e este submetido à energia vibratória de frequência ultrassônica. A vibração provoca cavitação no interior do líquido com a consequente formação de microbolhas. Estas microbolhas provocam a minuciosa limpeza da peça.



Figura 39 - Máquina da *Struers* utilizada para o corte das amostras



Figura 40 - Preparação das amostras visando a limpeza ultrassônica



Figura 41 - Limpeza ultrassônica

Finalizada as etapas de preparação das amostras, as mesmas não tiveram que ser embutidas, tão pouco sofrer ataque químico, estando agora aptas a serem ensaiadas no MEV, a fim de avaliar os aspectos microestruturais do material, conforme figuras 42 e 43.



Figura 42 - MEV TM3000 utilizado no trabalho

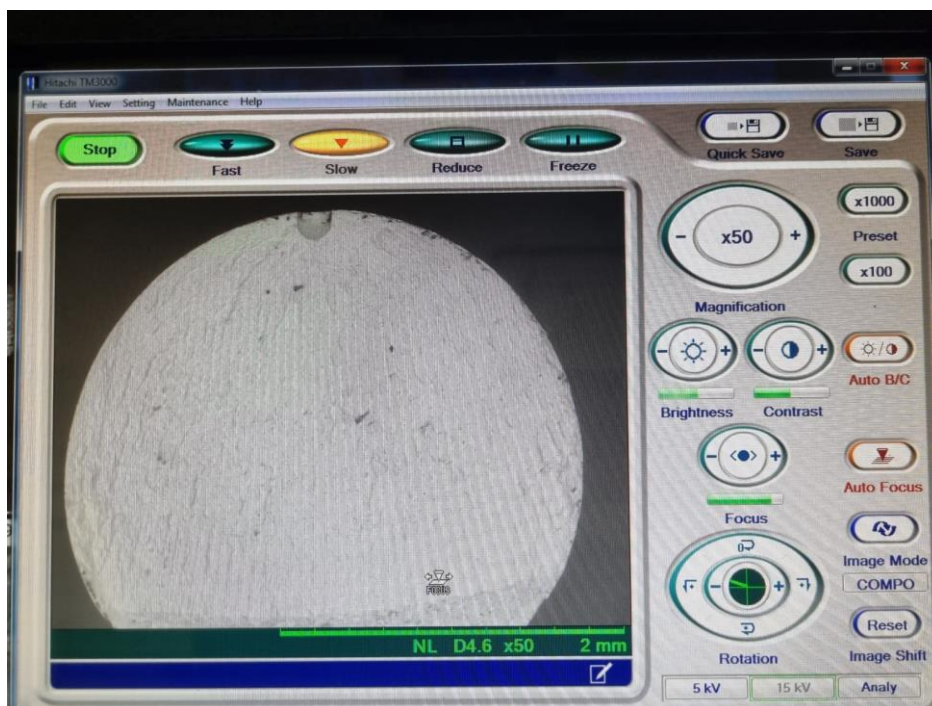


Figura 43 - Imagem obtida no MEV evidenciando a presença do furo com nucleação de trincas

3.3 Ajuste da Curva de Wöhler

Tipicamente, a curva de Wöhler é comumente obtida para corpos de prova lisos ou diretamente para corpos de prova com algum tipo de concentração de tensão. No presente trabalho, supõe-se que deve existir alguma relação entre as curvas SN obtidas para CP liso e para CP com concentrador de tensão. Assim sendo, o presente trabalho tem por objetivo apresentar um ajuste à curva de Wöhler, que relacione as curvas S-N (liso e com concentrador de tensão) através do tamanho de defeito, caracterizado pelo parâmetro \sqrt{area} .

Considerando que a curva de Wöhler é descrita pela equação 1, propõe-se adequar os parâmetros da curva $\sigma_a = AN_f^m$ de modo que estes sejam função do tamanho do defeito.

Como primeira hipótese, supõe-se que a presença de um defeito superficial desloca a curva de Wöhler para cima ou para baixo, sem alterar o decaimento dela. Para isto, vamos considerar que a curva ajustada será do tipo

$$\sigma_a = AN_f^m - \alpha. \quad (22)$$

Desse modo, o parâmetro α modifica a curva conforme apresentado na figura 44. Espera-se que a presença de um defeito superficial reduza a vida em fadiga do CP, o que se traduz em um deslocamento da curva S-N para valores menores de σ_a . Em uma segunda hipótese, admite-se que a curva de Wöhler seja modificada através de seu coeficiente A. A rigor, vamos supor um parâmetro multiplicativo β que seja função do parâmetro \sqrt{area} , conforme proposto pela expressão abaixo.

$$\sigma_a = \beta AN_f^m \quad (23)$$

Considerando que a presença de um defeito superficial deverá reduzir a vida em fadiga, espera-se, portanto, que o parâmetro β assuma valores sempre inferiores a 1, causando a modificação apresentada na figura 45.

Como uma terceira abordagem, o parâmetro modificado será o expoente m . Desse modo, vamos considerar a presença de um fator multiplicativo γ que altere o valor geral do expoente segundo a expressão abaixo.

$$\sigma_a = AN_f^{\gamma m} \quad (24)$$

Com isso, a influência do parâmetro γ sobre a curva geral é apresentado na figura 46.

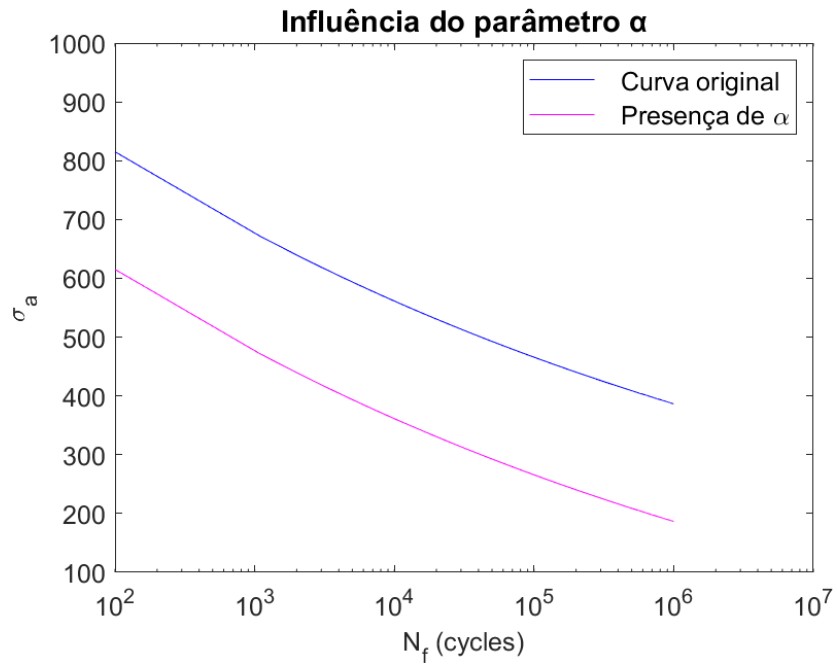


Figura 44 - Influência do parâmetro α na curva de Wöhler

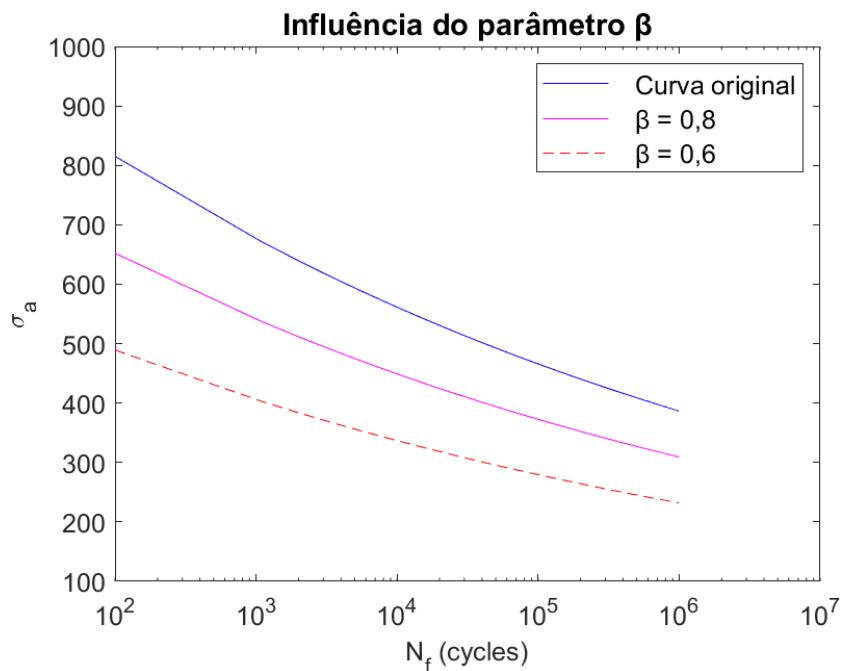


Figura 45 - Influência do parâmetro β na curva de Wöhler

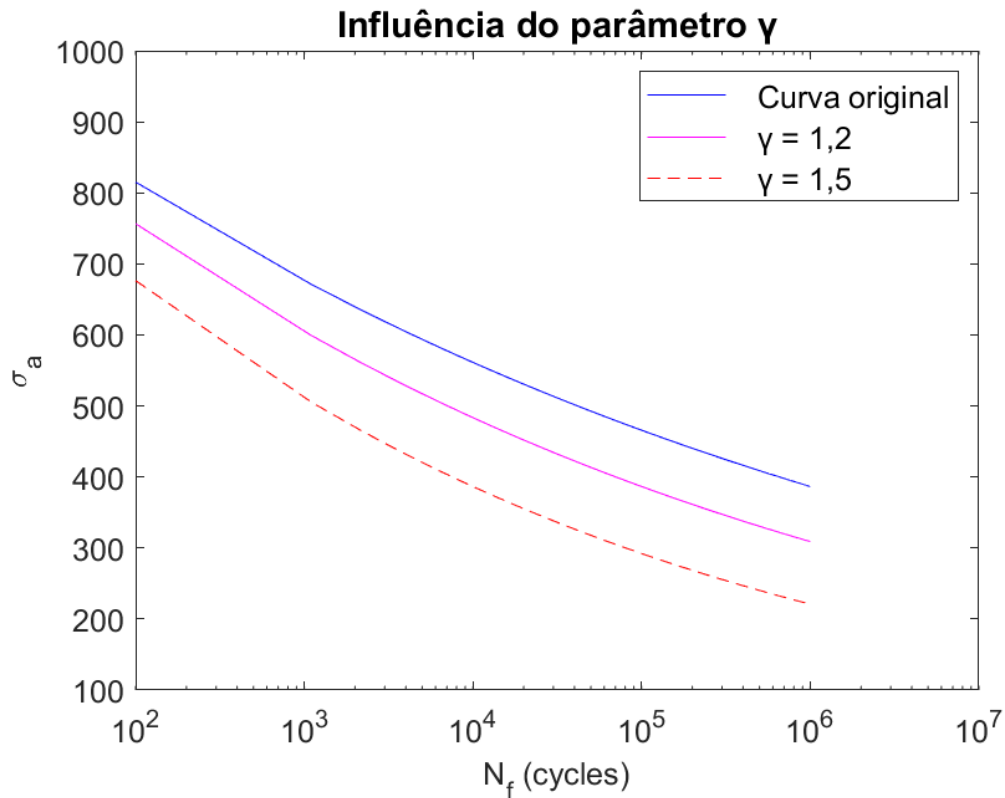


Figura 46 - Influência do parâmetro γ na curva de Wöhler

3.3.1 Procedimento para determinar α , β e γ

Para realizar a determinação dos referidos parâmetros, admite-se que estes sejam função do tamanho do defeito, que naturalmente correspondem ao parâmetro \sqrt{area} . Para isso, usaremos os resultados experimentais para ver o quanto a curva real (decorrente da presença de um defeito superficial) se distancia da curva original, obtida a partir de CP liso (sem concentrador de tensão).

Parâmetro α :

Para cada experimento i realizado, existe uma certa amplitude de carregamento aplicada associada a uma vida experimental observada, respectivamente endereçados no presente trabalho como $\sigma_{a,i}$ e N_{f,exp_i} . Se considerarmos a curva referente ao CP liso, descrita por $\sigma_a = AN_f^m$, ao empregar o valor de amplitude de tensão empregado no experimento, obtém-se uma previsão de vida teórica N_f . No entanto, a vida experimental observada difere-se da previsão

teórica por um certo valor α . Naturalmente, cada experimento retornará um certo valor de α_i , e que pode ser determinado rearranjando a expressão 14 para o formato abaixo.

$$\alpha_i = A (N_{f,exp_i})^m - \sigma_{a,i} \quad (25)$$

Considerando que cada experimento é realizado com um certo tamanho de defeito \sqrt{area} , obtém-se, portanto, uma distribuição de valores de α que, por hipótese, deverá ser descrito como uma função de \sqrt{area} . Desse modo, pode-se realizar um ajuste *curve-fitting* para que se obtenha uma expressão ajustada para o valor de α como função do tamanho do defeito, como pode ser visto na figura 47.

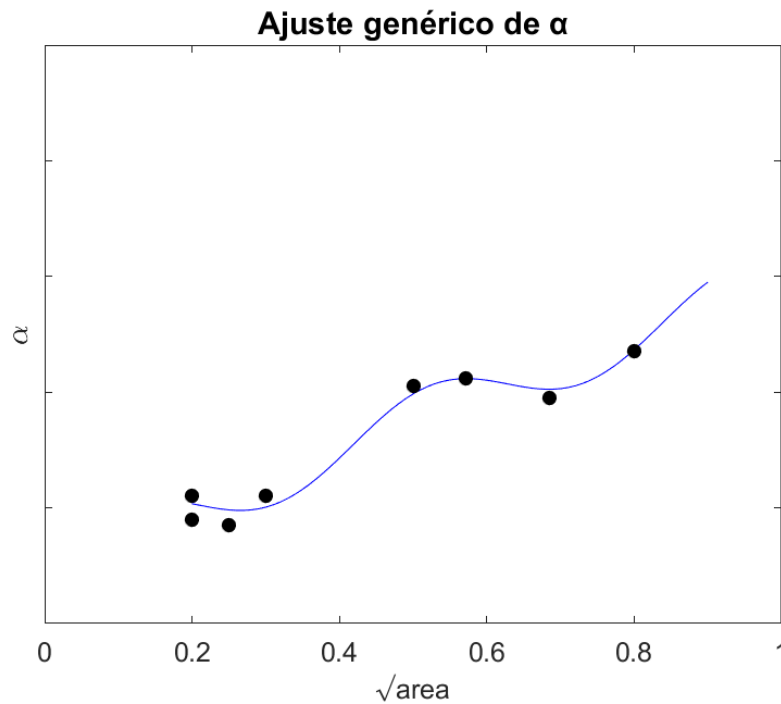


Figura 47 - Ajuste *curve-fitting* do parâmetro α

Parâmetro β :

De maneira análoga, para cada experimento i realizado, verifica-se que a vida observada experimentalmente (associada a um CP com defeito superficial) difere-se da previsão teórica obtida através da curva SN associada a CP liso. A relação entre as duas situações se dão através do parâmetro β , que também é determinado através de ajuste.

A rigor, cada experimento i possui uma certa amplitude de tensão $\sigma_{a,i}$ associada a uma vida experimental N_{f,exp_i} . Ao introduzir a vida experimental N_{f,exp_i} na expressão 17, é possível obter o valor de β_i , conforme a expressão abaixo

$$\beta_i = \frac{\sigma_{a,i}}{A(N_{f,exp_i})^m} \quad (26)$$

Uma vez obtida uma coleção de valores β_i , admite-se que β pode ser descrito como função do parâmetro \sqrt{area} , conforme ilustrado na figura 48.

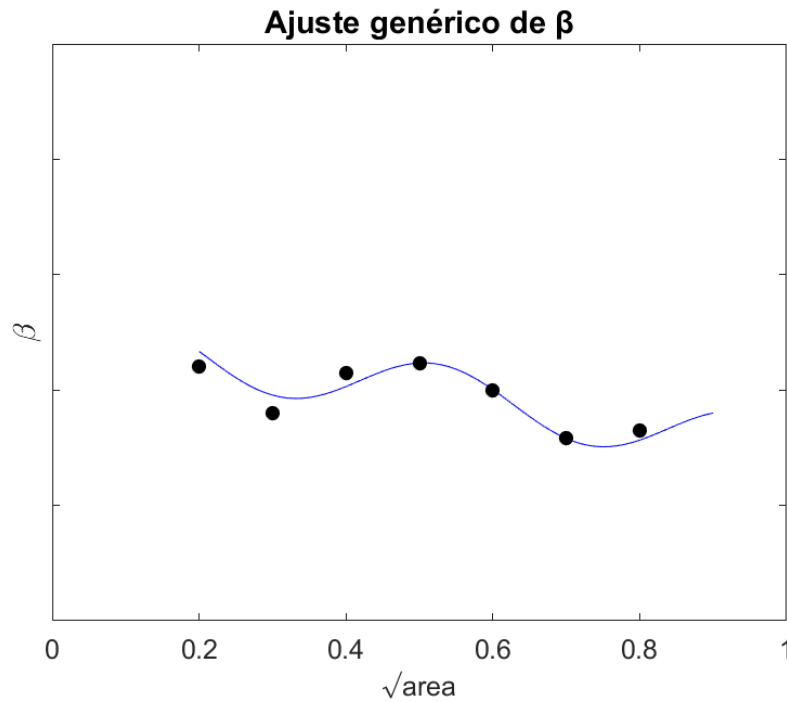


Figura 48 - Ajuste *curve-fitting* do parâmetro β

Parâmetro γ :

Assim como feito para os outros dois parâmetros, admite-se que γ pode ser descrito como uma função do parâmetro \sqrt{area} . Para determinar a expressão associada a γ , recorre-se às observações experimentais de maneira análoga ao realizado para α e β . Considerando o apresentado em $\sigma_a = AN_f^{\gamma m}$, para cada observação experimental pode-se obter a relação entre $\sigma_{a,i}$ e N_{f,exp_i} .

$$\sigma_a = A(N_{f,exp_i})^{\gamma m} \quad (27)$$

Pode-se determinar o valor de γ para cada experimento manipulando-se a expressão acima, que leva a

$$\gamma = \frac{1}{m} \frac{\log(\sigma_{a,i}/A)}{\log(N_{f,exp_i})}. \quad (28)$$

A coleção de valores de γ para os diferentes valores de \sqrt{area} permite realizar um ajuste para que se obtenha uma expressão analítica de γ em função do tamanho de defeitos, conforme apresentado genericamente na figura 49.

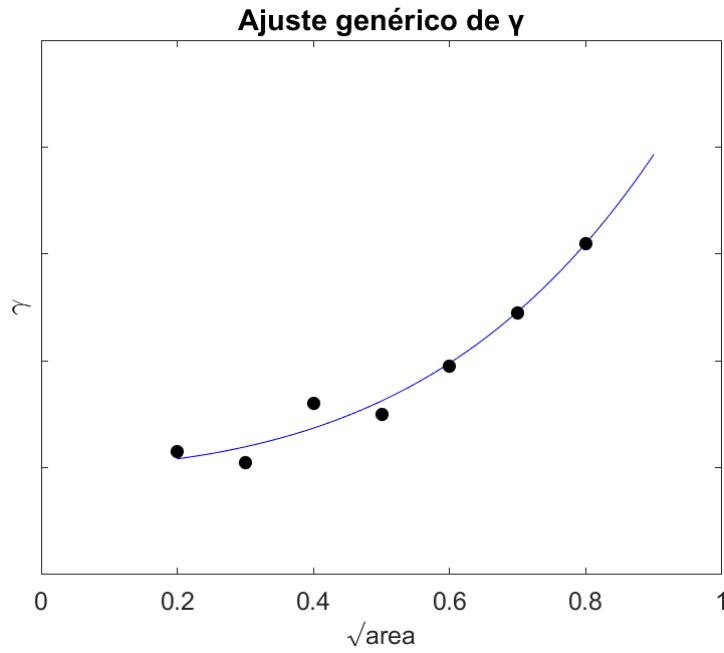


Figura 49 - Ajuste *curve-fitting* do parâmetro γ

4 Resultados

4.1 – Preliminares

Corpos de prova com diferentes dimensões de entalhe foram ensaiados para dois níveis de amplitude de tensão (310 MPa e 330 MPa), valores correspondentes a faixa de 35% a 40% LRM, faixa em que a curva S-N convencional teria um comportamento assintótico para o aço estudado.

Os diâmetros e profundidades dos “furos executados” correspondem a 300, 400, 500 e 700 μm , que são valores viáveis de serem usinados através de uma máquina SNC usual. Os resultados experimentais encontram-se na tabela 4.

Tabela 4: Resultados experimentais com CPs “furados” com diferentes diâmetros

σ_a [MPa]	CP	Diâmetro furo [mm]	Resultado	Número de ciclos
310	1	0,7	Falhou	$1,39 \times 10^5$
	2	0,5	Falhou	$6,34 \times 10^5$
	3	0,4	Falhou	$2,97 \times 10^6$
	4	0,3	Não falhou	10^9 (<i>run out</i>)
330	5	0,7	Falhou	$1,14 \times 10^5$
	6	0,5	Falhou	$5,72 \times 10^5$
	7	0,4	Falhou	$2,96 \times 10^6$
	8	0,3	Não falhou	10^9 (<i>run out</i>)

A teoria de Murakami adotada através da equação 1, revela que para defeitos variando entre 0,3 mm e 0,7 mm, o limite de fadiga do aço estudado está no intervalo de 230 MPa a 265 MPa, conforme a tabela 5:

Tabela 5: Limite de fadiga teórico (Murakami) em função de \sqrt{area}

Diâmetro furo [mm]	σ_w (Murakami) [MPa]
0,7	230
0,5	244
0,4	253
0,3	265

Como as tensões aplicadas nas amostras foram de 310 MPa e 330 MPa, ou seja, superiores aos valores do limite de fadiga previsto pela teoria, era esperado que todas as amostras viessem a falhar. Entretanto, os resultados experimentais mostraram que para tamanho de defeito de 0,3 mm, não foi evidenciada a falha por fadiga até 10^9 ciclos.

A teoria de Murakami tradicional foi pensada para materiais sujeitos a fadiga de alto ciclo e, portanto, os resultados apresentados dão indícios que a abordagem teórica necessita ser ajustada, para que os resultados teóricos estejam convergindo com os experimentais num regime ultrassônico de carregamento.

4.2 – Fadiga em regime ultrassônico

4.2.1 – Curva S-N experimental

Os resultados preliminares foram capazes de estabelecer uma relação, mesmo que embrionária, entre o tamanho do defeito metalúrgico, representado pelo parâmetro \sqrt{area} , e a vida em fadiga de altíssimo ciclo, mostrando uma relação inversamente proporcional entre o tamanho do defeito e o número de ciclos para falha.

Visando propor um ajuste na teoria dos defeitos equivalentes de Murakami, mais 22 amostras foram ensaiadas a fim de estabelecer uma relação entre o tamanho do defeito (\sqrt{area}) e a vida em fadiga do aço estudado. O resultado desses ensaios estão presentes na tabela 6.

Tabela 6: Amostras ensaiadas visando um ajuste na teoria dos defeitos equivalentes

σ_a [MPa]	Diâmetro furo [mm]	Resultado	Número de ciclos
290	0,3	Falhou	1,78E+06
	0,3	Falhou	2,29E+06
	0,18	Falhou	3,83E+06
	0,18	Falhou	3,71E+06
270	0,3	Falhou	2,34E+06
	0,3	Falhou	2,99E+06
	0,18	Falhou	4,13E+06
	0,18	Falhou	4,01E+06
250	0,3	Falhou	3,94E+06
	0,3	Falhou	3,97E+06
	0,18	Falhou	6,06E+06
	0,18	Falhou	6,71E+06
	0,7	Falhou	1,89E+06
	0,7	Falhou	1,24E+06
240	0,18	Falhou	6,23E+06
	0,18	Falhou	1,29E+06
	0,7	Falhou	1,99E+06
	0,7	Falhou	1,36E+06
210	0,7	Falhou	1,35E+06
	0,7	Falhou	1,64E+06
180	0,7	Falhou	8,09E+08
	0,7	Falhou	7,86E+08

Para as situações ensaiadas e apresentadas na tabela 6, verifica-se que a Teoria de Murakami (aplicada a alto ciclo) não é satisfeita para diâmetro de furo de 0,18 mm, é atendida parcialmente para furo de 0,3 mm e apresenta comportamento diferente para $\sqrt{area} = 0,7$ mm. As figuras 50 a 52 ilustram as situações ensaiadas, onde o retângulo vermelho evidencia ensaios com resultados divergentes da Teoria de Murakami, retângulo verde referencia resultados aderentes à Teoria e o retângulo azul indica que a Teoria de Murakami deve ser repensada quando os ensaios são de altíssimo ciclo.

Curva S-N experimental

σ_a [MPa]	Diâmetro furo [mm]	Resultado	Número de ciclos
290	0,3	Falhou	1,78E+06
	0,3	Falhou	2,29E+06
	0,18	Falhou	3,83E+06
	0,18	Falhou	3,71E+06
270	0,3	Falhou	2,34E+06
	0,3	Falhou	2,99E+06
	0,18	Falhou	4,13E+06
	0,18	Falhou	4,01E+06
250	0,7	Falhou	1,89E+06
	0,7	Falhou	1,24E+06
	0,3	Falhou	3,94E+06
	0,3	Falhou	3,97E+06
240	0,18	Falhou	6,06E+06
	0,18	Falhou	6,71E+06
	0,7	Falhou	1,99E+06
	0,7	Falhou	1,36E+06
210	0,18	Falhou	6,23E+06
	0,18	Falhou	1,29E+06
	0,7	Falhou	1,35E+06
	0,7	Falhou	1,64E+06
180	0,7	Falhou	8,09E+08
	0,7	Falhou	7,86E+08

$$\sigma_w = \sigma_{-1} = \frac{1,56(Hv + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}}$$

Diâmetro furo [mm]	σ_w (Murakami) [MPa]
0,7	230,35
0,3	265,29
0,18	290

Figura 50 – Resultados experimentais comparados com Teoria de Murakami para $\sqrt{area} = 0,18$ mm

Curva S-N experimental

σ_a [MPa]	Diâmetro furo [mm]	Resultado	Número de ciclos
290	0,3	Falhou	1,78E+06
	0,3	Falhou	2,29E+06
	0,18	Falhou	3,83E+06
	0,18	Falhou	3,71E+06
270	0,3	Falhou	2,34E+06
	0,3	Falhou	2,99E+06
	0,18	Falhou	4,13E+06
	0,18	Falhou	4,01E+06
250	0,7	Falhou	1,89E+06
	0,7	Falhou	1,24E+06
	0,3	Falhou	3,94E+06
	0,3	Falhou	3,97E+06
240	0,18	Falhou	6,06E+06
	0,18	Falhou	6,71E+06
	0,7	Falhou	1,99E+06
	0,7	Falhou	1,36E+06
210	0,18	Falhou	6,23E+06
	0,18	Falhou	1,29E+06
	0,7	Falhou	1,35E+06
	0,7	Falhou	1,64E+06
180	0,7	Falhou	8,09E+08
	0,7	Falhou	7,86E+08

$$\sigma_w = \sigma_{-1} = \frac{1,56(Hv + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}}$$

Diâmetro furo [mm]	σ_w (Murakami) [MPa]
0,7	230,35
0,3	265,29
0,18	290

Figura 51 – Resultados experimentais comparados com Teoria de Murakami para $\sqrt{area} = 0,30$ mm

Curva S-N experimental

σ_a [MPa]	Diâmetro furo [mm]	Resultado	Número de ciclos
290	0,3	Falhou	1,78E+06
	0,3	Falhou	2,29E+06
	0,18	Falhou	3,83E+06
	0,18	Falhou	3,71E+06
270	0,3	Falhou	2,34E+06
	0,3	Falhou	2,99E+06
	0,18	Falhou	4,13E+06
	0,18	Falhou	4,01E+06
250	0,7	Falhou	1,89E+06
	0,7	Falhou	1,24E+06
	0,3	Falhou	3,94E+06
	0,3	Falhou	3,97E+06
240	0,18	Falhou	6,06E+06
	0,18	Falhou	6,71E+06
	0,7	Falhou	1,99E+06
	0,7	Falhou	1,36E+06
210	0,18	Falhou	6,23E+06
	0,18	Falhou	1,29E+06
	0,7	Falhou	1,35E+06
	0,7	Falhou	1,64E+06
180	0,7	Falhou	8,09E+08
	0,7	Falhou	7,86E+08

$$\sigma_w = \sigma_{-1} = \frac{1,56(Hv + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}}$$

Diâmetro furo [mm]	σ_w (Murakami) [MPa]
0,7	230,35
0,3	265,29
0,18	290

Figura 52 – Resultados experimentais comparados com Teoria de Murakami para $\sqrt{area} = 0,70$ mm

4.2.2 – Curva S-N numérica

Hipótese 1: Parâmetro α

A tabela 7 apresenta os resultados encontrados para o parâmetro α para cada experimento i:

Tabela 7: Parâmetro α de ajuste com desvio padrão de 37,28

Fonte	σ_a	v_{area}	Nf (exp)	α
Testes preliminares	330	0,70	1,14E+05	130,89
	330	0,50	5,72E+05	74,44
	330	0,40	2,96E+06	24,02
	310	0,70	1,39E+05	143,55
	310	0,50	6,34E+05	91,08
	310	0,40	2,97E+06	43,93
Testes para validar a teoria	270	0,30	2,34E+06	90,83
	270	0,30	2,99E+06	83,73
	270	0,18	4,13E+06	74,60
	270	0,18	4,01E+06	75,42
	290	0,30	1,78E+06	78,91
	290	0,30	2,29E+06	71,46
	290	0,18	3,83E+06	56,71
	290	0,18	3,71E+06	57,60
	250	0,30	3,94E+06	95,92
	250	0,30	3,97E+06	95,70
	250	0,18	6,06E+06	84,06
	250	0,18	6,71E+06	81,31
	250	0,70	1,89E+06	117,12
	250	0,70	1,24E+06	129,87
	240	0,18	6,23E+06	93,31
	240	0,18	1,29E+06	138,66
	240	0,70	1,99E+06	125,59
	240	0,70	1,36E+06	137,04
	210	0,70	1,35E+07	167,27
	210	0,70	1,64E+07	161,37
	180	0,70	8,09E+08	44,73
	180	0,70	7,86E+08	45,26

Para o cálculo dos coeficientes, será realizada uma correlação para convergir a zero e o valor do N_f que zerar a expressão será a vida prevista, conforme tabela 8:

Tabela 8: Valores de $N_{f,th}$ ajustados

Varrendo N_f para atender à correlação	
$N_{f,th}$ (ajustado)	Correlação (Convergir para zero)
9,89E+04	0,00
7,68E+05	0,00
1,62E+06	0,00
1,70E+05	0,00
1,46E+06	0,00
3,21E+06	0,00
3,76E+06	0,00
3,76E+06	0,00
2,98E+05	0,00
2,98E+05	0,00
1,89E+06	0,00
1,89E+06	0,00
1,69E+05	0,00
1,69E+05	0,00
7,83E+06	0,00
7,83E+06	0,00
5,39E+05	0,00
5,39E+05	0,00
1,01E+06	0,00
1,01E+06	0,00
7,33E+05	0,00
7,33E+05	0,00
1,40E+06	0,00
1,40E+06	0,00
3,90E+06	0,00
3,90E+06	0,00
1,19E+07	0,00
1,19E+07	0,00

Hipótese 2: Parâmetro β

A tabela 9 apresenta os resultados encontrados para o parâmetro β para cada experimento i e a tabela 10 o número de ciclos ajustado:

Tabela 9: Parâmetro β de ajuste com desvio padrão calculado de 0,08

Fonte	σ_a	$\sqrt{a_{rea}}$	Nf (exp)	β
Testes preliminares	330	0,70	1,14E+05	0,72
	330	0,50	5,72E+05	0,82
	330	0,40	2,96E+06	0,93
	310	0,70	1,39E+05	0,68
	310	0,50	6,34E+05	0,77
	310	0,40	2,97E+06	0,88
Testes para validar a teoria	270	0,30	2,34E+06	0,75
	270	0,30	2,99E+06	0,76
	270	0,18	4,13E+06	0,78
	270	0,18	4,01E+06	0,78
	290	0,30	1,78E+06	0,79
	290	0,30	2,29E+06	0,80
	290	0,18	3,83E+06	0,84
	290	0,18	3,71E+06	0,83
	250	0,30	3,94E+06	0,72
	250	0,30	3,97E+06	0,72
	250	0,18	6,06E+06	0,75
	250	0,18	6,71E+06	0,75
	250	0,70	1,89E+06	0,68
	250	0,70	1,24E+06	0,66
	240	0,18	6,23E+06	0,72
	240	0,18	1,29E+06	0,63
	240	0,70	1,99E+06	0,66
	240	0,70	1,36E+06	0,64
	210	0,70	1,35E+07	0,67
	210	0,70	1,64E+07	0,68
	180	0,70	8,09E+08	0,80
	180	0,70	7,86E+08	0,80

Tabela 10: Valores de $N_{f,th}$ ajustados

Varrendo N_f para atender à correlação	
$N_{f,th}$ (ajustado)	Correlação (Convergir para zero)
9,05E+04	0
8,75E+05	0
1,51E+06	0
1,96E+05	0
1,89E+06	0
3,27E+06	0
4,96E+06	0
4,96E+06	0
2,33E+05	0
2,33E+05	0
2,05E+06	0
2,05E+06	0
9,66E+04	0
9,66E+04	0
1,28E+07	0
1,28E+07	0
6,04E+05	0
6,04E+05	0
2,79E+06	0
2,79E+06	0
9,99E+05	0
9,99E+05	0
4,62E+06	0
4,62E+06	0
2,40E+07	0
2,40E+07	0
1,61E+08	0
1,61E+08	0

Hipótese 3: Parâmetro γ

A tabela 11 apresenta os resultados encontrados para o parâmetro γ para cada experimento i, enquanto o número de ciclos ajustados é mostrado na tabela 12.

Tabela 11: Parâmetro γ de ajuste com desvio padrão de 0,09.

Fonte	σ_a	$\sqrt{\text{area}}$	Nf (exp)	γ
Testes preliminares	330	0,70	1,14E+05	1,35
	330	0,50	5,72E+05	1,19
	330	0,40	2,96E+06	1,06
	310	0,70	1,39E+05	1,40
	310	0,50	6,34E+05	1,24
	310	0,40	2,97E+06	1,11
Testes para validar a teoria	270	0,30	2,34E+06	1,24
	270	0,30	2,99E+06	1,22
	270	0,18	4,13E+06	1,20
	270	0,18	4,01E+06	1,20
	290	0,30	1,78E+06	1,21
	290	0,30	2,29E+06	1,19
	290	0,18	3,83E+06	1,15
	290	0,18	3,71E+06	1,15
	250	0,30	3,94E+06	1,26
	250	0,30	3,97E+06	1,26
	250	0,18	6,06E+06	1,23
	250	0,18	6,71E+06	1,22
	250	0,70	1,89E+06	1,33
	250	0,70	1,24E+06	1,37
	240	0,18	6,23E+06	1,26
	240	0,18	1,29E+06	1,40
	240	0,70	1,99E+06	1,36
	240	0,70	1,36E+06	1,39
	210	0,70	1,35E+07	1,30
	210	0,70	1,64E+07	1,29
	180	0,70	8,09E+08	1,13
	180	0,70	7,86E+08	1,14

Tabela 12: Valores de Nf, th ajustados

Varrendo Nf para atender à correlação	
Nf, th (ajustado)	Correlação (Convergir para zero)
9,71E+04	0
7,62E+05	0
1,57E+06	0
1,70E+05	0
1,48E+06	0
3,15E+06	0
3,22E+06	0
3,22E+06	0
2,78E+05	0
2,78E+05	0
1,56E+06	0
1,56E+06	0
1,52E+05	0
1,52E+05	0
7,03E+06	0
7,03E+06	0
5,34E+05	0
5,34E+05	0
1,18E+06	0
1,18E+06	0
7,54E+05	0
7,54E+05	0
1,70E+06	0
1,70E+06	0
5,65E+06	0
5,65E+06	0
2,26E+07	0
2,26E+07	0

O índice de erro é definido como [36]:

$$I = \frac{Nf, th - Nf, exp}{Nf, exp} \quad (29)$$

Serão consideradas boas previsões aquelas que atendem a banda de 2X, ou seja:

$$\frac{1}{2}Nf, exp < Nf, th < 2Nf, exp \quad (30)$$

Boas previsões precisam ser superiores à metade da vida experimental e inferior ao dobro dela. Com isso, o índice de erro adequado encontra-se no intervalo:

$$-50\% < I < +100\% \quad (31)$$

A tabela 13 ilustra os índices de erro encontrados para cada um dos parâmetros α , β e γ .

Tabela 13: Índices de erro encontrados para cada um dos parâmetros α , β e γ .

α	β	γ
Error index	Error index	Error index
-13%	-21%	-15%
34%	53%	33%
-45%	-49%	-47%
22%	41%	23%
96%	198%	133%
8%	10%	6%
61%	92%	38%
26%	66%	8%
-93%	-94%	-93%
-93%	-94%	-93%
6%	15%	-12%
-18%	-10%	-32%
-96%	-97%	-96%
-95%	-97%	-96%
99%	225%	78%
97%	223%	77%
-91%	-90%	-91%
-92%	-91%	-92%
-47%	48%	-38%
-19%	95%	-5%
-88%	-84%	-88%
-43%	-23%	-42%
-30%	132%	-14%
3%	239%	25%
-41%	78%	-58%
-46%	46%	-66%
-99%	-80%	-97%
-98%	-80%	-97%
68%	50%	58%

Por fim, obtém-se a curva de Wöhler ajustada para cada um dos parâmetros conforme figuras 53, 54 e 55:

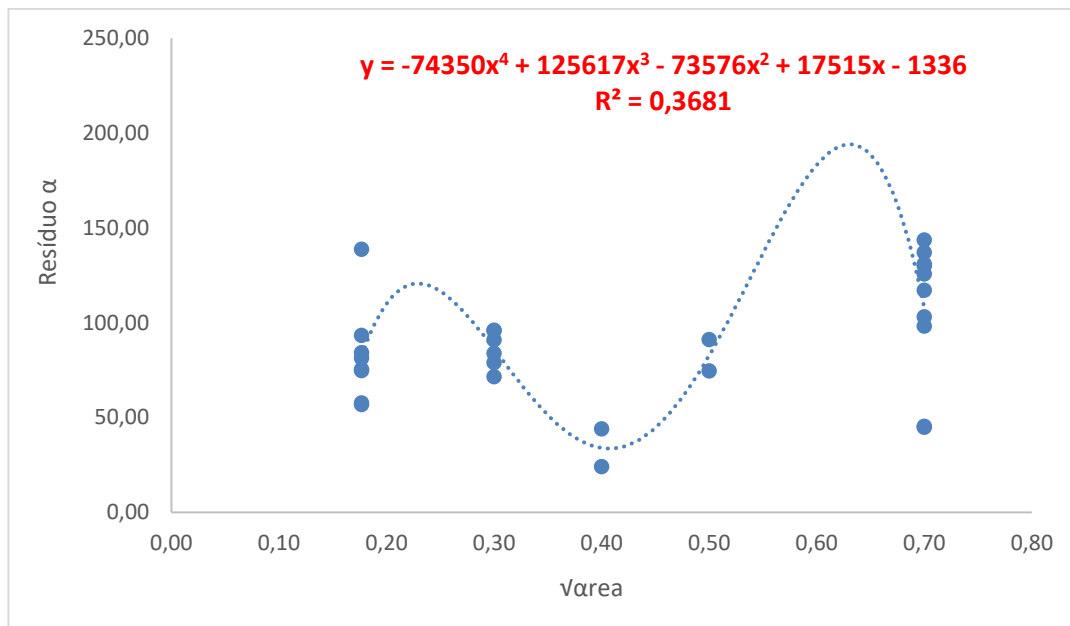


Figura 53 - Curva de Wöhler ajustada para α

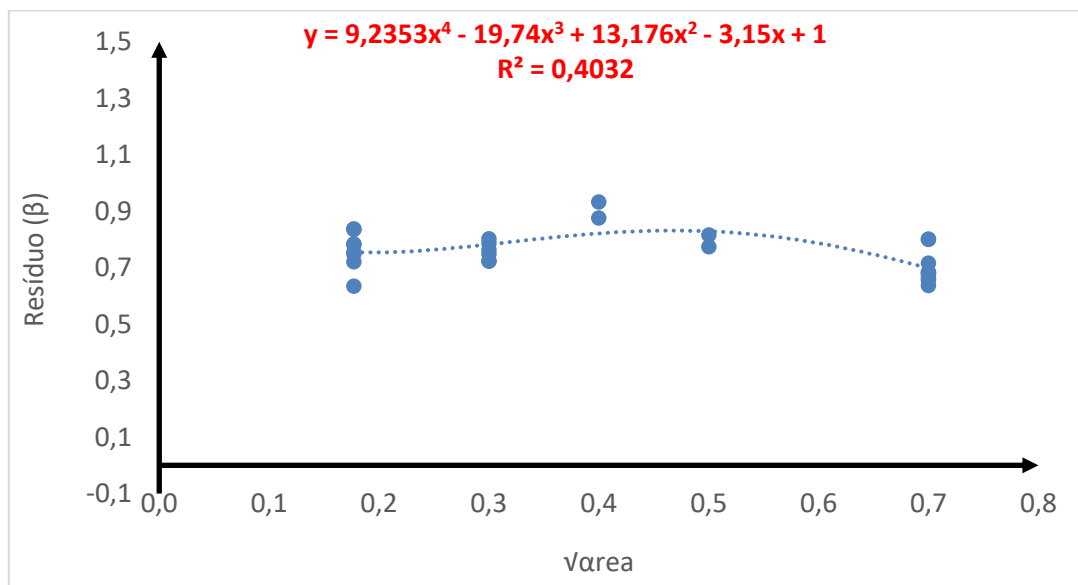


Figura 54 - Curva de Wöhler ajustada para β

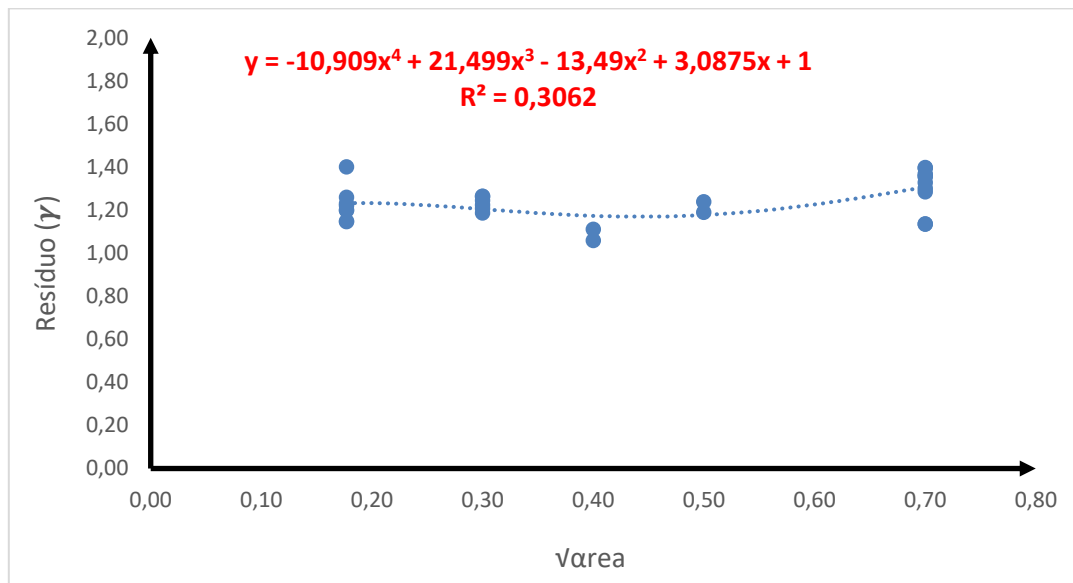


Figura 55 - Curva de Wöhler ajustada para Y

Importante frisar que a solução de ajuste proposta através de um polinômio de quarto grau foi a opção escolhida (outros ajustes foram testados como exponencial, polinômio de graus inferiores, logaritmo ...), pois o polinômio de quarto grau além de prover um ajuste adequado, encontra aplicação na literatura como, por exemplo, nos cálculos do fator do intensificador de tensões (K_{IC}) do material, ou seja, uma constante do material com larga aplicação na mecânica da fratura, apresentou-se como uma solução possível também de ser testada para fadiga de altíssimo ciclo.

As figuras 56 a 58 indicam o diagrama de vida para cada um dos ajustes α , β e Y, onde as barras tracejadas em vermelho representam a banda 2X e os resultados de índice de erro superiores a 100% estão no campo direito (conservador) e os índices de erros maiores que -50% são considerados não conservadores (a esquerda do gráfico).

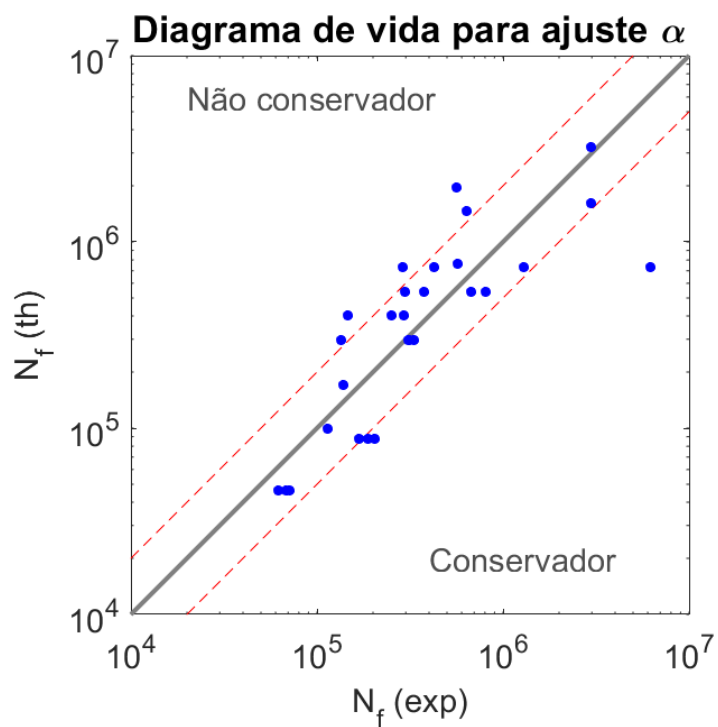


Figura 56 - Diagrama de vida para α

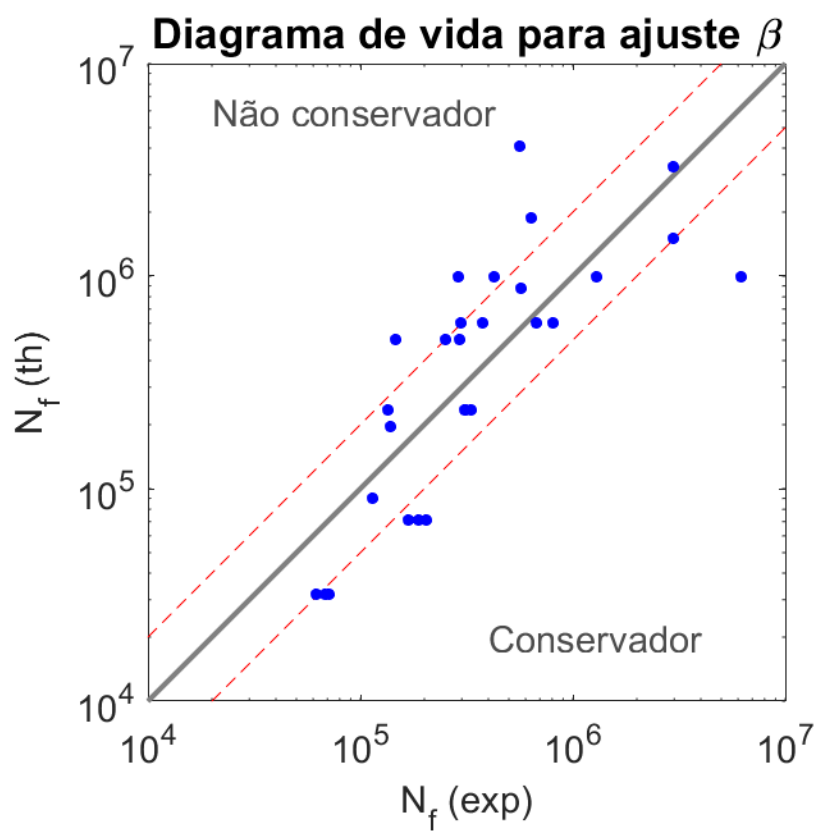


Figura 57 - Diagrama de vida para β

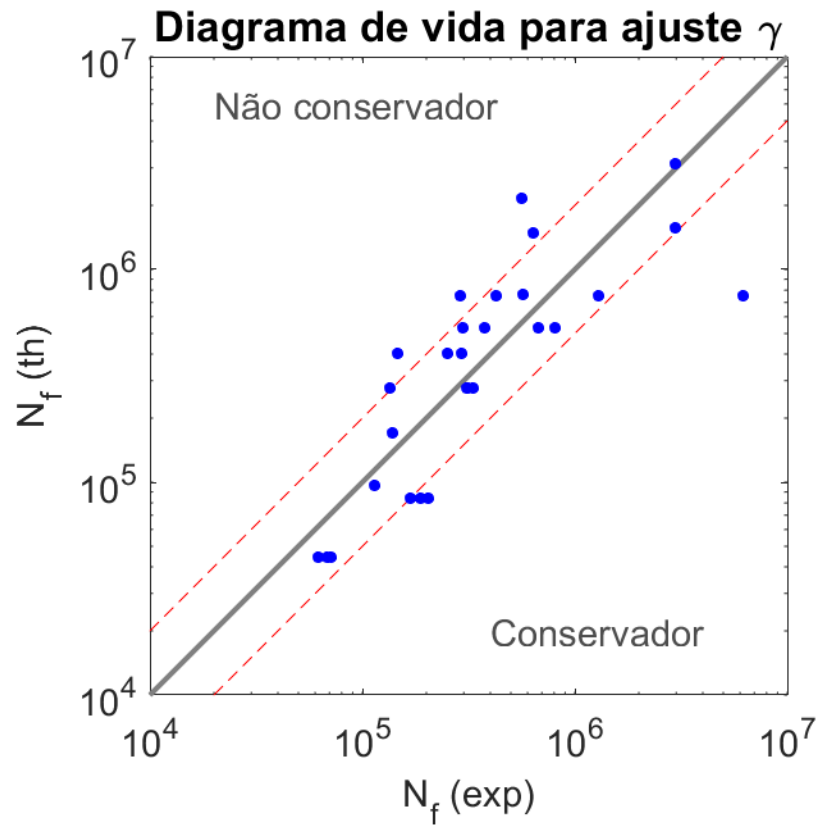


Figura 58 - Diagrama de vida para γ

As figuras 59 a 61 mostram a curva S-N ajustadas pelos parâmetros α , β e γ , para dois valores de \sqrt{area} de 0,3 mm e 0,7 mm. Essas curvas evidenciam que maiores valores de defeitos deslocam, de fato, a curva S-N para baixo, reduzindo assim a vida em fadiga do aço estudado.

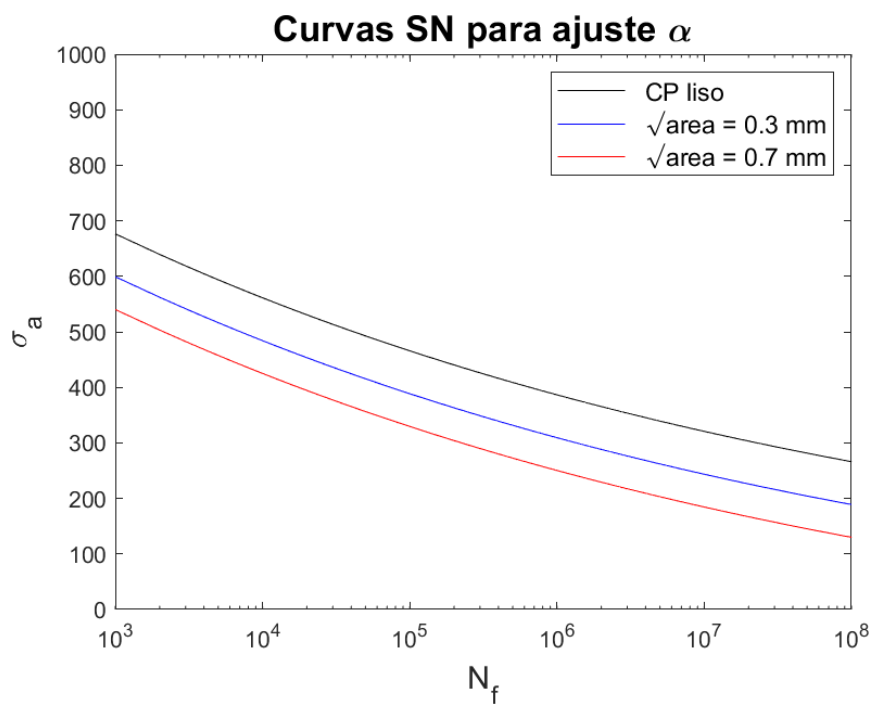


Figura 59 - Curva S-N ajustada por α para $\sqrt{\text{area}}$, de 0,3 mm e 0,7 mm

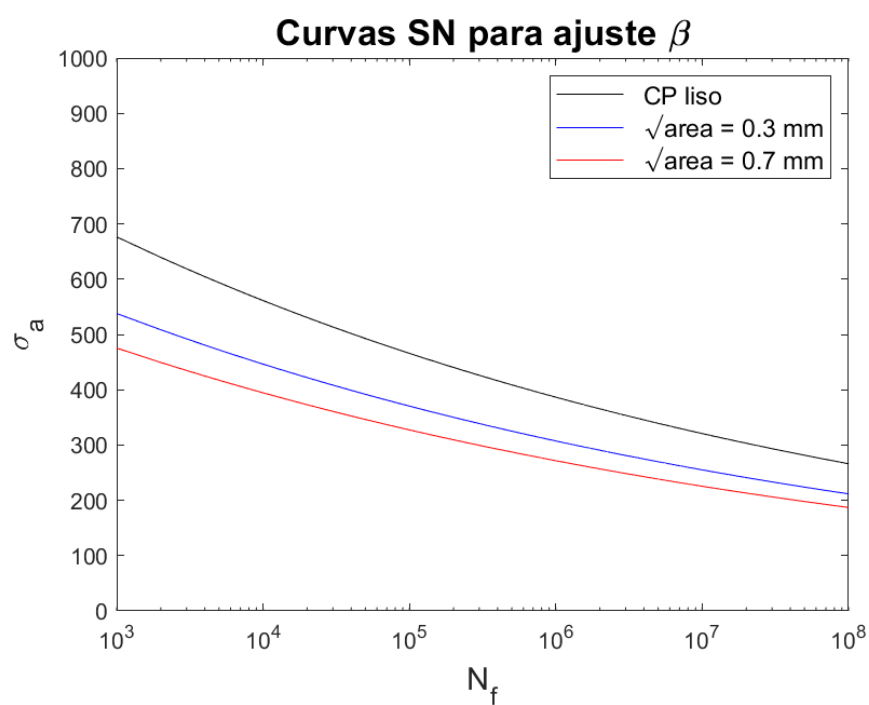


Figura 60 - Curva S-N ajustada por β para $\sqrt{\text{area}}$, de 0,3 mm e 0,7 mm

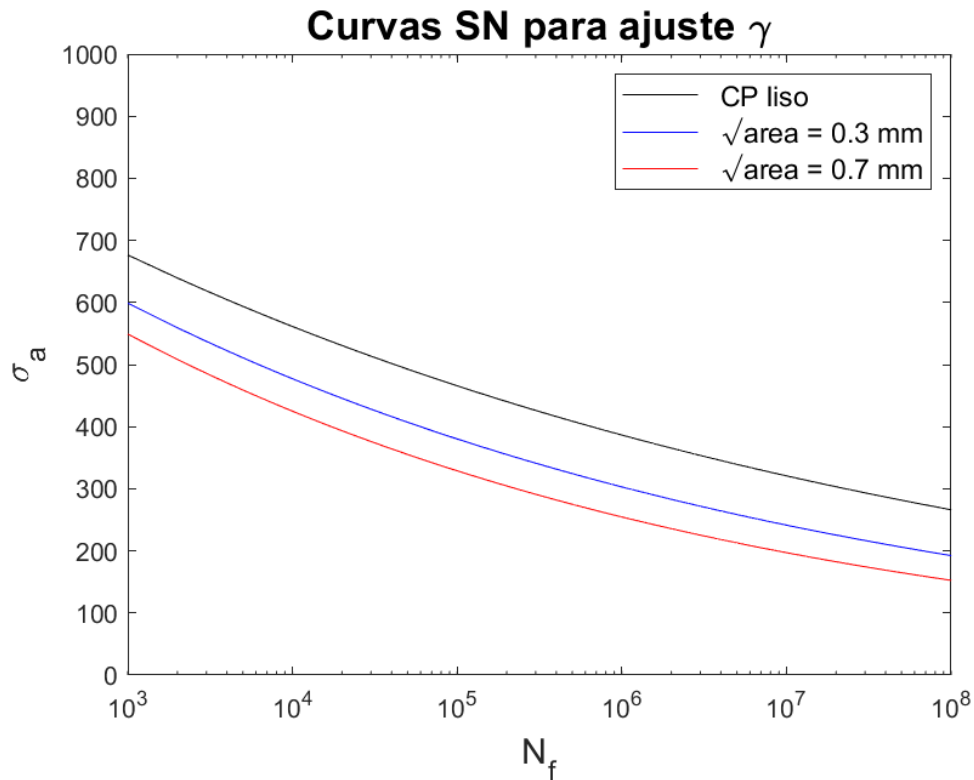


Figura 61 - Curva S-N ajustada por γ para $\sqrt{\text{area}}$, de 0,3 mm e 0,7 mm

Objetivando utilizar o parâmetro que seja mais conservador para o cálculo da vida em fadiga do aço DIN 42CrMo4, as figuras 62 e 63 evidenciam em quais regiões do gráfico os parâmetros α , β e γ seriam os indicados, mais uma vez para os valores de $\sqrt{\text{area}}$, de 0,3 mm e 0,7 mm.

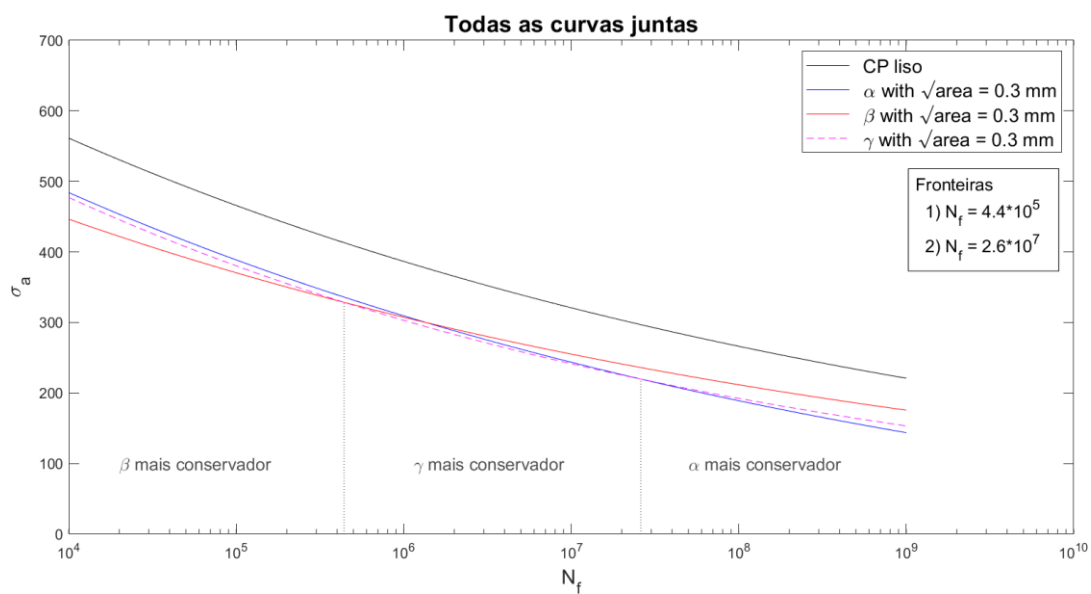


Figura 62 - Curva S-N ajustada por α , β e γ para $\sqrt{\text{area}} = 0,3 \text{ mm}$

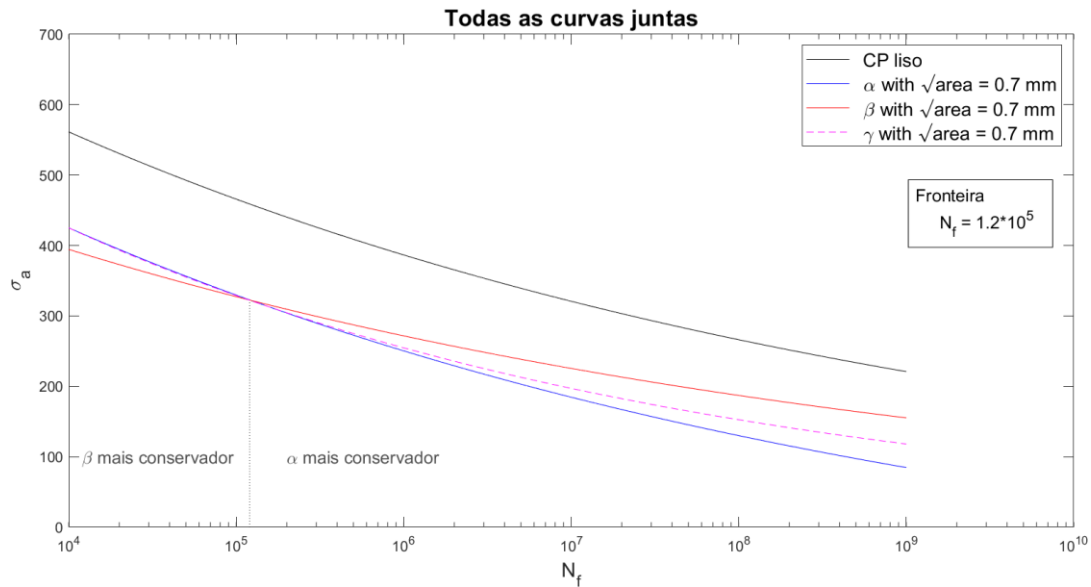


Figura 63 - Curva S-N ajustada por α , β e γ para $\sqrt{\text{area}} = 0,7 \text{ mm}$

Por fim, a figura 64 da curva S-N ajustada para $\sqrt{\text{area}} = 0,18 \text{ mm}$ vem a corroborar uma tendência que o parâmetro β tem de se mostrar mais conservador para vidas até 10^5 .

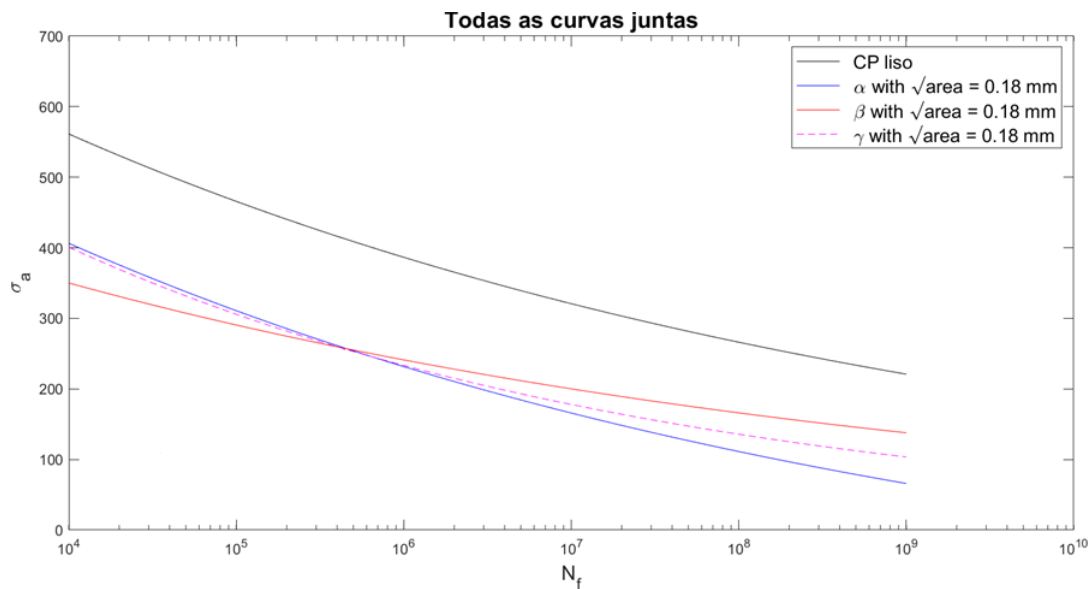


Figura 64 - Curva S-N ajustada por α , β e γ para $\sqrt{\text{area}} = 0,18 \text{ mm}$

Hipótese 4: Combinação $\beta\gamma$

Para a combinação $\beta\gamma$ os seguintes passos foram tomados:

- 1) Passo: Cálculo dos desvios padrão (segundo a definição de índice de erro) dos parâmetros e posteriormente elevação desses valores ao quadrado;
- 2) Somar o quadrado de todos os desvios a fim de obter uma solução numérica;
- 3) Não foi possível a solução, havendo a ocorrência de um problema de otimização;
- 4) Admite-se então que os parâmetros também são polinômios de quarto grau, cada um com cinco coeficientes (adota-se o valor 1 para o termo independente);
- 5) Utilizando análise numérica, variando simultaneamente os valores das constantes b1-b4 e c1-c4 até minimizar a soma dos quadrados dos desvios, foi possível resolver o problema de otimização.

A figura 65 ilustra a análise numérica efetuada e os coeficientes encontrados que otimizam a solução:

	$\sum (\text{desvios})^2$	=	3,93	
	A	=	1183,6	
	m	=	-0,081	
α	a4	=	-21768	Coef. da 4ª potência
	a3	=	35056	Coef. da 3ª potência
	a2	=	-18016	Coef. da 2ª potência
	a1	=	3094,8	Coef. da 1ª potência
β	b4	=	302,4050	Coef. da 4ª potência
	b3	=	-478,8705	Coef. da 3ª potência
	b2	=	220,6243	Coef. da 2ª potência
	b1	=	-21,2025	Coef. da 1ª potência
	b0	=	1,0000	Coef. de ordem zero
γ	c4	=	-75,6960	Coef. da 4ª potência
	c3	=	109,0960	Coef. da 3ª potência
	c2	=	-54,7493	Coef. da 2ª potência
	c1	=	12,8155	Coef. da 1ª potência
	c0	=	1,0000	Coef. de ordem zero
Campos validados após a convergência. Resultados satisfatórios				
Ao realizar a minimização via solver, não alterar os campos em amarelo.				

Pertencentes à banda de 2x	=	24	/	28
----------------------------	---	----	---	----

86%

Expressão para cálculo de $N_f(th)$

$$N_{f,th} = \left[\frac{\sigma_a}{\beta A} \right]^{1/m\gamma}$$

Figura 65 – Procedimento para obtenção da combinação ótima de $\beta\gamma$

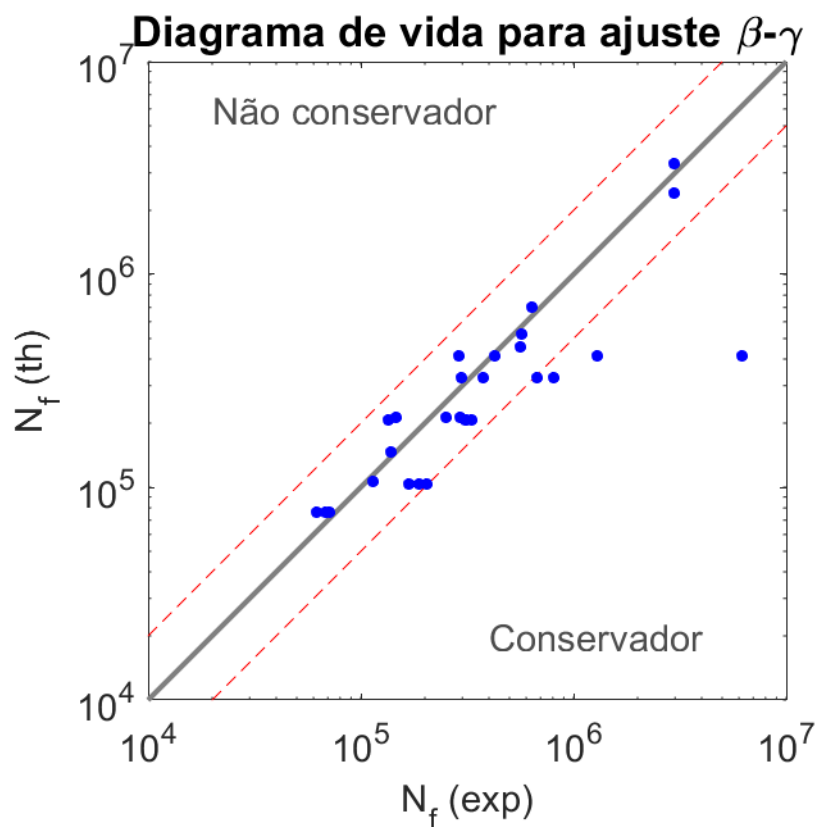
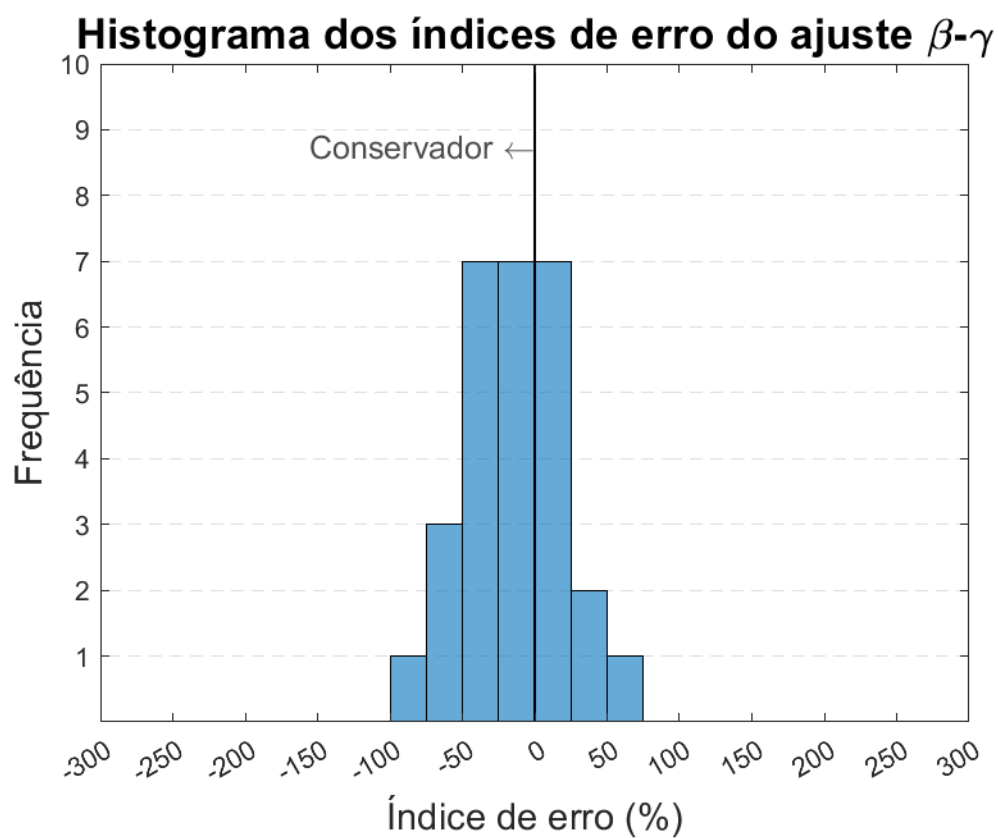
As figuras 66 e 67 mostram, respectivamente, o diagrama de vida e o histograma de frequência do índice de erro para a combinação $\beta\gamma$. Enquanto a tabela 16 evidencia que a combinação $\beta\gamma$ foi aquela que gerou o melhor índice de erro, sendo ajustada utilizando-se um polinômio de quarto grau, gerando uma aderência de 86%, onde 24 das 28 medidas encontram-se no intervalo 2X.

Tabela 14: Índice de erro encontrado na combinação dos parâmetros $\beta\gamma$.

Error index
-7%
-8%
-19%
6%
11%
12%
54%
-33%
-34%
-37%
-13%
10%
-59%
-51%
-93%
-68%
44%
-2%
8%
24%
13%
-39%
-49%
-45%
-28%
45%
-15%
-19%

Apesar do resultado da combinação $\beta\gamma$ ter gerado uma aderência de 86% na banda 2X, tem que ser avaliado se esse resultado matemático vem ancorado por um fenômeno físico que seja capaz de explicá-lo.

Observa-se na figura 68 a curva S-N da combinação $\beta\gamma$ para os valores de \sqrt{area} de 0,3 mm e 0,7 mm, assim como para CP liso. Já a figura 69, ilustra a curva S-N ajustada por α , β , γ e $\beta\gamma$ e para $\sqrt{area} = 0,3$ mm.

Figura 66 - Diagrama de vida para $\beta\gamma$ Figura 67 - Histograma de frequência de erro para $\beta\gamma$

Outras combinações dos parâmetros, a saber $\alpha\beta$, $\alpha\gamma$ e $\alpha\beta\gamma$ também foram consideradas nesse estudo. Entretanto, a solução para essas combinações caiu num problema de otimização sem solução analítica.

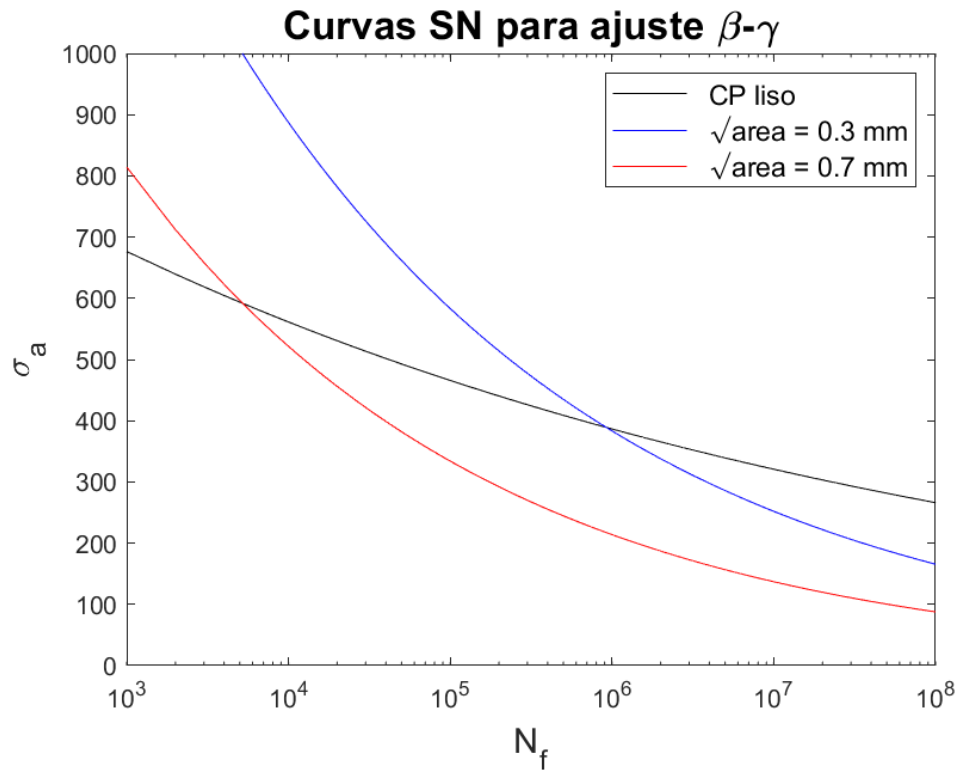


Figura 68 - Curva S-N com ajuste de $\beta\gamma$

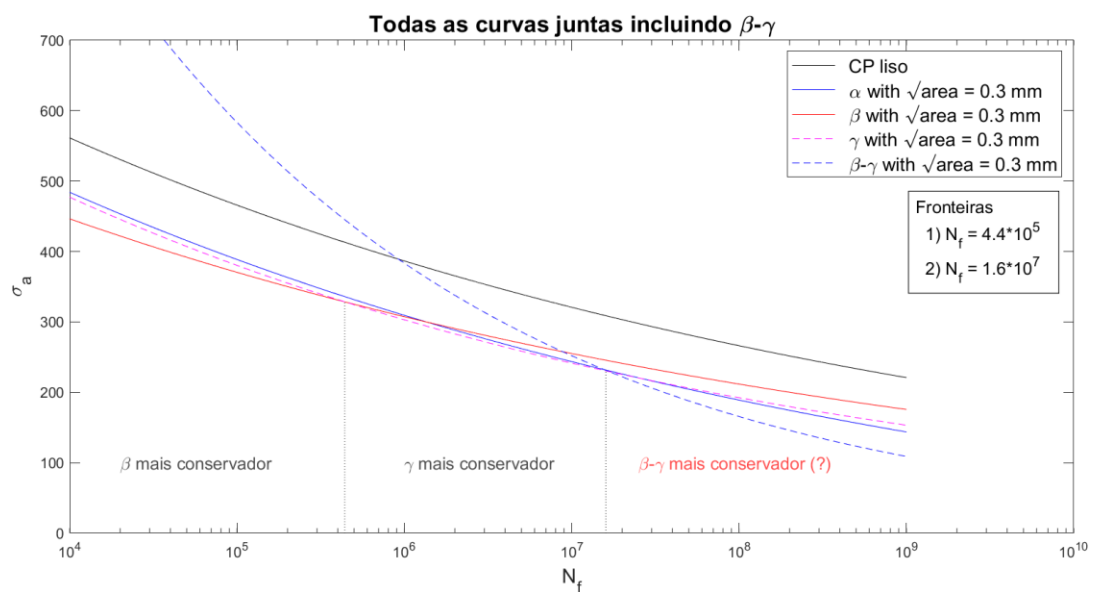


Figura 69 - Curva S-N ajustada por α , β , γ , $\beta\gamma$ e para $\sqrt{\text{area}} = 0,3 \text{ mm}$

4.3 – Análise por Elementos Finitos

Simulações via o método de elementos finitos foram realizadas no software *Abaqus*, adotando os carregamentos e magnitude de defeitos ensaiados. Nesse sentido, 4 simulações foram inicialmente realizadas a saber:

- A. $\sigma_a = 310$ MPa, com entalhe de 0,3 mm
- B. $\sigma_a = 330$ MPa, com entalhe de 0,3 mm
- C. $\sigma_a = 310$ MPa, com entalhe de 0,7 mm
- D. $\sigma_a = 330$ MPa, com entalhe de 0,7 mm

Para $\sigma_a = 310$ MPa atuando sobre entalhe de 0,3 mm, a simulação revelou que a tensão é localmente elevada para valores entre 491 e 544 MPa. A figura 70 apresenta as faixas de distribuição de tensões (identificadas pelo mapa de cores), onde é possível observar que a parede do entalhe experimenta tensões um pouco mais severas que a borda superior, em contato com a superfície livre.

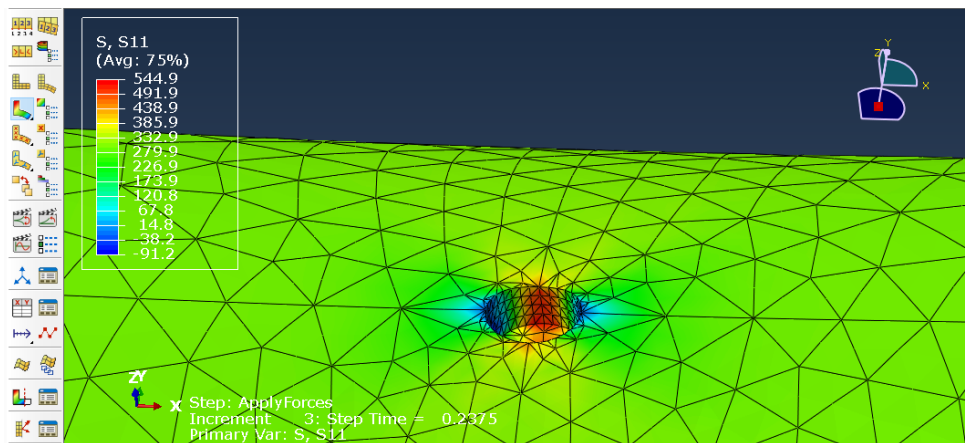


Figura 70 – Distribuição de tensões para $\sigma_a = 310$ MPa atuando sobre entalhe de 0,3 mm

Para $\sigma_a = 330$ MPa atuando sobre entalhe de 0,3 mm, a mesma análise foi realizada. A simulação indicou, conforme apresentado na figura 71, que o incremento de tensão macroscópica levou a um incremento na tensão local. É possível perceber que a parede interna do entalhe segue sendo a região que experimenta os maiores níveis de tensão, em torno de 578 MPa.

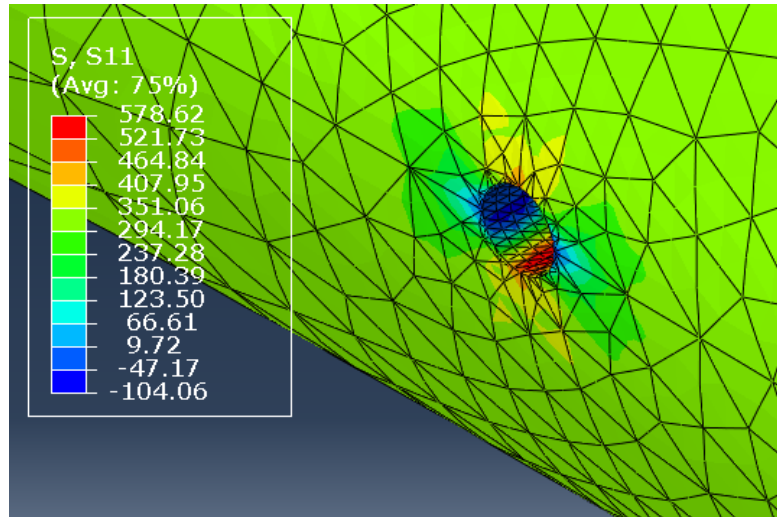


Figura 71 – Distribuição de tensões para $\sigma_a = 330$ MPa atuando sobre entalhe de 0,3 mm

A mesma análise foi conduzida para as mesmas amplitudes de tensão (310 e 330 MPa), mas agora atuando sobre um entalhe mais severo. Além de observarmos um acréscimo nos níveis de tensão local devido ao aumento físico do tamanho do concentrador de tensões, uma outra observação importante foi verificar que o ponto que experimenta o maior nível de tensão deixou de ser a parede do entalhe, passando a ser o vértice cônico do entalhe.

Para $\sigma_a = 310$ MPa atuando sobre entalhe de 0,7 mm, a simulação revelou que a parede experimenta 607 MPa de tensão, ao passo que o vértice do cone supera esse valor, atingindo 670 MPa. É esperado, portanto, que trincas sejam iniciadas a partir desse ponto para entalhes maiores. Esta situação encontra-se ilustrada na figura 72.

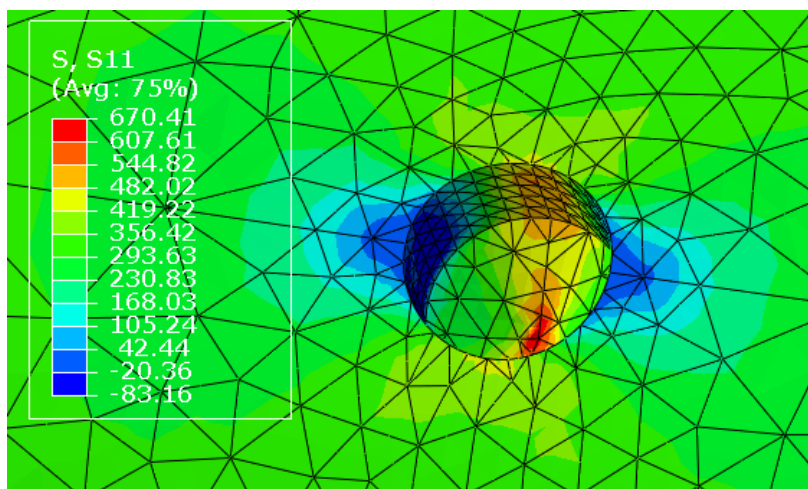


Figura 72 – Distribuição de tensões para $\sigma_a = 310$ MPa atuando sobre entalhe de 0,7 mm, onde agora o ponto que experimenta o maior nível de tensão é o vértice da terminação cônica do entalhe

Por fim, para $\sigma_a = 330$ MPa atuando sobre entalhe de 0,7 mm, novamente o ponto que experimenta o maior nível de tensão é o vértice da terminação cônica do entalhe, atingindo 711 MPa, conforme indicado pela figura 73.

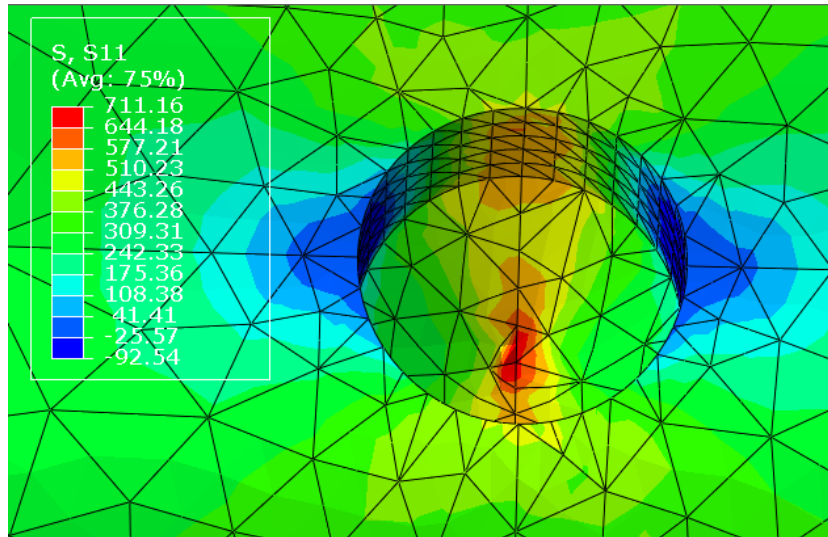


Figura 73 – Distribuição de tensões para $\sigma_a = 330$ MPa atuando sobre entalhe de 0,7 mm, onde novamente o ponto que experimenta o maior nível de tensão é o vértice da terminação cônica do entalhe

Adicionalmente, espera-se que o entalhe, na prática, seja menos agudo que a geometria do entalhe considerado na análise. Isso se torna relevante uma vez que a ausência de cantos vivos inibe a concentração de tensão, fazendo com que as tensões reais provavelmente sejam inferiores às estimadas pela análise de FEM.

Por outro lado, a análise realizada traz algumas percepções que estão de acordo com o que se espera na teoria, uma vez que as tensões são mais severas em regiões subsuperficiais, comparadas às superficiais, em acordo com a teoria de Murakami. Adicionalmente, quando o defeito se torna suficientemente grande, a iniciação da trinca muda de posição, passando da borda do defeito para o vértice pontiagudo do entalhe.

Outra condição escolhida para ser analisada foi aquela com uma amplitude de tensão normal de $\sigma_a = 270$ MPa atuando sobre um entalhe de 0,18 mm de diâmetro e profundidade.

Esse valor de tensão foi escolhido por ser aquele que a teoria de Murakami (expressa pela equação 2) indicava ser o limite de fadiga para o aço com as características do DIN 42CrMo4 na presença de um defeito de magnitude de $153 \mu\text{m}$.

A figura 74(a) apresenta a geometria utilizada na simulação já com a presença do entalhe, enquanto (b) e (c) apresentam respectivamente a malha tetraédrica adotada e o refinamento aplicado na região do entalhe.

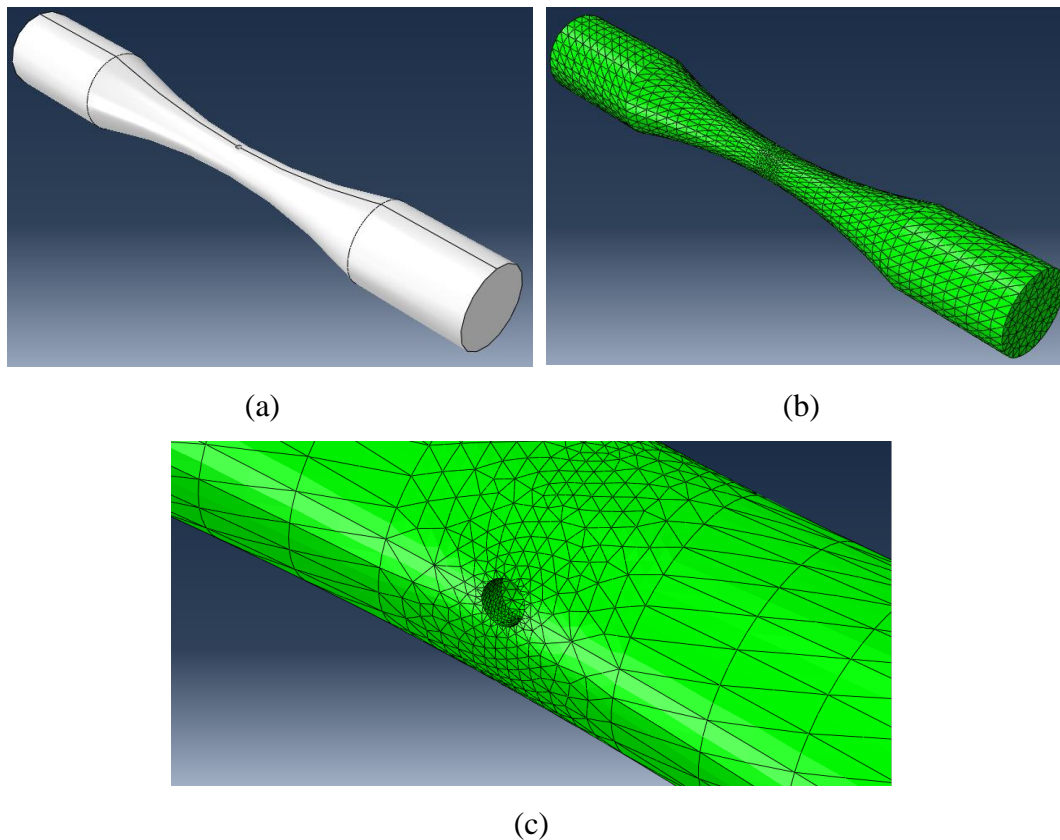


Figura 74 – (a) Geometria entalhada, (b) malha aplicada para a análise, (c) detalhamento do refino de malha nas regiões próximas ao entalhe

A simulação revelou que as tensões nas paredes do entalhe experimentam uma elevação de tensão na ordem de $K_t \approx 2,7$, com a presença do entalhe elevando a tensão global de 270 MPa para 738 MPa nas regiões próximas ao entalhe.

A figura 75 revela que as paredes laterais não alinhadas com o esforço de carregamento são as que experimentam as maiores tensões, uma vez que a trinca

tenderia a se propagar perpendicularmente à direção de maior esforço, iniciando-se nas paredes com coloração avermelhada.

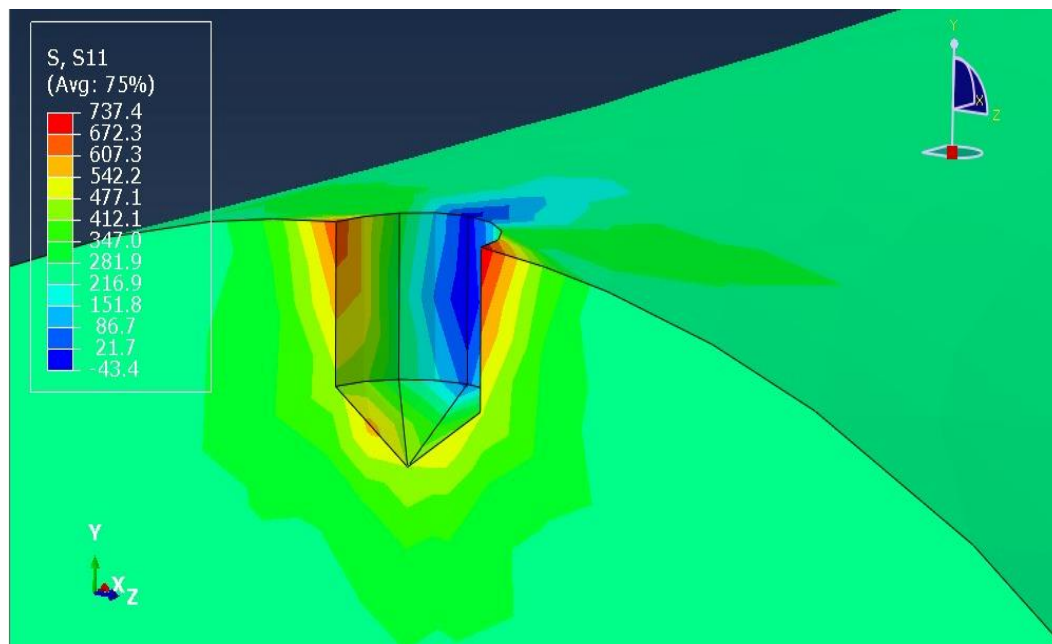


Figura 75 – Concentração de tensão e consequente elevação da tensão local na vizinhança do entalhe

Convém mencionar que a tensão obtida para os locais indicados é comparável ao limite de escoamento, que tem seu valor de aproximadamente 690 MPa. Com isso, espera-se que danos por fadiga aconteçam de maneira relativamente precoce quando uma porção material está submetida a uma amplitude de tensão da ordem de 738 MPa, portanto superior ao limite de escoamento do material.

Entretanto, corpos de prova com a referida geometria e entalhe foram colocados para ensaio na máquina de fadiga ultrassônica e, embora a falha prematura fosse esperada, os corpos de prova conseguiram resistir 5×10^9 ciclos (o equivalente a 30 anos de serviço) sem que a falha ocorresse.

Novos experimentos foram conduzidos elevando o nível de tensão para 290 MPa, valor esse de tensão que a equação (2) de Murakami previa vida “infinita” em fadiga para um defeito de magnitude de 0,18 mm. Novamente os corpos de prova atingiram o limite de 5×10^9 ciclos sem falha. As primeiras falhas observadas antes do limite de 5×10^9 ciclos ocorreram com tensões da ordem de 310 MPa.

As tensões de serviço experimentadas pelo eixo virabrequim fabricado de material DIN 34CrNiMo6, de um motor a gás Wäertsilä de 20 cilindros foram fornecidas pela simulação por elementos finitos com todos os elementos do tensor de tensões presentes, bem como a defasagem angular entre os mesmos, completos em função do ângulo para cada biela.

Para cada biela foram fornecidas as tensões atuantes em função do ângulo, de 0° até 720° , com variação de 1° , além das tensões de Mises correspondentes a cada ângulo. As Figuras 76 e 77 representam o virabrequim, mancais e bielas.

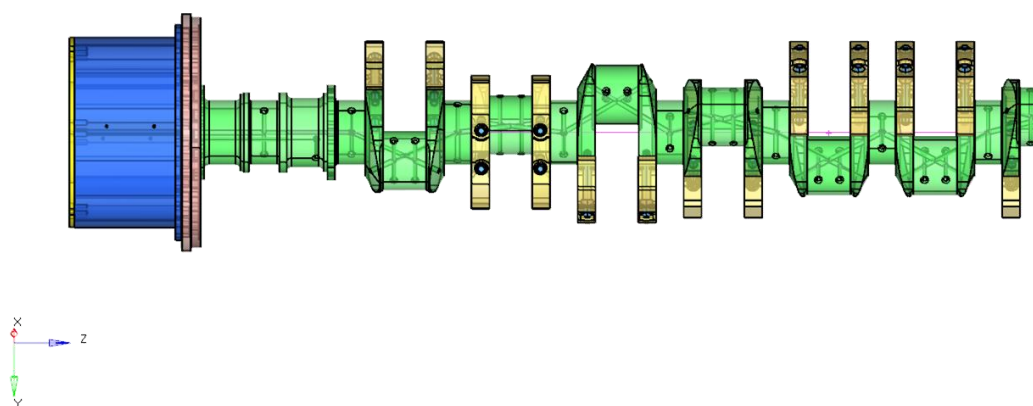


Figura 76 – Eixo Virabrequim [33]

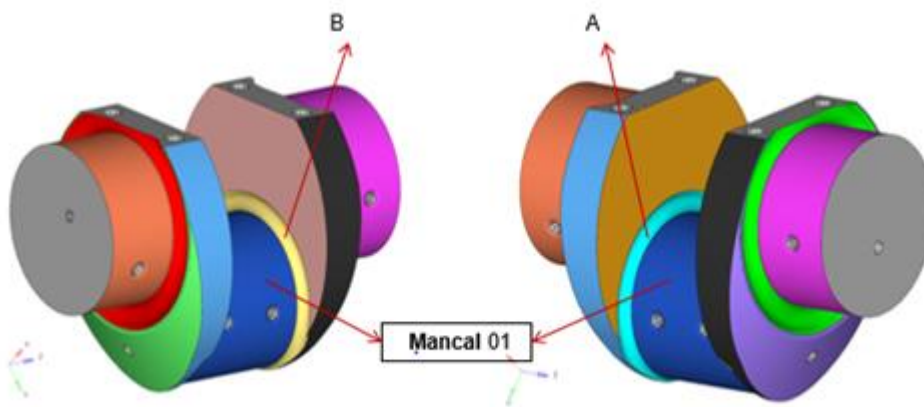


Figura 77 - Representação de do mancal 01 e de suas bielas A e B. [33]

A tabela 15 evidencia as tensões de serviço calculadas por elementos finitos nos 10 mancais (duas bielas A e B, por mancal) do eixo virabrequim que falhou (material 34CrNiMo6). Das vinte condições de carregamento reportadas na tabela 15, os quatro maiores valores calculados de tensão equivalente de Von Mises eram possíveis candidatos a serem ensaiados (σ_1), assim como os quatro maiores valores

de amplitude de tensão cisalhante (τ_a), a fim de concluir qual tipo de carregamento é mais crítico para um material ensaiado num regime de fadiga multiaxial (esforços normais ou cisalhantes). Por se tratar de condições reais de serviço de um eixo que fraturou a expectativa era que esses valores críticos levassem o material a falhar.

Tabela 15: Tensões de serviço calculadas por elementos finitos nos 10 mancais do virabrequim de material 34CrNiMo6

	σ_1	$\tau_a = \sigma_1 - \sigma_3 /2$	$\theta [\sigma_a]$	$\theta [\tau_a]$	β
A01	135,30	85,42	593	592	-1
B01	47,38	104,33	67	593	526
A02	30,65	114,17	229	-57	-286
B02	67,53	96,06	285	-57	-342
A03	71,23	104,17	160	447	287
B03	95,43	111,60	212	447	235
A04	86,31	92,00	86	446	360
B04	40,51	106,12	140	447	307
A05	31,67	105,28	-59	447	506
B05	98,95	85,09	0	447	447
A06	133,89	82,22	300	593	293
B06	195,63	100,91	520	520	0
A07	159,69	88,11	591	592	1
B07	123,34	78,89	-67	592	659
A08	145,05	76,14	-67	-67	0
B08	99,20	68,60	436	-67	-503
A09	102,25	58,09	434	435	1
B09	127,81	64,44	434	433	-1
A10	135,69	68,79	374	374	0
B10	197,73	94,92	430	430	0

As condições críticas reportadas na tabela 15, apesar de terem sido calculadas a partir de carregamentos reais, a fim de estudar se o efeito combinado de flexão e torsão quando reportados numa única tensão equivalente de Von Mises, não foram ensaiadas num regime de fadiga de altíssimo ciclo, pois os valores são bem inferiores ao limite de fadiga de Murakami que foram citados na tabela 5 dessa tese.

4.4 – Ensaios de Microscopia

As amostras depois de preparadas como observado no capítulo 3.2 foram ensaiadas por MEV e os resultados mostram que as trincas nucleiam, como esperado, a partir do furo executado. Observa-se também que o aço estudado contém uma quantidade de heterogeneidades metalúrgicas, que como já dito no capítulo 3.1 são capazes de acelerar a propagação de trincas de fadiga e auxiliar também na nucleação delas. A figura 78 ilustra o que foi dito anteriormente.

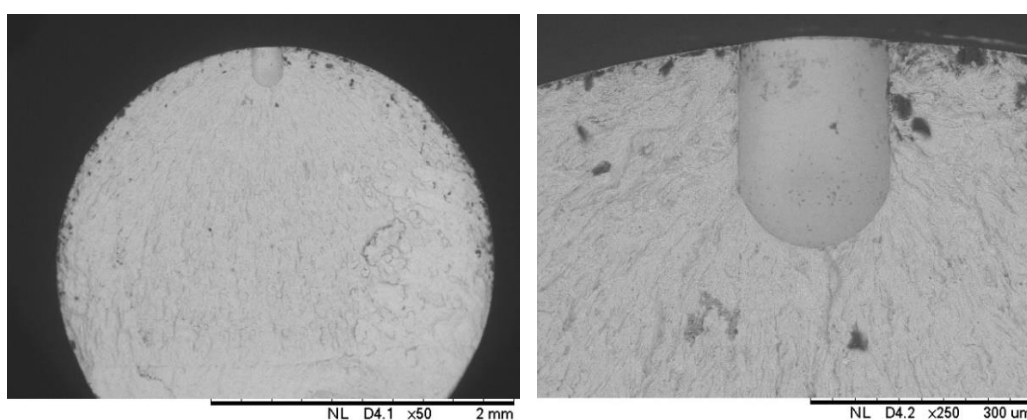


Figura 78 - Visualização por MEV da trinca nucleando a partir do furo

A figura 79 mostra diversas trincas nucleando a partir do furo. Mas, aquela que tiver em seu caminho de propagação uma quantidade maior de inclusões será a mandatória na falha por fadiga do material conforme observa-se na figura 78.

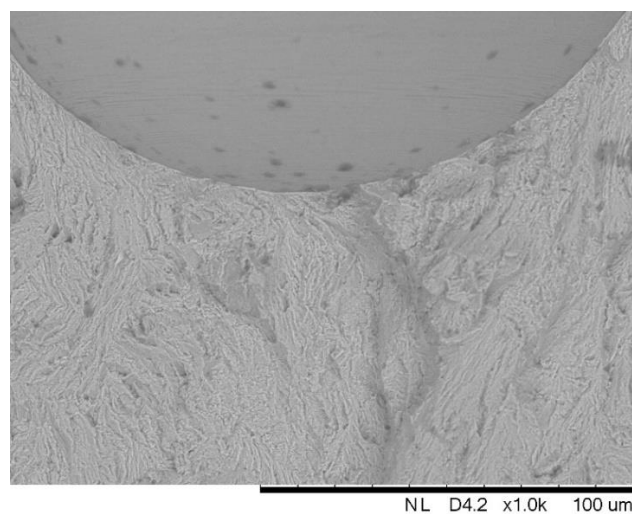


Figura 78 - Diferentes pontos de nucleação da trinca, todas elas a partir do furo.

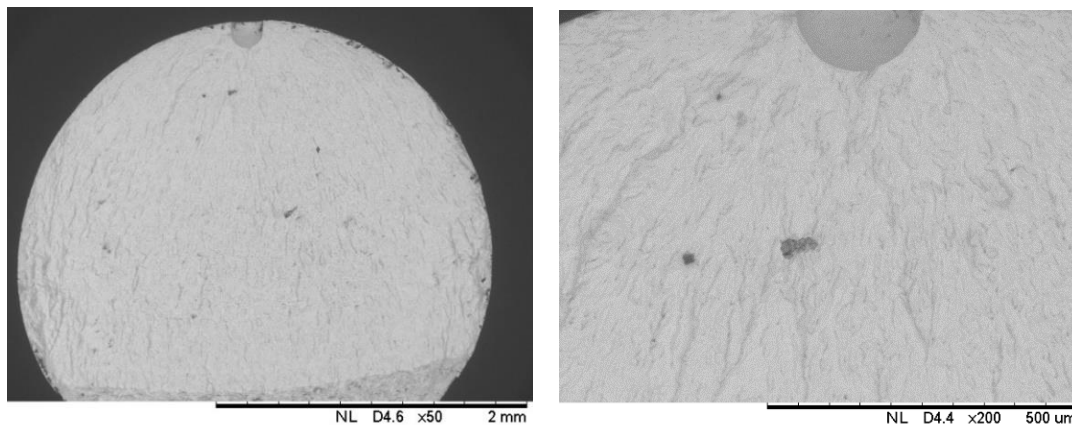


Figura 79 - Visualização de trinca nucleando a partir do furo e a presença de uma heterogeneidade metalúrgica “favorecendo” a propagação da trinca

A microscopia foi capaz de mostrar que apesar de algumas amostras ensaiadas terem atingido o regime de altíssimo ciclo, não foi possível visualizar a formação de FGA, pois o SIF das inclusões calculado anteriormente para esse material ($10,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) excede o SIF *threshold* do material analisado que se encontra no intervalo de 4 a $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Foi avaliado também anteriormente [34] que a quantidade de inclusões presentes nos aços estruturais se relaciona diretamente com o ΔK_{th} , onde os aços que apresentam uma maior quantidade de heterogeneidades metalúrgicas possuem um valor de ΔK_{th} menor e com isso, mais rapidamente a trinca passa do estágio de limar de propagação para a propagação de fato, abreviando assim a vida-fadiga do material.

5 Discussões

- A curva S-N ajustada com os parâmetros α , β , γ e $\beta\gamma$ para diferentes valores de \sqrt{area} , foi obtida analiticamente a partir dos dados experimentais ensaiados e mostrou que para altíssimo ciclo (além de 10^7 ciclos), o parâmetro $\beta\gamma$ se mostrou o mais conservador para prover o ajuste na curva de Wöhler experimental.
- Demais combinações dos parâmetros ($\alpha\gamma$ e $\alpha\beta$) foram descartadas, pois não foi possível obter uma solução analítica que otimizasse os ajustes, dando indícios que combinações dos parâmetros carecem de maiores estudos.
- Nesse sentido, a utilização de técnicas de inteligência artificial, como *Machine Learning*, pode ser capaz de gerar através da combinação dos parâmetros α , β e γ , equações que utilizando a base de dados experimental obtida nesse estudo, produzem resultados que sejam matematicamente e fisicamente factíveis.
- As amostras ensaiadas do aço DIN 42CrMo4 evidenciaram uma quantidade considerável de heterogeneidades metalúrgicas capazes de nuclear trincas de fadiga. Um dos objetivos dessa tese foi substituir essa quantidade de “defeitos” por um único equivalente, capaz de exercer a mesma influência e assim sermos capazes de determinar um tamanho de defeito que possa servir de parâmetro para a utilização dos eixos virabrequins, quando feitos do material DIN 42CrMo4, de maneira que possa ser utilizado na indústria respeitando a vida útil projetada de 25 anos.
- A análise por elementos finitos realizadas nessa tese precisam considerar aspectos elastoplásticos. Convém observar que amplitudes de tensão globais da ordem de 300 MPa seriam o suficiente para elevar localmente

a tensão a valores de aproximadamente 900 MPa, o que é comparável ao limite de resistência mecânica do material. Nesse contexto, o componente não deveria ser capaz de resistir a muitos ciclos, falhando de maneira muito precoce. Como o que se observa é que tivemos amostras sendo ensaiadas e excedendo $10^5 \sim 10^6$ ciclos para 310 MPa, conclui-se que a expectativa de comportamento puramente elástico não se confirma, e que as simulações precisam considerar características elastoplásticas do material, como encruamento cinemático, uma vez que há pontos em que a tensão excede o limite de escoamento.

- Como forma de testar a utilização das equações propostas nesse estudo, fica a sugestão para ensaiar novos corpos de prova com presença de “furos” no intervalo coberto por essa tese (0,18 mm a 0,70 mm) e comparar se o valor encontrado experimentalmente nesses novos ensaios está aderente com os valores que as equações previam. Nesse sentido, a recomendação fica para a utilização do parâmetro βY que foi aquele que teve mais resultados na faixa de previsão considerada ótima (banda 2X), além de ser mais conservador no altíssimo ciclo.
- Como sugestão adicional para futuros trabalhos fica a aplicação do estudo do grafeno, que apresenta propriedades excelentes como: grande área específica, alta razão área/massa, elevada condutividade elétrica e térmica, excelente resistência mecânica, dentre outras.

6 Conclusões

O presente trabalho utilizou a teoria dos defeitos equivalentes, também conhecida como teoria de Murakami, para a predição da vida fadiga do aço DIN 42CrMo4, adotando o parâmetro (\sqrt{area}), que é responsável por uma equivalência quantitativa entre heterogeneidades microestruturais (inclusões metalúrgicas) existentes na região de análise do material e descontinuidades mecânicas (furos) usinados nos corpos de prova.

Neste contexto, corpos de prova do aço DIN42CrMo4, com furos de diâmetros variando entre 0,18 mm e 0,7 mm, foram submetidos a baterias de ensaios de VHCF, obtendo os seguintes resultados:

- Os resultados experimentais permitiram o desenvolvimento de equações em função do parâmetro \sqrt{area} e curvas de Wöhler do material, em conformidade com diferentes descontinuidades mecânicas nos corpos de prova e resistências à fadiga do material;
- Consequentemente, se estabeleceu uma metodologia que permite uma correlação entre inclusões metalúrgicas, tensão aplicada e vida superlonga em fadiga do aço DIN 42CrMo4;
- Esta metodologia envolveu a determinação de três parâmetros α , β e Υ , com base na dimensão dos defeitos (\sqrt{area}) encontrados no material, para ajuste da equação de Wöhler;
- Adotou-se 3 hipóteses diferentes para a determinação dos parâmetros α , β e Υ e buscou-se determinar expressões analíticas para cada um desses parâmetros, de acordo com os resultados dos experimentos;
- Utilizando as expressões obtidas para α , β e Υ gerou-se diferentes previsões para vida-fadiga do material. A eficiência das previsões foi avaliada através de índices de erro, onde verificou-se que a hipótese α , quando avaliada isoladamente, foi aquela que apresentou o melhor desempenho dentre todos;

- Admitiu-se como possível a combinação em duplas dos parâmetros α , β e γ . Observou-se que as combinações α - β e α - γ não geraram convergência para os coeficientes dos polinômios das equações propostas. Por sua vez, a combinação β - γ gerou uma convergência dos coeficientes das equações, e para o estudo de fadiga de altíssimo ciclo, passa a ser uma opção válida;
- Maiores valores de parâmetro \sqrt{area} levam efetivamente a menores vidas em fadiga e em se tratando de fadiga de altíssimo ciclo, a combinação dos parâmetros β - γ se mostrou, dentro da nossa coleção de experimentos, o mais indicado em se tratando de prever vida de forma mais segura;
- Por fim, tendo a curva de Wöhler do material original (sem a presença do entalhe), é possível a partir das equações propostas neste estudo, ser capaz de estimar a vida do material na presença de defeitos que variam de 0,18 mm a 0,70 mm.

7 Referências bibliográficas

- [1] SCHIJVE, J. *Fatigue of Structures and Materials*. Springer, Amsterdam, 2009.
- [2] ZERBST, U. et al. *Fitness-for-Service Fracture Assessment of Structures Containing Cracks*. Elsevier, Oxford, 2017.
- [3] SURESH, S. 2006. *Fatigue of Materials*, 2nd ed., Cambridge University Press, Cambridge, UK.
- [4] WANG, Q., KHAN, M.K. and BATHIAS, C. Current Understanding of Ultra-High Cycle Fatigue. *Theoretical & Applied Mechanics Letters*, 2, 2012.
- [5] BATHIAS, C., PARIS, P. *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*. Academic Press, Cambridge, 2005.
- [6] WANG, Q., BERARD, J.Y. and DUBARRE, A. Gigacycle Fatigue of Ferrous Alloys. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 22(8), 1999.
- [7] MURAKAMI, Y., NOMOTO, T. and UEDA, T. On the Mechanism of Fatigue Failure in the Superlong Life Regime. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 23(11), 2000.
- [8] DOWLING NE (2007), *Mechanical Behavior of Materials*, 3rd ed. Prentice Hall, Inc. New Jersey, USA.
- [9] SAKAI, T. Review and Prospects for Current Studies on Very High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use. *Journal of Solid*.
- [10] KAZYMYROVYCH, V. Very high cycle fatigue of engineering materials - A literature review. *Karlstad University Studies*, 2009.
- [11] PYTTEL, B., SCHWERDT, D., BERGER, C. Very High Cycle Fatigue – Is there a fatigue limit? *International Journal of Fatigue*, 33(1):49-58, 2011.
- [12] SAKAI, T. Review and Prospects for Current Studies on Very High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, 3(3):425–39, 2009.
- [13] TEIXEIRA, M.C. Comportamento do aço DIN 34CrNiMo6 em fadiga de altíssimo ciclo (Dissertação). Departamento de Engenharia Química e de Materiais, PUC-Rio, Rio de Janeiro, 2018.
- [14] MURAKAMI, Y. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, Oxford, 2002.
- [15] LI, Y.-D., ZHANG, L.-L., FEI, Y.-H., LIU, X.-Y., LI, M.-X. 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*, 82 (3): 402-410, 2016.
- [16] Murakami Y, Yamashita Y. "Prediction of life and scatter of fatigue failure originated at non-metallic inclusions". *Procedia Engineering*. 2014; 74:6-11.
- [17] P.G. Forrest (1962), *Fatigue of Metals*, Pergamon Press Ltd., Headington Hill Hall, Oxford 4 & 5 Fitzroy Square, London W.1.
- [18] J. T. RANSOM and R. F. MEHL, "Anisotropy of the Fatigue Properties of SAE 4340 Steel Forgings". *Proc. Amer. Soc. Test. Mat.* 52 (1952) 779.
- [19] W. C. STEWART and W. L. WILLIAMS, "Effect of Inclusions on the Endurance Properties of Steels". *J. Amer. Soc. Naval Engrs.* 60 (1948) 475.
- [20] H. N. CUMMINGS, F. B. STULEN and W. C. SCHULTE, "Tentative Fatigue Strength Reduction Factors for Silicate-Type Inclusions in High- Strength Steels". *Proc. Amer. Soc. Test. Mat.* 58 (1958) 505.
- [21] M. ATKINSON, "Influence of Non-Metallic Inclusions on Fatigue Properties". *J. Iron and Steel Inst.* 195 (1960) 64.
- [22] E. EPREMIAN and R. F. MEHL, "Statistical Behavior of Fatigue Properties and the Influence of Metallurgical Factors". *Amer. Soc. Test. Mat. Spec.Tech. Publ.* 137 (1953).

- [23] H. STYRI, "Fatigue Strength of Bail-Bearing Races and Heat- Treated 52100 Steel Specimens". Proc. Amer. Soc. Test. Mat. 51 (1951) 682.
- [24] J. I. FISHER and J. P. SHEEHAN, "Effect of Metallurgical Variables on the Fatigue Properties of AISI 4340 Steel". Wright Air Development Center Tech. Rpt. 58-289 (1959).
- [25] Y. Nadot, C. Nadot-Martin, A. Dragon and M. Vincent. "Competition between surface defect and grain size under fatigue loading – ARMCO iron". Procedia Structural Integrity 7 (2017) 530-535.
- [26] Murakami Y. "Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions". Oxford: Elsevier Science Ltd; 2002.
- [27] Murakami Y. "Inclusion Rating by Statistics of Extreme Values and Its Application to Fatigue Strength Prediction and Quality Control of Material". J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol. 99, 345 (1994).
- [28] G.R. Irwin: Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate, Trans. ASME, J. Appl. Mech., 24 (1957), 361-364.
- [29] Y. Murakami, S. Kodama and S. Konuma: Quantitative Evaluation of Effects of Nonmetallic Inclusions on Fatigue Strength of High Strength Steel, Trans. Jpn. SOC. Mech. Eng. A, 54(500) (1988), 688-696.
- [30] Y. Murakami and M. Ishida: Analysis of an Arbitrarily Shaped Surface Crack and Stress Field at Crack Front near Surface, Trans. Jpn. SOC. Mech. Eng. A, 51(464) (1985), 1050-1056.
- [31] Araujo, L. C. (2020). Adaptação de modelos de plano crítico para projeto contra fadiga multiaxial de material internamente defeituoso e na presença de micro-defeitos artificiais. Dissertação de Mestrado.
- [32] Nogueira, L. Estudo da Influência de Defeitos Microestruturais no Limiar de Fadiga de aços estruturais - Dissertação de Mestrado, PUC-RJ, 2017.
- [33] Feiferis, A. Avaliação estrutural de eixo virabrequim sob fadiga multiaxial. Rio de Janeiro. 2018. 62p. Dissertação de Mestrado. PUC-Rio.
- [34] Peixoto, T. Interação entre aspectos microestruturais e iniciação de trincas de fadiga em aços estruturais. Rio de Janeiro. 2018. 102p. Dissertação de Mestrado. PUC-Rio.
- [35] CHIAVERINI, V (2008), Aços e Ferros Fundidos, ABM.
- [36] BATHIAS, C., PARIS, P. Gigacycle Fatigue in Mechanical Prattice. Academic Press. 2005.
- [37] Castro, T. Previsão da Vida em Fadiga de Eixos Virabrequim e Componentes Mecânicos Estruturais sob Carregamento Multiaxial. 100p. Dissertação de Mestrado. PUC-Rio.