



ESTUDO EXPERIMENTAL DA INFLUÊNCIA DE PEQUENOS
DEFEITOS NA VIDA À FADIGA EM AÇO DE BAIXO
CARBONO

NATALIA GONÇALVES TORRES

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

FACULDADE DE TECNOLOGIA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA – UNB
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO EXPERIMENTAL DA INFLUÊNCIA DE PEQUENOS
DEFEITOS NA VIDA À FADIGA EM AÇO DE BAIXO
CARBONO

NATALIA GONÇALVES TORRES

ORIENTADOR: EDGAR NOBUO MAMIYA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Publicação: ENM-DM (xxx/2019)
BRASÍLIA, 01 DE AGOSTO DE 2019

Universidade de Brasília – UNB
Faculdade de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas

Estudo Experimental da Influência de Pequenos Defeitos na Vida à Fadiga em Aço de Baixo Carbono

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO SUBMETIDA DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS MECÂNICAS.

Aprovado por:

Prof. Edgar Nobuo Mamiya, DSc (ENM/UnB)
(Orientador)

Prof. Fábio Comes de Castro, DSc (ENM/UnB)
(Examinador Interno)

Prof. Francisco Evangelista Junior, PhD (ENC/UnB)
(Examinador Externo)

BRASÍLIA, 01 DE AGOSTO DE 2019.

FICHA CATALOGRÁFICA

NATALIA GONÇALVES TORRES

ESTUDO EXPERIMENTAL DA INFLUÊNCIA DE PEQUENOS DEFEITOS NA VIDA EM FADIGA EM AÇO DE BAIXO CARBONO

2019, 65p., 201x297 mm

(ENMFT/UnB, Mestre, Ciências Mecânicas, 2019).

Dissertação de Mestrado -Universidade de Brasília.

Faculdade de Tecnologia

Departamento de Engenharia Mecânica

1. Pequenos defeitos
2. Vida à fadiga
3. Aço de baixo carbono

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

Torres, N. G (2019). ESTUDO EXPERIMENTAL DA INFLUÊNCIA DE PEQUENOS DEFEITOS NA VIDA EM FADIGA EM AÇO DE BAIXO CARBONO. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM.DM - (xxx/2019), Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 56p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Natalia Gonçalves Torres

TÍTULO: Estudo experimental da influência de pequenos defeitos na vida à fadiga em aço de baixo carbono.

GRAU: Mestre

ANO: 2019

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.

DEDICATÓRIA

A Deus, por iluminar todos os meus passos. À minha família, por todo cuidado e carinho. Ao Arley, meu noivo, por todo amor e paciência.

AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar a DEUS, pelo fôlego de vida a cada amanhecer e pela presença sempre constante em minha caminhada.

À Maria Santíssima pela fiel intercessão e cuidados diários.

Aos meus pais Dinalva e Jadir, que mesmo sem entender o que essa jornada significava para mim, me apoiaram incondicionalmente.

Ao meu amigo e noivo, Arlley Kennedy, por acreditar nos meus sonhos (as vezes mais que eu mesma), pelo incentivo, companheirismo, carinho e paciência durante toda essa jornada e principalmente na fase final.

À toda minha família e amigos que, com muito carinho e apoio, não mediram esforços para que eu chegasse ao fim dessa jornada.

Ao professor Edgar Nobuo Mamiya, pela dedicação em suas orientações, pela paciência e por todos os ensinamentos transmitidos.

Ao professor Jorge Luiz de Almeida Ferreira, pelas dúvidas sanadas e pela paciência demonstrada.

Aos alunos de mestrado, doutorado, amigos e engenheiros, Maycol Coutinho, Thiago Primo, Michaela Fialho, Ian Matos, Arthur Lopes, Layse Diniz, Vinicius Rodrigues e Gustavo Reinke pelo companheirismo em todos os momentos.

Ao Centro Universitário do Distrito Federal – UDF por ceder seu laboratório para a usinagem dos corpos de prova utilizados nesta pesquisa.

A todos os que de alguma forma contribuíram e apoiaram para o desenvolvimento e conclusão deste trabalho, como os técnicos-servidores e os professores da Universidade de Brasília.

Ao CNPq pelo apoio financeiro durante a realização deste trabalho.

*“Comece fazendo o que é necessário, depois
o que é possível, e de repente você estará
fazendo o impossível.”*

(São Francisco de Assis)

RESUMO

Este trabalho investiga os efeitos de microdefeitos na vida à fadiga no aço de baixo carbono SAE 1020. O programa experimental consistiu em um conjunto de ensaios uniaxiais de fadiga em amostras lisas e com quatro tipos de defeitos– defeito cilíndrico (0,42 x 0,42 x 0,42 mm), defeito cilíndrico (0,75 x 0,75 x 0,75 mm), defeito cilíndrico raso (0,75 x 0,75 x 0,20 mm) e defeito oblongo (0,84 x 0,42 x 0,42 mm) – afim de obter as curvas S-N, entre 10^3 a 10^6 ciclos, para cada caso. Como primeira abordagem, foi realizada simulação numérica em elementos finitos para uma análise elástica linear ao redor dos defeitos. Como base nos resultados obtidos nestas análises, observou-se que ao variar qualquer característica dos pequenos defeitos – tamanho, forma e profundidade – a vida à fadiga é afetada significativamente, mesmo mantendo a medida \sqrt{area} , que tem sido empregada para caracterizar a influência de pequenos defeito no contexto da resistência à fadiga. Defeitos de menor diâmetro (0,42 x 0,42 x 0,42) apresentaram menor influência, com redução na vida à fadiga 50% menor, quando comparados com defeitos maiores (0,75 x 0,75 x 0,75 mm). Dentre todos os casos analisados, os corpos de provas com defeitos rasos apresentaram a maior redução de vida à fadiga, variando entre 60% a 95% quando comparados aos corpos de provas lisos, tal resultado ocorreu possivelmente devido ao pequeno volume de material disponível para a distribuição de tensões em torno dos defeitos. Em geral, para vidas mais longas (10^5 ciclos), os efeitos dos microdefeitos são correspondentemente maiores, para todos os casos analisados.

Palavras chaves: pequenos defeitos, vida à fadiga, aço de baixo carbono.

ABSTRACT

This work investigates the effects of small defects in the fatigue life on SAE 1020 low carbon steel. For this, the experimental program consisted in a set of uniaxial fatigue tests in smooth specimens and specimens with four types of defects - cylindrical defect (0.42 x 0.42 x 0.42mm), cylindrical defect (0.75 x 0.75 x 0.75 mm), cylindrical shallow defect (0.75 x 0.75 x 0.20 mm) and elliptical defect (0.84 x 0.42 x 0.42 mm)- in order to obtain S-N curves, in the range between 10^3 and 10^6 cycles. As a first approach, finite element numerical simulation was used for linear elastic analysis around the defects. Based on the results obtained in these analyzes, it was observed that when any small defect characteristics - size, shape and depth – changes, the fatigue life is significantly affected. Smaller defects (0.42 x 0.42 x 0.42 mm) - showed less influence, with 50% smaller reductions in fatigue life, when compared to larger defects (0.75 x 0.75 x 0.75 mm). Among all the analyzed cases, the specimens with shallow defects presented the greatest fatigue life reduction, between 60% to 95% when compared to smooth specimens, this result was possibly due to the small region for the distribution of stress around discontinuity. In general, for high lives (10^5 cycles), the effects of the small defects are correspondingly larger, for all analyzed cases.

Keywords: small defects, fatigue life, low carbon steel.

Sumário

LISTA DE FIGURAS	i
LISTA DE SÍMBOLOS	iii
LISTA DE TABELAS	iv
1. INTRODUÇÃO	1
1.1 MOTIVAÇÃO E CONTEXTO	1
1.2 OBJETIVOS	2
2. REVISÃO DA LITERATURA	3
2.1 ANÁLISE DE FADIGA NA PRESENÇA DE PEQUENOS DEFEITOS.....	3
3.1.1. Concentradores de tensão	3
3.1.2. Mecânica da Fratura Linear	5
2.1.3 Limite de resistência à fadiga	8
2.1.4 Correlação entre Hv, ΔK_{th} e \sqrt{area}.....	9
3 METODOLOGIA	12
3.1 MATERIAL.....	12
3.2 TRATAMENTO TÉRMICO.....	12
3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO SAE 1020	13
3.4 CORPO DE PROVA	13
3.5 DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	14
3.5.1 Dureza	14
3.5.2 Ensaio de Tração	15
3.6 MICRODEFEITOS	16
3.7 ENSAIOS DE FADIGA	18
3.8 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA	18
4.1 VIDA À FADIGA	20
4.1.3 Defeitos com a mesma \sqrt{area}	26
4.1.4 Defeitos com diâmetro e profundidade iguais.....	28
4.1.5 Defeitos com diâmetro e profundidade diferentes.....	29
4.1.6 Método dos Elementos Finitos.....	30
4.2 ANÁLISE DA FALHA	35
6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	40

LISTA DE FIGURAS

2.1 Ilustração do conceito de concentração de tensão em entalhes (Collins, 1993).	3
2.2 Modelos para efeito de entalhes a) Heywood e b) Collins (Lee et al., 2005).	5
2.3 Modos básicos de abertura de trinca (ASM Vol. 12, 1987).	6
2.4 Sistema de coordenadas polares para a região da ponta da trinca (Dowling, 2013).	7
2.5 Ilustração da definição do parâmetro $\sqrt{área}$ (Endo, 2003).	8
2.6 Relação entre ΔK_{th} e $\sqrt{área}$ – (Murakami e Endo, 1986).	9
2.7 Relação entre $\Delta K_{th}/(Hv + 120)$ e $\sqrt{área}$ – (Murakami e Endo, 1986).	11
3.1 Microestrutura do aço Sae 1020 após tratamento térmico. a) vista longitudinal da microestrutura e b) vista transversal.	13
3.2 Geometria dos corpos de provas usados nos ensaios uniaxiais tensão-compressão.	14
3.3 Corpos de prova, sem microdefeitos, após acabamento superficial.	14
3.4 Máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810 com corpo de prova e extensômetro instalados.	15
3.5 Curva tensão-deformação do aço SAE 1020.	16
4.1 Curva S-N do aço SAE 1020 com defeito cilíndrico $\varnothing 0,42$ mm (DC 0,42).	20
4.2 Curva S-N do aço SAE 1020 com duas linhas de tendência para o defeito cilíndrico $\varnothing 0,42$ mm (DC 0,42).	21
4.3 Curva S-N do aço SAE 1020 com defeito cilíndrico $\varnothing 0,75$ mm (DC 0,75).	22
4.4 Curva S-N do aço SAE 1020 com duas linhas de tendência para o defeito cilíndrico $\varnothing 0,75$ mm (DC 0,75).	23
4.5 Curva S-N do aço SAE 1020 com defeito raso (DR).	24
4.6 Curva S-N do aço SAE 1020 com duas linhas de tendências para o defeito raso.	24
4.7 Curva S-N do aço SAE 1020 com defeito oblongo (DO).	25

4.8 Curva S-N do aço SAE 1020 com duas linhas de tendência para defeito oblongo.	26
4.9 Comparação entre defeitos com mesma \sqrt{area} .	27
4.10 Comparação entre defeitos com diâmetro e profundidade iguais.	28
4.11 Comparação entre defeitos com mesmo diâmetro e profundidades diferentes.	29
4.12 Modelo simplificado para corpo de prova com microdefeito $\varnothing 0,75$ mm.	30
4.13 – a) Modelo simplificado para corpo de prova com microdefeito $\varnothing 0,75$ mm com malha. b) Ampliação da região do microdefeito com malha refinada	31
4.14 – Regiões de concentração de tensão nos microdefeitos.	32
4.15 – Corpo de prova com defeito cilíndrico raso após a falha	32
4.16 Distribuição de tensão linear elástica ao redor dos microdefeitos	33
4.17 – Distância a-b usada para obter a distribuição de tensão em torno dos microdefeitos	33
4.18 a) Imagem da região da falha do corpo de prova com o defeito DE, (a) mostrando o possível local de iniciação da trinca (seta), a zona de propagação (A) e a zona de fratura (B). MEV 13 x (b) Aumento do possível local de iniciação da trinca (região do furo). MEV 80x. (c) Vista frontal do defeito. MEV 100x. ($S_a = 160$ MPa e $N_f = 182330$ ciclos).	35
4.19 a) Vista superior do corpo de prova com defeito DC 0,42. MEV 11x b) Imagem aumentada da zona de propagação da trinca mostrando estrias de fadiga. MEV 1700x.	36
4.20 a) Vista superior do corpo de prova com defeito DC 0,42. MEV 11x b) Imagem aumentada da zona de fratura final mostrando dimples. MEV 250x.	37

LISTA DE SÍMBOLOS

ΔK_{th}	Fator de intensidade de tensão limiar
ρ	Raio da raiz do entalhe
σ_{ar}	Resistência a fadiga para corpos lisos
σ_y	Limite de escoamento
σ_u	Limite de resistência à tração
σ_w	Tensão limite de fadiga
E	Módulo de elasticidade
H_v	Dureza Vickers
K	Fator de intensidade de tensão
K_I	Fator de intensidade de tensão modo I
K_t	Fator de concentração de tensão
K_f	Fator de entalhe de fadiga
N_f	Número de ciclos até a falha
q	Sensibilidade ao entalhe
R	Razão de tensão
S	Tensão nominal
S_{ar}	Resistência a fadiga para corpos entalhados
\sqrt{area}	Parâmetro geométrico de Murakami

LISTA DE TABELAS

3.2 Composição química do aço SAE 1020.	12
3.3 Medidas de dureza para o aço SAE 1020.	15
3.4 Propriedades mecânicas do aço SAE 1020.	16
3.5 Características dos microdefeitos produzidos.	17
4.1 Resultados experimentais dos ensaios de fadiga.	19

1. INTRODUÇÃO

1.1 MOTIVAÇÃO E CONTEXTO

Fadiga pode ser definida como uma falha mecânica gerado por carregamentos cíclicos que propiciam o surgimento de trincas que levam a falha do componente (DOWLING, 2013). Por depender de diversos fatores, tais como a microestrutura do material, a geometria do componente, o tipo de carregamento, o processo de fabricação, entre outros, a fadiga é considerada um fenômeno complexo.

À medida que os estudos sobre fadiga foram avançando, observou-se que a vida à fadiga pode ser reduzida quando o material exibe concentradores de tensão, como defeitos, falhas de superfície e entalhes (MURAKAMI, 2002). A presença destes concentradores de tensão em elementos de engenharia é inevitável e por isso é necessária uma compreensão adequada da sua influência (SCHÖNBAURY, YANASE e ENDO, 2016).

A presença de pequenos defeitos, como inclusões não-metálico e poros, ambos oriundos do processo de fabricação dos aços, começaram a ser estudados por volta dos anos de 1950 e 1960 por diversos autores, como RANSOM (1954), INESON et al. (1956) e FROST (1960). Entretanto, nenhum modelo foi desenvolvido por estes autores para a análise do efeito desses defeitos na redução da resistência à fadiga.

Com o desenvolvimento da metalurgia, a necessidade de avaliar quantitativamente os efeitos de microdefeitos tornou-se importante, principalmente nos quesitos qualidade e durabilidade do material. Neste contexto, MURAKAMI e ENDO (1983) propuseram um novo parâmetro (\sqrt{area}), com o intuito de avaliar pequenos defeito, naturais ou artificias, bi e tridimensionais baseados na propagação de trincas a partir dos defeitos.

Desde então, a abordagem proposta por Murakami e Endo, que considera a hipótese de que o defeito se assemelha a uma trinca pré-existente, e que o limite de fadiga é determinado pela condição de propagação no limiar (YANASE e ENDO, 2014), foi sendo melhorada ao longo dos anos e novos modelos também foram propostos, como o Métodos de distâncias críticas (TAYLOR, 2008) e Critério do Gradiente de tensão (NADOT e BILLAUDEAU, 2006).

Em diversas aplicações, os componentes estruturais estão submetidos a carregamentos cíclicos e o engenheiro projetista precisa de ferramentas que o auxiliem a estimar a vida à fadiga, para diferentes condições. O caso de virabrequins utilizados em usinas termoelétricas, que falharam antes da vida estimada, e eram fabricados com material que possuía inclusões não-metálicas (PINTO NETO, 2018), é um exemplo atual que demonstra a necessidade de entender e desenvolver teorias capazes de estimar a vida à fadiga com maior precisão e considerando os efeitos de pequenos defeitos, sejam eles internos ou superficiais, artificiais ou naturais.

A maioria dos estudos relatados na literatura tratam da influência de pequenos defeitos no limite de fadiga como NISSITANI (1985), BERETTA (2011), AMAN (2017), SCHONBAUER (2017), TEBALDINI (2017), entre outros. Entretanto, este trabalho busca compreender os efeitos de pequenos defeitos na vida à fadiga.

No presente estudo, o aço SAE 1020 foi selecionado por ser um material de ampla aplicação na indústria (eixos, virabrequins, etc.), ter baixo custo e boas características mecânicas como ductilidade, soldabilidade e usinabilidade.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Geral

O presente trabalho é de natureza experimental, e tem como objetivo principal avaliar a influência de pequenos defeitos na vida à fadiga em aço de baixo carbono submetido à carregamentos axiais alternados.

1.2.2 Específico

Variar os pequenos defeitos quanto à forma, profundidade e tamanho a fim de verificar os efeitos provocados na vida à fadiga do aço SAE 1020.

Analisar, por meio de simulação numérica, a concentração de tensões ao redor dos pequenos defeitos.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 ANÁLISE DE FADIGA NA PRESENÇA DE PEQUENOS DEFEITOS

3.1.1. Concentradores de tensão

Em componentes mecânicos é comum a presença de descontinuidades geométricas, ranhuras, furos, chavetas, roscas entre outros elementos, que causam a redução da resistência à fadiga. A existência destas descontinuidades atua como concentradores de tensão, uma vez que a simples distribuição de tensão é modificada, ou seja, a tensão nominal aplicada na peça é amplificada na região das descontinuidades (PILKEY, 1997). A Fig. 2.1 apresenta um esquema da distribuição de tensão quando há presença de concentradores de tensão.

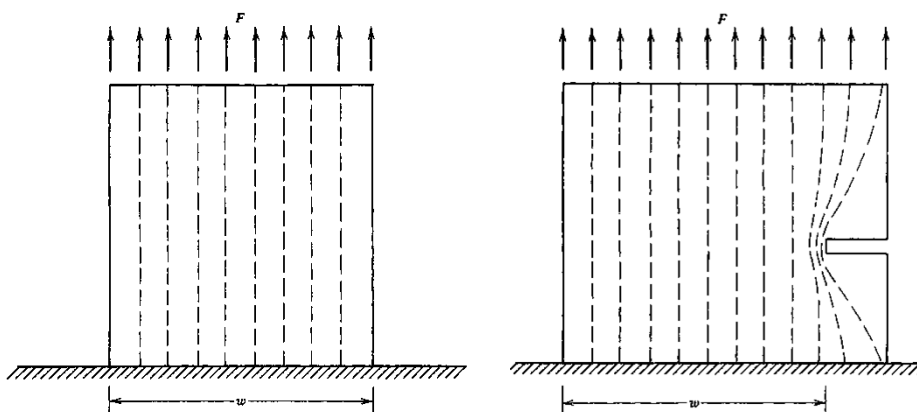


Figura 2.1 – Ilustração do conceito de concentração de tensão em entalhes. (Collins, 1993 – modificado).

Para mensurar a severidade de um concentrador de tensão é utilizado o fator concentração de tensão (k_t). Este fator é definido como a relação entre a tensão máxima real na região da descontinuidade (σ) e a tensão nominal da peça sem descontinuidade (S). A Equação 2.1 expressa essa relação.

$$k_t = \frac{\sigma}{S} \quad (2.1)$$

Entretanto, para analisar o comportamento à fadiga de membros entalhados é necessário utilizar o fator de concentração de tensão em fadiga (k_f), que consiste na relação das resistências à fadiga, para a mesma vida, de corpos de provas sem entalhes (σ_{ar}) e com entalhes (S_{ar}), conforme a Equação 2.1. Esta relação do fator de concentração de tensão em fadiga é válida para vidas infinitas – $N_f = 10^6$ até 10^7 (DOWLING, 2013).

$$k_f = \frac{\sigma_{ar}}{S_{ar}} \quad (2.2)$$

Ao contrário do fator de concentração de tensão (k_t), o fator de concentração em fadiga (k_f) depende das características do material, assim como da geometria do componente e do tipo de carregamento (COLLINS, 1993). Desse modo, para analisar a sensibilidade do material ao entalhe (q) foi definido uma relação entre k_t e k_f , conforme a Eq. (2.3).

$$q = \frac{k_f - 1}{k_t - 1} \quad (2.3)$$

De acordo com esta relação, se $q = 1$, então $k_f = k_t$ e o material será considerado com máxima sensibilidade; se $q = 0$, então $k_f = 1$ e o material não é considerado sensível ao entalhe. Em geral, k_t é maior ou igual que k_f . A diferença aumenta com a redução do raio da raiz do entalhe ou devido à resistência a tração do material, pois quanto mais dúctil o material for, menor é sua sensibilidade ao entalhe (LEE et al., 2005).

Valores de q e k_f podem ser estimados a partir de constantes empíricas do material (DOWLING, 2013). Neuber (1958) emprega:

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\beta}{\rho}}} \quad (2.4)$$

Outra formulação empírica frequentemente usada foi desenvolvida por Peterson (1959):

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{\alpha}{\rho}} \quad (2.5)$$

Nas equações apresentadas β e α são constantes do material e ρ é o raio da raiz do entalhe.

Para estimar a vida de componentes entalhados, submetidos a carregamento uniaxial, são utilizados modelos que modificam a curva S-N de um membro sem entalhes. Essa abordagem é simples e consiste em utilizar o fator de concentração de tensão em fadiga (k_f) como um fator redutor. Duas versões de curvas S-N modificadas para efeitos de entalhes, uma de Heywood (1962) e a outra de Collins (1993), são apresentadas na Fig. 2.2. O modelo de Heywood considera os efeitos específicos de um entalhe tanto na região de 10^3 ciclos como na de 10^6 ciclos. Já para Collins, a modificação da curva S-N se dá por uma linha reta conectada ao limite de fadiga, corrigida para um entalhe, e a resistência à fadiga de um ciclo (LEE et al., 2005).

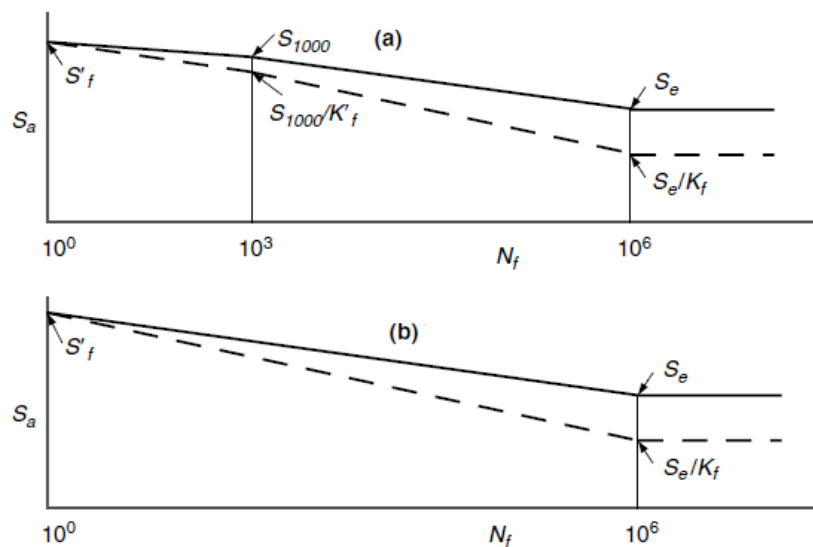


Figura 2.2 – Modelos para efeito de entalhes a) Heywood e b) Collins. (Lee et al.– modificado)

3.1.2. Mecânica da Fratura Linear

A teoria da mecânica da fratura linear elástica (MFLE) começou a ser desenvolvida por Griffith, nos anos de 1920, para analisar componentes contendo trincas. Essa teoria considera que os materiais se comportam elasticamente, exceto numa pequena região na

ponta da trinca, e emprega o conceito do fator de intensidade de tensão (K) para caracterizar a distribuição de tensão ao redor da trinca (COLLINS, 1993).

O fator de intensidade de tensão (K) é a medida da magnitude do campo de tensão na proximidade da trinca e é afetado pelo carregamento, tamanho e geometria da trinca (DOWLING, 2013).

As trincas podem propagar de três modos distintos, conforme apresentado pela Fig. 2.3. O Modo I (modo de abertura) é provocado por carregamentos de tração e consiste no distanciamento das duas faces da trinca no sentido ortogonal ao sentido da propagação da trinca. Já o Modo II (modo de deslizamento) as faces da trinca deslizam em relação uma à outra. E o Modo III (modo de rasgamento) as faces da trinca também deslizam, mas na direção paralela à borda principal da trinca. Uma combinação de modos de abertura pode ocorrer (REED-HILL, 1982).

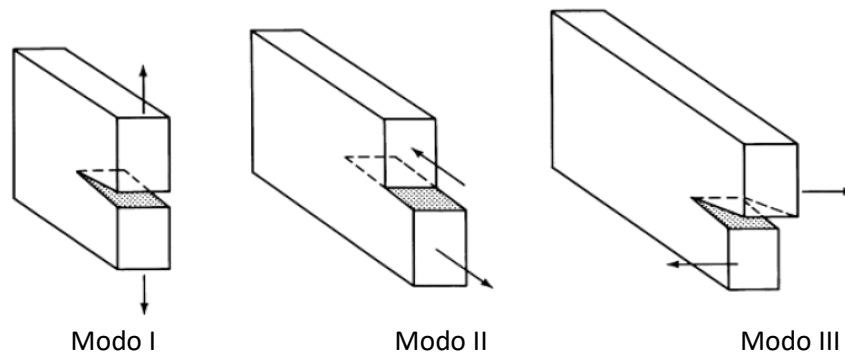


Figura 2.3 – Modos básicos de abertura de trinca. (ASM Vol. 12 – modificado)

Para descrever as tensões nas proximidades de uma trinca idealmente aguda é utilizado um sistema de coordenadas polares (r e θ), que estão contidas no plano x-y, normal ao plano da trinca, e o eixo z é paralelo à borda principal da trinca (ver Fig. 2.4) (DOWLING, 2013). Considerando um caso de carregamento Modo I, as tensões são descritas segundo as equações a seguir:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] + \dots \quad (2.6)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] + \dots \quad (2.7)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) + \dots \quad (2.8)$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{estado plano de tensões}) \quad (2.9)$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{estado plano de deformações } \varepsilon_x = 0) \quad (2.10)$$

$$\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad (2.11)$$

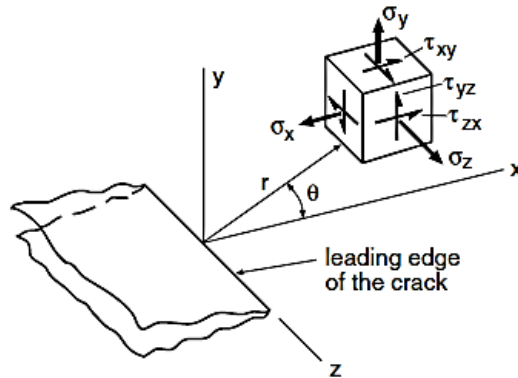


Figura 2.4 – Sistema de coordenadas polares para a região da ponta da trinca (Dowling – modificado)

Considerando as equações acima, para carregamento de tração, que segue o Modo I de abertura, a definição matemática do fator de intensidade de tensão é a seguinte:

$$K_I = FS\sqrt{\pi a} \quad (2.12)$$

Neste caso, K_I é o fator de intensidade de tensão para o Modo I, dado em $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. O tamanho da trinca externa ou a metade da trinca interna é representado por a , S é a tensão

nominal e F é um fator de forma, adimensional, que depende tanto da geometria da peça como da relação do tamanho da trinca com a espessura da peça.

2.1.3 Limite de resistência à fadiga

As tradicionais teorias usadas para analisar os efeitos de entalhes, baseados em fatores de concentração de tensão e distribuição ou gradiente de tensão são aplicáveis à entalhes maiores que 1 mm. Entretanto, quando o tamanho do entalhe diminui (< 1 mm) essas teorias se tornam inválidas (MURAKAMI, 2002).

Murakami e Endo (1983) sugeriram que o problema de microdefeitos fossem analisados como um problema de trincas, pois o limite de fadiga de materiais contendo defeitos não é a condição crítica sob a qual nenhuma trinca aparece, mas a condição limite na qual as trincas param de propagar. Desse modo, eles propuseram um parâmetro geométrico, \sqrt{area} , para avaliar os efeitos de microdefeitos e inclusões.

O parâmetro geométrico \sqrt{area} é definido como: a raiz quadrada da área projetada do defeito no plano perpendicular ao plano da máxima tensão principal. A Fig. 2.5 representa a definição do parâmetro \sqrt{area} .

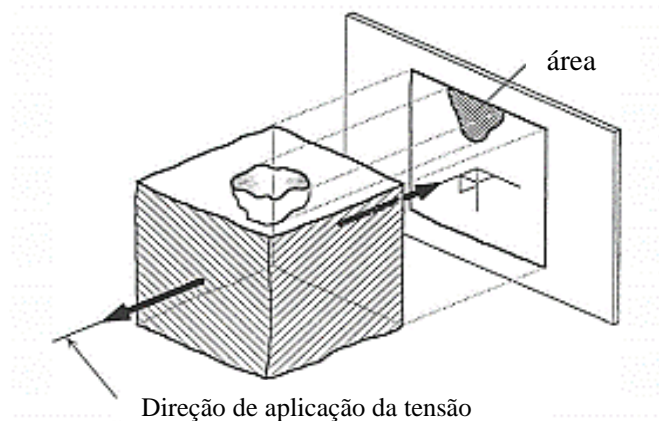


Figura 2.5 – Ilustração da definição do parâmetro \sqrt{area} (Endo, 2003).

Baseado na teoria da mecânica da fratura linear, Murakami (2002) investigou o valor máximo do fator de intensidade de tensão, $K_{I\max}$, ao longo da frente de uma trinca de geometria arbitrária, que pode ser estimado pela seguinte equação:

$$K_{I\max} = 0,65\sigma\sqrt{\pi\sqrt{area}} \quad (2.13)$$

2.1.4 Correlação entre Hv, ΔK_{th} e \sqrt{area}

Murakami e Endo (1986) propuseram um método em que foi possível correlacionar um parâmetro do material e um parâmetro do defeito, afim de estimar a resistência a fadiga de um material que contivesse defeitos. Embora muitos parâmetros do material pudessem ser utilizados, a dureza Vickers (Hv) foi escolhida pela facilidade de sua medição, e como parâmetro do defeito é utilizado \sqrt{area} .

Se considerar que o limite de fadiga para materiais contendo defeitos é a condição limite para a não propagação de trincas, então é necessário avaliar o fator de intensidade de tensão no limiar (ΔK_{th}) ao invés da tensão limite de fadiga (σ_w) (MURAKAMI, 2002). Neste contexto, foram realizados ensaios em diversos materiais (ver Fig. 2.6), o que possibilitou uma correlação empírica entre ΔK_{th} e o parâmetro \sqrt{area} :

$$\Delta K_{th} \propto (\sqrt{area})^{1/3} \quad (2.14)$$

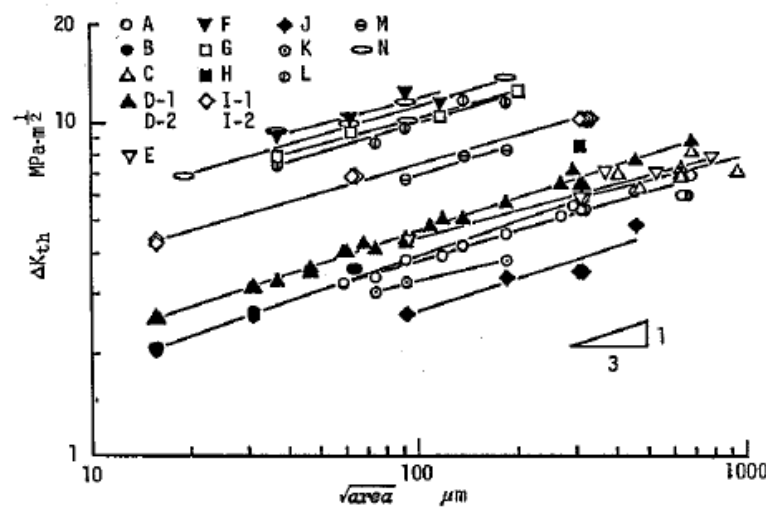


Figura 2.6 – Relação entre ΔK_{th} e \sqrt{area} – (Murakami e Endo, 1986)

Em seus trabalhos, Murakami notou que materiais com durezas (Hv) mais altas mostraram ter valores de ΔK_{th} mais altos e, conseqüentemente, magnitudes mais altas de tensão limite de fadiga (σ_w). Empiricamente observou-se que o limite de fadiga para corpos de provas contendo pequenos defeitos não é diretamente proporcional a dureza Vickers. Isto ocorre porque a ocorrência da não propagação de trincas segue uma relação diferente (MURAKAMI e ENDO, 1986).

Assim, Murakami inferiu que ΔK_{th} não é uma função da forma $\Delta K_{th} \propto H_v$, mas que a relação entre ΔK_{th} e H_v pode ser determinada pela seguinte equação:

$$\Delta K_{th} \propto H_v + C \quad (2.15)$$

Para validar esta equação, Murakami e Endo (1986) plotaram valores de $\Delta K_{th}/(\sqrt{area})^{1/3}$ versus H_v . Ao combinar as equações 2.14 e 2.15 é obtido a seguinte equação:

$$\Delta K_{th} = C_1(H_v + C_2)(\sqrt{area})^{1/3} \quad (2.16)$$

onde C_1 e C_2 são constantes independentes do material, que podem ser determinadas aplicando o método dos mínimos quadrados (Fig. 2.7), obtendo-se assim a seguinte equação:

$$\Delta K_{th} = 3,3 \cdot 10^{-3}(H_v + 120)(\sqrt{area})^{1/3} \quad (2.17)$$

onde ΔK_{th} é dado em $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e \sqrt{area} em μm .

Neste contexto, ao combinar as Eq. (2.13) e (2.17) o limite de fadiga (σ_w) para um corpo contendo trincas pode ser expresso por:

$$\sigma_w = \frac{1,43 (H_v + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (2.18)$$

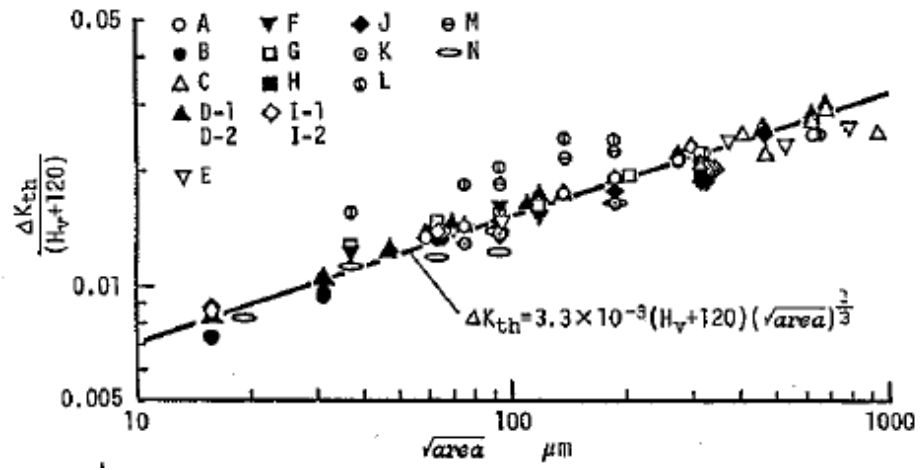


Figura 2.7 – Relação entre $\Delta K_{th}/(H_v + 120)$ e \sqrt{area} – (Murakami e Endo, 1986)

3 METODOLOGIA

3.1 MATERIAL

O objeto de estudo desse trabalho é o aço SAE 1020. O material foi obtido na forma de barras trefiladas de diâmetro $\varnothing = 15,88$ mm e comprimento de 1000 mm. A composição química do material, fornecida pelo certificado de garantia do fabricante, está apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química do aço SAE 1020

Elemento	C (%)	Mn (%)	Si (%)	S (%)	P (%)
Intervalo	0,18 a 0,23	0,30 a 0,60	-	0,05 (máx.)	0,04 (máx.)
Certificado Gerdau	0,18	0,4	0,06	0,008	0,017

3.2 TRATAMENTO TÉRMICO

O material passou por tratamento térmico de normalização, a fim de eliminar possíveis tensões residuais oriundas do processo de fabricação. De acordo com o diagrama de fase Ferro-Carbono a temperatura de austenização do aço com 0,2% de carbono inicia em 850 °C. Deste modo, usou-se a temperatura de 950 °C, de forma a garantir a total austenização da microestrutura do material (ASM, Vol.4, 1991), e tempo de isoterma de 30 minutos, com taxa de aquecimento de 15 °C/min.

O tratamento térmico foi realizado no forno Nabertherm LHT com controlador P310, com capacidade de aquecimento da câmara até 1600 °C e volume de 4 litros, o que viabilizou o tratamento simultâneo de quatro barras de 140 mm. Para verificar a temperatura durante todo o tratamento térmico usou-se dois termopares do tipo K (alumel-chromel) e os dados foram obtidos pelo aquisitor da National Instruments modelo Hi-speed USB Carrier.

3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO SAE 1020

Para realizar a análise da microestrutura do material foram retiradas amostras de dois planos distintos de corte da barra: sentido transversal e longitudinal, após tratamento térmico de normalização. As amostras foram embutidas a frio com resina poliéster, lixadas com lixas d'água de granulometria de 400 até 2500 e polidas com pasta de alumina de 1 μ m. O ataque químico, para revelar a microestrutura, foi feito com reativo Nital 5% por 10 segundos. Em seguida, as amostras foram levadas ao microscópio confocal de medição à laser Olympus OLS 4100 para obter imagens da microestrutura (ver Fig. 3.1).

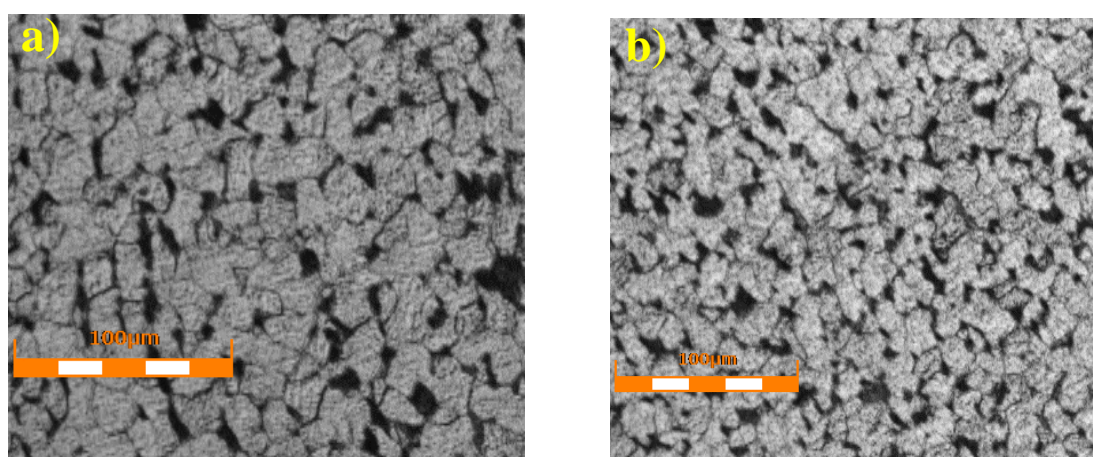


Figura 3.1 – Microestrutura do aço SAE 1020 após tratamento térmico. a) vista longitudinal da microestrutura e b) vista transversal.

3.4 CORPO DE PROVA

Os corpos de provas foram usinados a partir de barras trefiladas de aço SAE 1020 de diâmetro 15,88 mm e comprimento de 140 mm. Para ensaios de fadiga e tração utilizou-se corpos de provas cilíndricos, com diâmetro de 8 mm e comprimento de 40 mm na seção útil. A usinagem dos corpos de provas foi realizada no torno CNC MVU920 de tecnologia de comando numérico ENCO Concept Turn 105. A geometria e as dimensões desse corpo de prova são apresentadas na Fig. 3.2.

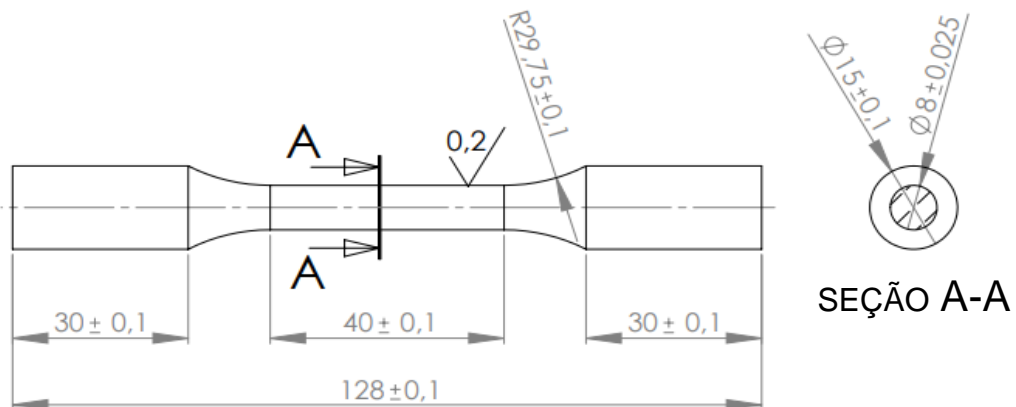


Figura 3.2 – Geometria dos corpos de provas usados nos ensaios uniaxiais.

A norma ASTM E606 (2012) estabelece rugosidade superficial máxima $R_a = 0,2 \mu\text{m}$. Para tanto, os corpos de provas foram lixados manualmente com lixas d'água de granulometria de 220, 400, 600, 800, 1200 e 2500. As medições de rugosidade foram realizadas no Microscópio Confocal Laser Olympus OLS 4100 e o processo de lixamento garantiu rugosidade superficial $R_a = 0,03 \mu\text{m}$. Na Fig. 3.3 é apresentado corpo de prova após acabamento superficial.



Figura 3.3 – Corpo de prova, sem microdefeitos, após acabamento superficial.

3.5 DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

3.5.1 Dureza

Os ensaios de dureza Brinell e Vickers foram realizados em amostras do aço SAE 1020 como recebido e após tratamento térmico. Ao todo foram executadas 6 medições, feitas de forma aleatória em toda área da amostra, sendo 3 ensaios para cada condição do material. A máquina de medição usada foi a ZHU250 da Zwick/Roel e os parâmetros de ensaio utilizados para dureza Brinell foram: carga de 187,5 kgf e indentador esférico de diâmetro de

2,5 mm enquanto para dureza Vickers foram: carga de 5 kgf e indentador de diamante. Os valores obtidos em cada aferição e a média das durezas estão listadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Medidas de dureza para o aço SAE 1020.

	Brinell (Hb)	Vickers (Hv)
Material recebido	179	181
Material normalizado	119	124

3.5.2 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme recomendações da norma ASTM E8/E8M –13a. Para a obtenção do limite de resistência à tração, módulo de elasticidade e limite de escoamento foram realizados 2 ensaios em corpos de provas. Os ensaios de tração foram executados na máquina servo-hidráulica MTS 810 (Fig. 3.4) com capacidade de carga de ± 100 KN.

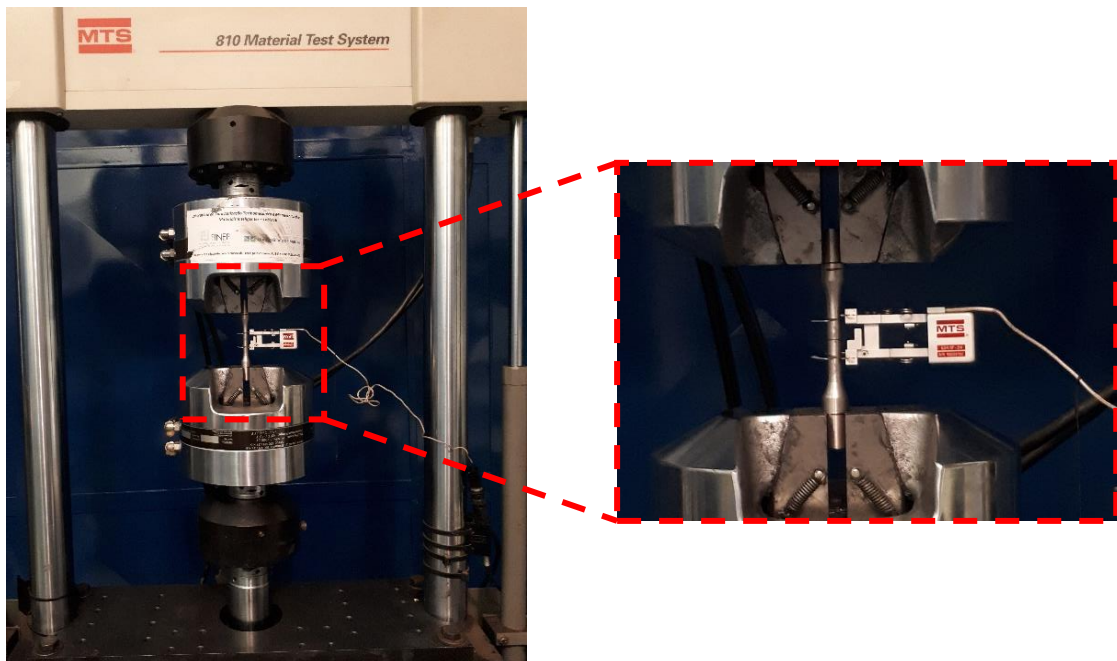


Figura 3.4 – Máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810 com corpo de prova e extensômetro instalados.

As medições de deformação, na seção útil dos corpos de provas, foram realizadas com o auxílio do extensômetro uniaxial MTS com faixa *clip gage* de -10 a 20% e comprimento de medição igual a 25 mm. Para evitar possíveis danos ao extensômetro, todos os ensaios

foram interrompidos ao atingirem 10% de deformação para a retirada do aparelho, em seguida os ensaios foram continuados sem extensômetro até a ruptura final do corpo de prova.

A curva tensão-deformação de engenharia do aço SAE 1020 é apresentado na Fig. 3.5 e as propriedades monotônicas, determinadas a partir desta curva são apresentadas na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Propriedades mecânicas do aço SAE 1020.

E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)
209	275	415

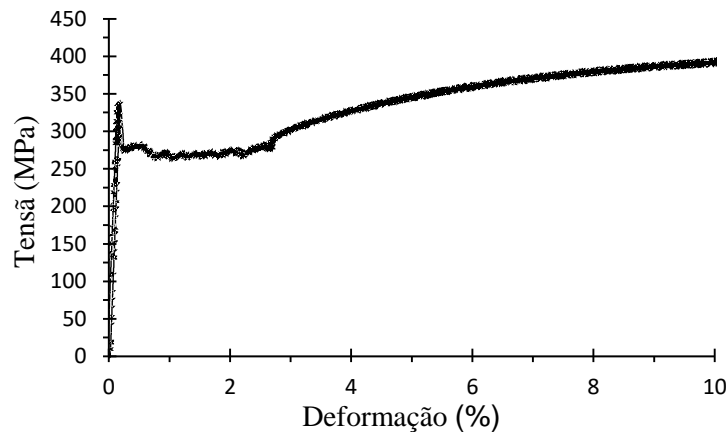


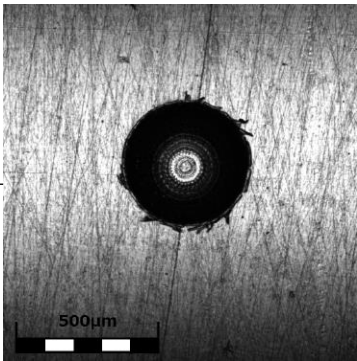
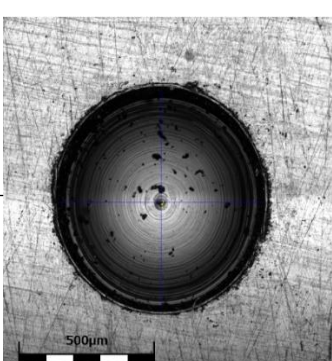
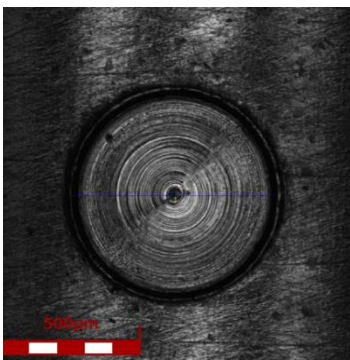

Figura 3.5 – Curva tensão-deformação axial do aço SAE 1020.

3.6 MICRODEFEITOS

Foram produzidos quatro tipos de microdefeitos artificiais, com variações de profundidade, forma e parâmetro geométrico \sqrt{area} . Os microdefeitos, com dimensões apresentadas na Tabela 3.4, foram fresados, no centro dos corpos de provas, com microfresas para metais duros de topo reto, nos tamanhos de 0,7 mm e 0,4 mm. Para tanto, foi utilizado um CNC com eixo-árvore vertical, modelo MVU920, com rotação máxima de 6000 rpm.

Para melhor organização dos ensaios, os corpos de provas foram denominados de: liso, DC 0,42; DC 0,75; DR e DE. Após a usinagem, as dimensões dos furos dos corpos de prova foram verificadas no microscópio confocal de medição à laser Olympus OLS 4100.

Tabela 3.4 – Características dos microdefeitos produzidos.

Imagem do furo	Descrição
	<p>Defeito Cilíndrico (DC 0,42)</p> <p>Diâmetro = 0,42 mm</p> <p>Profundidade = 0,42 mm</p> <p>$\sqrt{area} = 0,42$ mm</p> <p>Forma: circular</p>
	<p>Defeito Cilíndrico (DC 0,75)</p> <p>Diâmetro = 0,75 mm</p> <p>Profundidade = 0,75 mm</p> <p>$\sqrt{area} = 0,75$ mm</p> <p>Forma: circular</p>
	<p>Defeito Raso (DR)</p> <p>Diâmetro = 0,75 mm</p> <p>Profundidade = 0,20 mm</p> <p>$\sqrt{area} = \pm 0,42$ mm</p> <p>Forma = circular rasa</p>
	<p>Defeito Oblongo (DO)</p> <p>Comprimento = 0.84 mm</p> <p>Profundidade = 0,42 mm</p> <p>Largura = 0,42 mm</p> <p>$\sqrt{area} = 0,42$ mm</p> <p>Forma = Oblongo</p>

3.7 ENSAIOS DE FADIGA

Foram realizados ensaios uniaxiais, conduzidos com amplitude de carregamento constante e controlados por força, nos 5 tipos de corpos de provas: liso, defeito cilíndrico com $\varnothing = 0,75$ mm (DC 0,75), defeito cilíndrico com $\varnothing = 0,42$ mm (DC 0,42), defeito raso (DR) e defeito Oblongo (DO). Os ensaios foram executados na máquina uniaxial servo-hidráulica MTS 810, com capacidade de carga de ± 100 KN.

Para levantamento da curva S-N, de cada condição analisada, foi utilizado um ensaio para cada um dos setes níveis de tensões testados. A frequência dos ensaios variou entre 1 e 10 Hz e todos os testes foram conduzidos com razão de carregamento $R = -1$. A condição de parada dos ensaios foi definida em 2×10^6 ciclos de carregamento.

Para o ajuste da curva foi utilizada a relação de Basquin, de acordo com a equação:

$$\sigma_a = AN_f^b \quad (3.1)$$

Todos os ensaios uniaxiais de fadiga foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília.

3.8 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

As análises da superfície de fratura dos corpos de provas foram feitas em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca JEOL, modelo JFM-7100F. Dois corpos de provas, os que apresentaram menor e maior vida à fadiga, de cada condição foram selecionados para a análise fractográfica.

Após o fim do ensaio de fadiga, os corpos de provas foram cortados em tamanho aproximado de 20 mm, de forma a garantir que as peças não ultrapassassem a altura máxima do suporte do MEV. Os cortes foram realizados com o auxílio da máquina de corte de precisão da Struers, modelo Secotom-15, utilizando disco de corte de diâmetro de 200 mm e espessura de 0,8 mm.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Foram realizados sete ensaios em corpos de prova sem defeitos, com sete amplitudes de tensões diferentes, e trinta e um ensaios em corpos de provas contendo algum tipo de defeitos, conforme apresentado na Tabela 4.1. Os ensaios que não falharam até 10^6 ciclos foram interrompidos (*run out*).

Tabela 4.1 – Resultados experimentais dos ensaios de fadiga.

σ_a (MPa)	Liso	Defeito Cilíndrico Ø 0,75 mm	Defeito Cilíndrico Ø 0,42 mm	Defeito Raso	Defeito Oblongo
	N_f (ciclos)				
230	35.029	5.118	12.708	13.131	7.582
210	27.528	13.645	21.943	22.738	15.496
200	94.430	19.863	34.774	22.604	23.859
190	112.564	26.600	43.991	34.978	39.750
175	293.782	119.086	113.409	58.626	92.347
170	1.139.052	279.784	429.244	65.753	119.573
160	1.722.105	396.657	904.545	182.330	238.206
140	-	-	-	1.144.389	interrompido
125	-	-	-	interrompido	-

4.1 VIDA À FADIGA

Neste item são apresentadas as curvas S-N dos corpos de provas com cada tipo de defeito, conforme indicado na Tab. 3.4 da seção 3.6. As Figs. 4.1 a 4.4 apresentam as curvas S-N com os defeitos, comparando-as com a curva S-N para corpos de provas sem defeitos. Os níveis de tensão apresentados correspondem à tensão nominal aplicada considerando a área total da seção transversal do corpo de prova, ou seja, sem descontar a área do defeito.

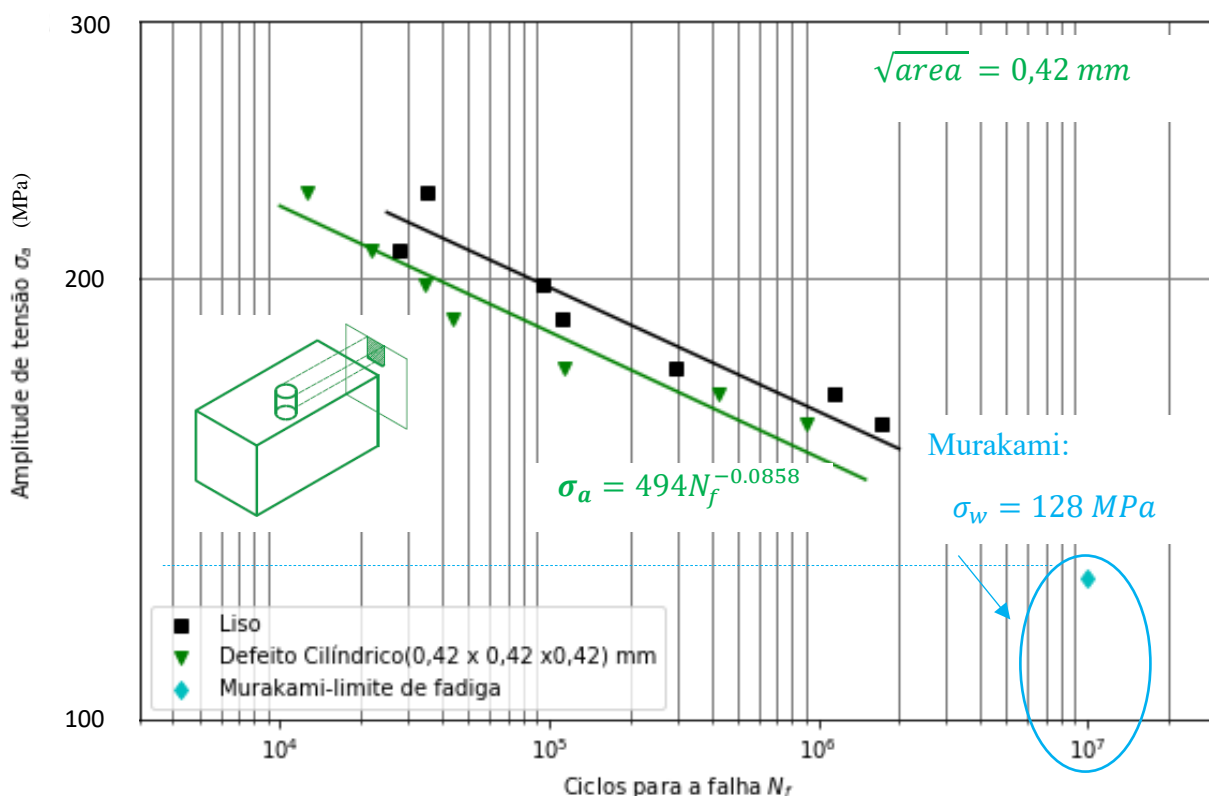


Figura 4.1 – Curva S-N do aço SAE1020 com defeito cilíndrico $\varnothing = 0,42 \text{ mm}$ (DC 0,42).

A Fig. 4.1 exibe os resultados dos ensaios realizados com corpos de provas sem defeitos (marcadores quadrados pretos) e com defeito cilíndrico $\varnothing = 0,42 \text{ mm}$ (marcadores triangulares invertidos em cor verde). Os resultados indicam que corpos de provas com defeito cilíndrico $\varnothing 0,42 \text{ mm}$ (DC 0,42) apresentam redução na vida à fadiga entre 45% a 60%, para amplitude de tensão de 160 MPa e 230 MPa respectivamente, quando comparado com corpos de provas liso. A curva de tendência, representada pela relação de Basquin, Eq. (3.1), exibe os coeficientes de fadiga $\sigma_f = 494 \text{ MPa}$ e $b = -0,0858$. Observa-se que os ensaios para este defeito apresentaram pouca dispersão: o coeficiente de

correlação, em relação a linha de tendência, foi $R^2 = 0,917$. A mesma figura apresenta, em linha pontilhada a amplitude de tensão correspondente ao limite de resistência a fadiga, proposta por Murakami (1986), estimado pela equação:

$$\sigma_w = \frac{1,43 (H_v + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} = 128 \text{ MPa} \quad (4.1)$$

onde: $H_v = 124$

$$\sqrt{area} = 420 \text{ } \mu\text{m}$$

Observando-se mais atentamente os resultados para o corpo de prova com defeito decidiu-se por construir duas linhas de tendência, uma para vidas inferior a 10^5 ciclos e outra para vidas maiores. A Fig. 4.2 mostra os mesmos resultados, mas agora com as duas linhas de tendência, com coeficientes de fadiga $\sigma_{F^*} = 985 \text{ MPa}$ e $b = -0,1544$ para a primeira curva de tendência e $\sigma_{F^*} = 292 \text{ MPa}$ e $b = -0,0439$ para a segunda curva.

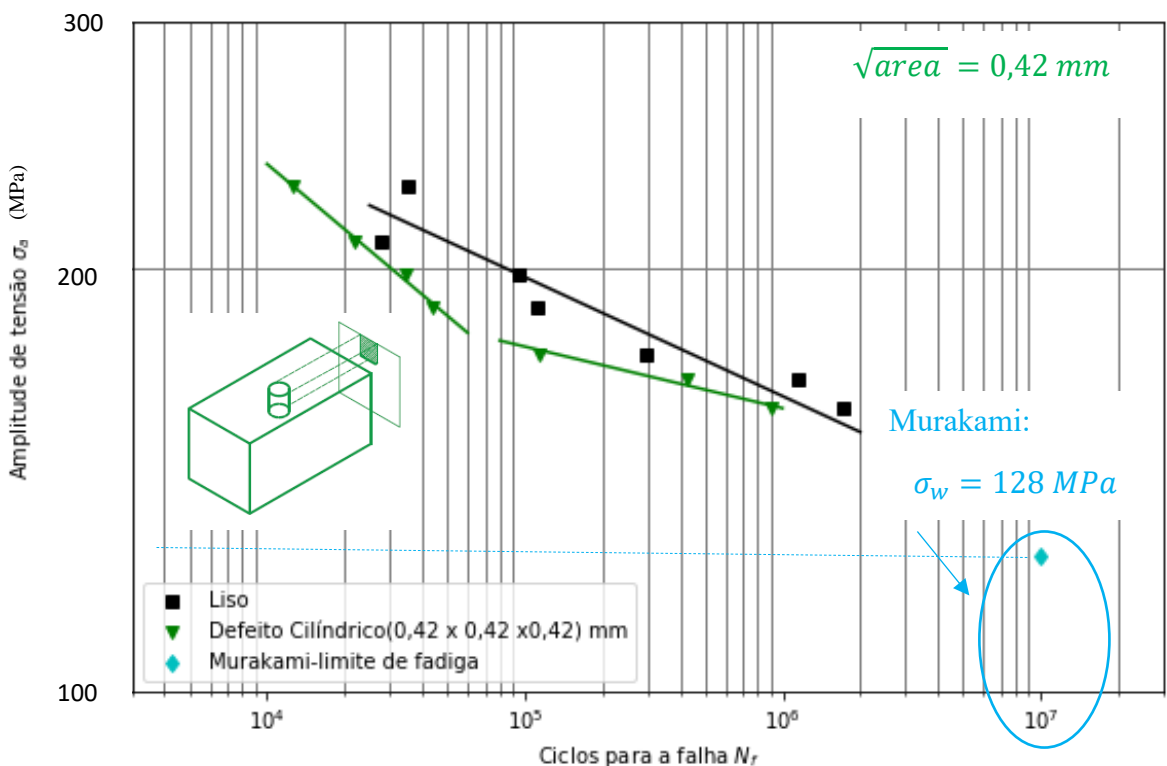


Figura 4.2 – Curva S-N do aço SAE1020 com duas linhas de tendência para o defeito cilíndrico Ø0,42 mm.

Com duas linhas de tendência, a segunda curva S-N do defeito cilíndrico (DC 0,42) tende a cruzar a curva S-N sem defeitos e a se distanciar da estimativa do modelo do Murakami.

Na Fig. 4.3 são apresentados os resultados dos ensaios realizados com corpos de provas sem defeitos (marcadores quadrados pretos) e com defeito cilíndrico Ø0,75 mm (marcadores triangulares em cor vermelha). Os dados indicam que os corpos de provas lisos exibem, em média, vidas cerca de 4 vezes maiores que as encontradas nos corpos de prova com este tipo de defeito. Para este caso, os coeficientes de fadiga em relação a linha de tendência são $\sigma_{F'} = 446 \text{ MPa}$ e $b = -0,0805$.

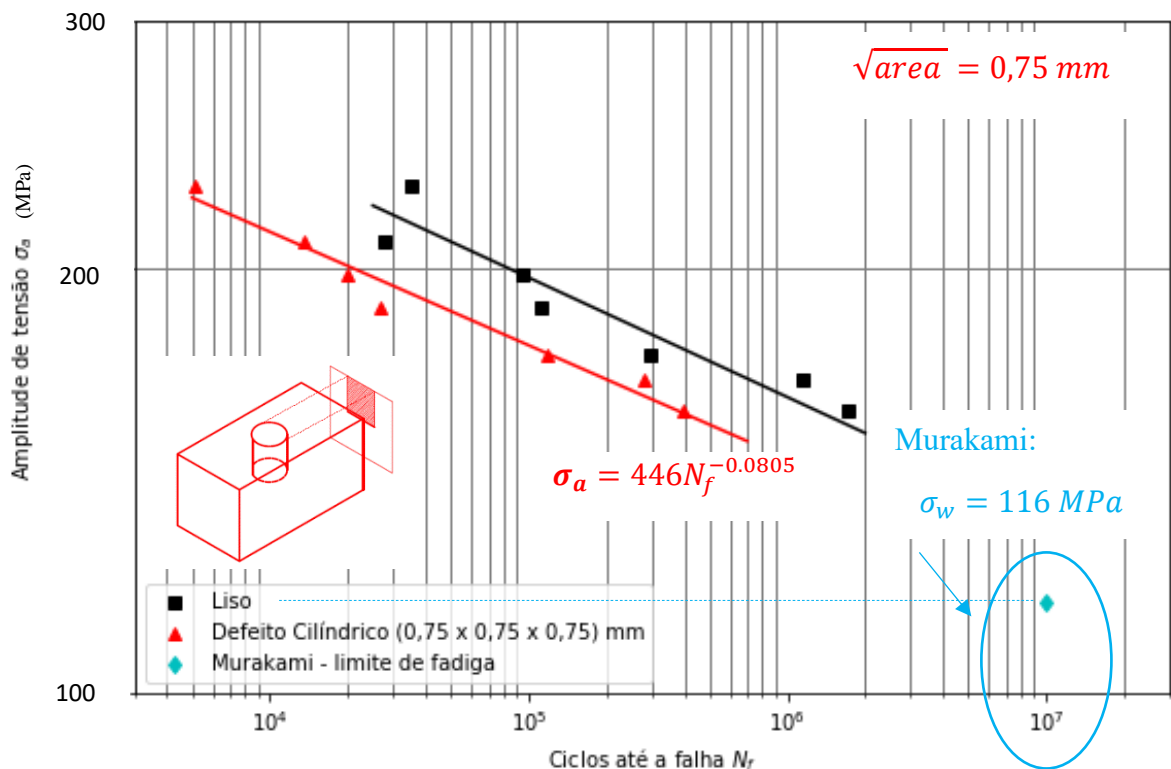


Figura 4.3 – Curva S-N do aço SAE1020 com defeito cilíndrico Ø0,75 mm (DC 0,75).

A mesma figura apresenta ainda, em linha pontilhada, a amplitude de tensão correspondente ao limite de resistência a fadiga ($\sigma_w = 116 \text{ MPa}$), proposta por Murakami e Endo (1986), usando os seguintes parâmetros: $H_V = 124$ e $\sqrt{area} = 750 \mu\text{m}$. Observa-se que a linha de tendência do defeito tente ao encontro do limite de fadiga, o que demonstra consistência com a estimativa deste modelo.

Para este caso, também se decidiu por construir duas linhas de tendência, uma para vidas inferiores a 10^4 ciclos e outra para vidas maiores, conforme apresentado na Fig. 4.4. Os coeficientes de fadiga para a primeira linha de tendência são $\sigma_{F'} = 637$ MPa e $b = -0,1187$ e para a segunda $\sigma_{F'} = 427$ MPa e $b = -0,0761$. Com o ajuste dos dados em duas curvas diferentes não se observa claramente mudanças nas linhas de tendência.

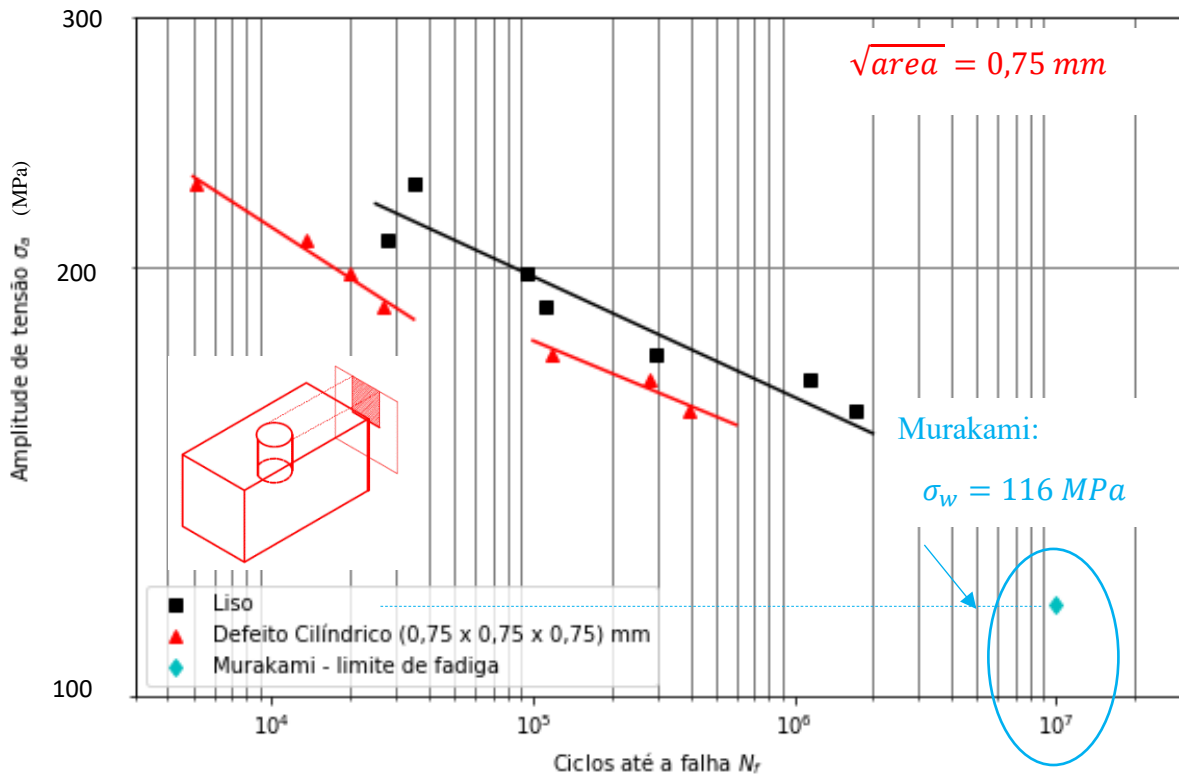


Figura 4.4 – Curva S-N do aço SAE1020 com duas linhas de tendência para o defeito cilíndrico Ø0,42 mm (DC 0,42).

Os resultados para o defeito cilíndrico raso (DR) são apresentados na Fig. 4.5. Este caso apresenta grande redução da vida à fadiga, variando entre 60% a 95%, para amplitude de tensão de 230 MPa e 170 MPa respectivamente, quando comparado com corpos de prova lisos. A curva de tendência, representada pelo pela linha cheia amarela, exhibe os coeficientes de fadiga $\sigma_{F'} = 654$ MPa e $b = -0,1166$. A mesma figura apresenta ainda a estimativa de resistência à fadiga ($\sigma_w = 128$ MPa), utilizando: $H_v = 124$ e $\sqrt{area} = 420$ μm , representada pela linha tracejada.

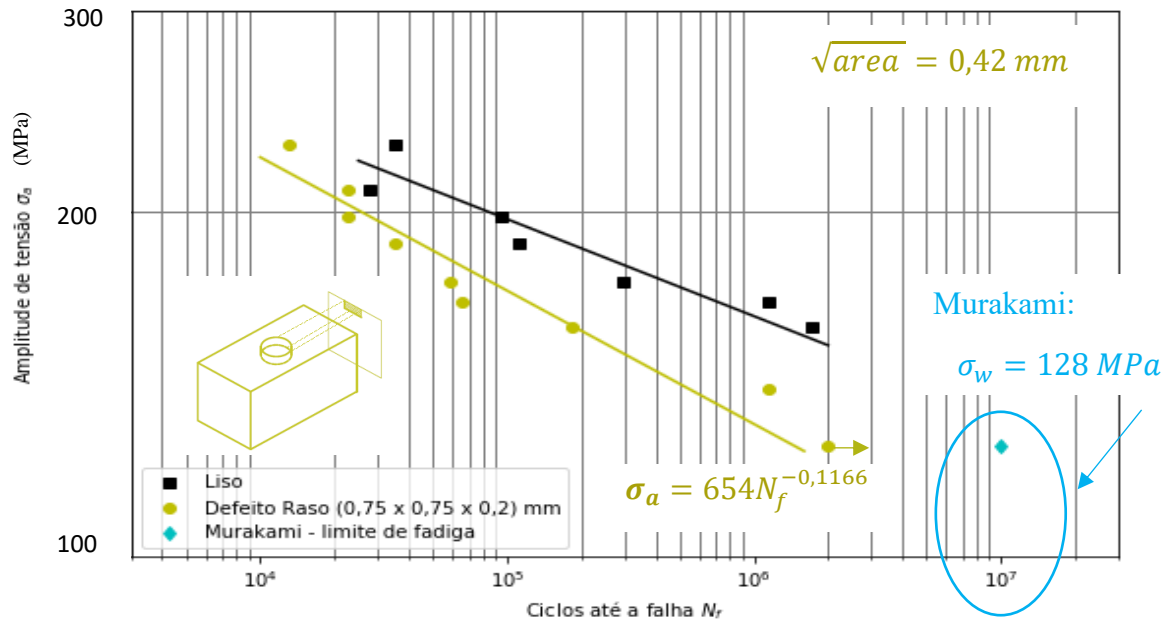


Figura 4.5 – Curva S-N do aço SAE1020 com defeito raso (DR).

Nota-se que para amplitudes de tensão mais altas, a redução da vida à fadiga devido ao defeito é correspondentemente menor. Além disso, ao analisar atentamente os dados, observa-se a possibilidade de duas linhas tendências distintas, uma para vida até 10^4 ciclos e outra para vidas mais longas. Assim, a Fig.4.6 mostra os mesmos resultados, mas agora com as duas linhas de tendência, com coeficientes de fadiga $\sigma_F' = 1388 \text{ MPa}$ e $b = -0,1907$ para a primeira curva de tendência e $\sigma_F' = 338 \text{ MPa}$ e $b = -0,0631$ para a segunda curva.

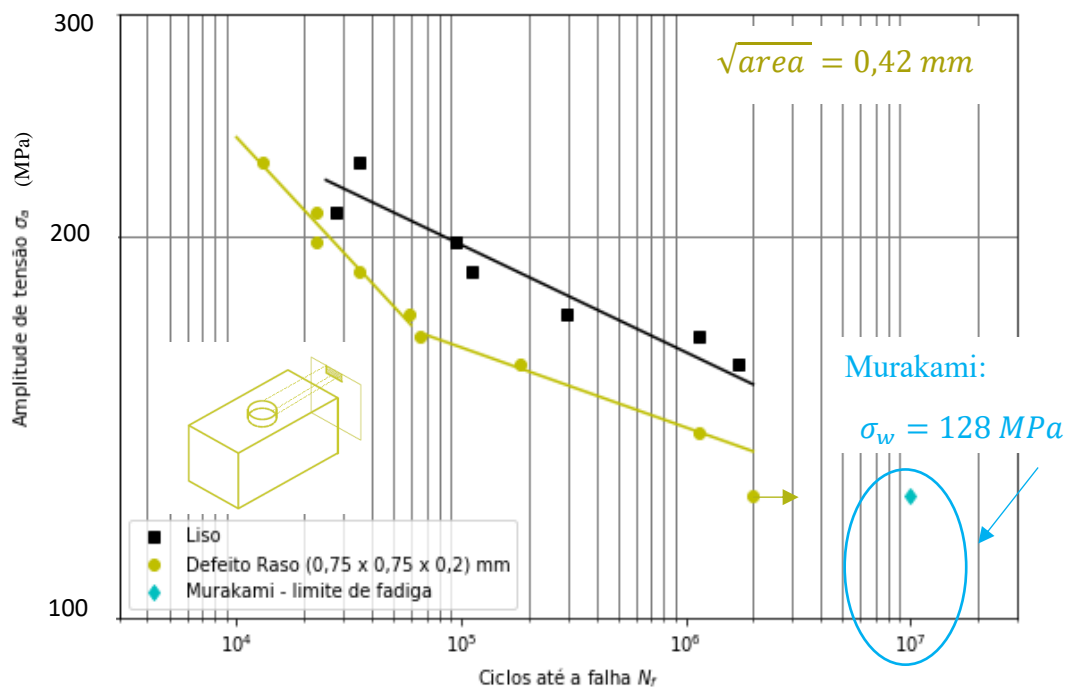


Figura 4.6 – Curva S-N do aço SAE1020 com duas linhas de tendência para o defeito cilíndrico raso.

Com a curva S-N nesta configuração observa-se que a segunda linha de tendência do defeito tende ao encontro do limite de fadiga, demonstrando maior consistência com a estimativa de resistência à fadiga proposta por Murakami para este conjunto de dados. Esta diferença entre os dados indica que para amplitude de tensão mais altas os efeitos provocados pelos defeitos rasos não são claros e constantes.

A Fig. 4.7 apresenta os resultados para corpos de prova com defeito Oblongo (DO). Neste caso a redução da vida à fadiga variou entre 65%, para amplitude tensão 170 MPa, e 90% para amplitude de tensão de 160 MPa, mostrando que os efeitos desse defeito são mais visíveis e significativos em amplitudes de tensão mais baixas.

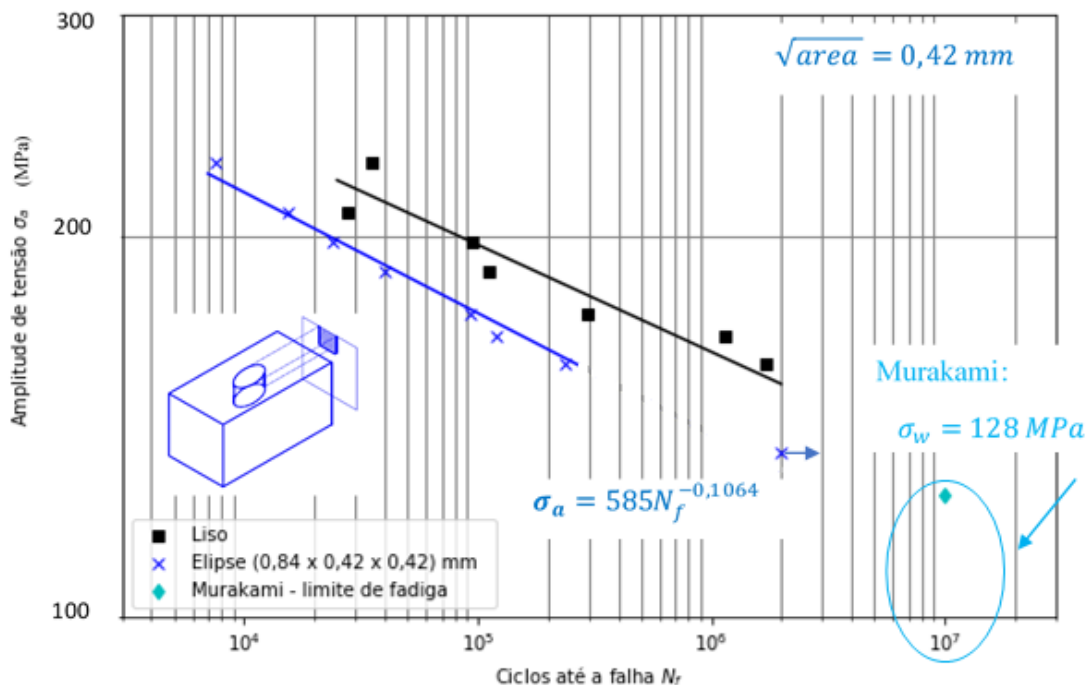


Figura 4.7 – Curva S-N do aço SAE1020 com defeito oblongo (DO).

A curva de tendência, representada pela linha cheia azul, exibe os coeficientes de fadiga $\sigma_f = 585 \text{ MPa}$ e $b = -0,1064$. Observa-se que os ensaios para este defeito apresentaram pouca dispersão: o coeficiente de correlação, em relação a linha de tendência, foi $R^2 = 0,986$.

Ao justar os dados em duas linhas de tendência distintas, conforme apresentada na Fig. 4.8, nota-se que para este caso não há mudanças visíveis nas duas tendências, provavelmente devido aos poucos dados obtidos. Os coeficientes de fadiga para as duas

linhas de tendência são respectivamente: $\sigma_{F'} = 669 \text{ MPa}$, $b = -0,1203$ e $\sigma_{F'} = 507 \text{ MPa}$ e $b = -0,094$.

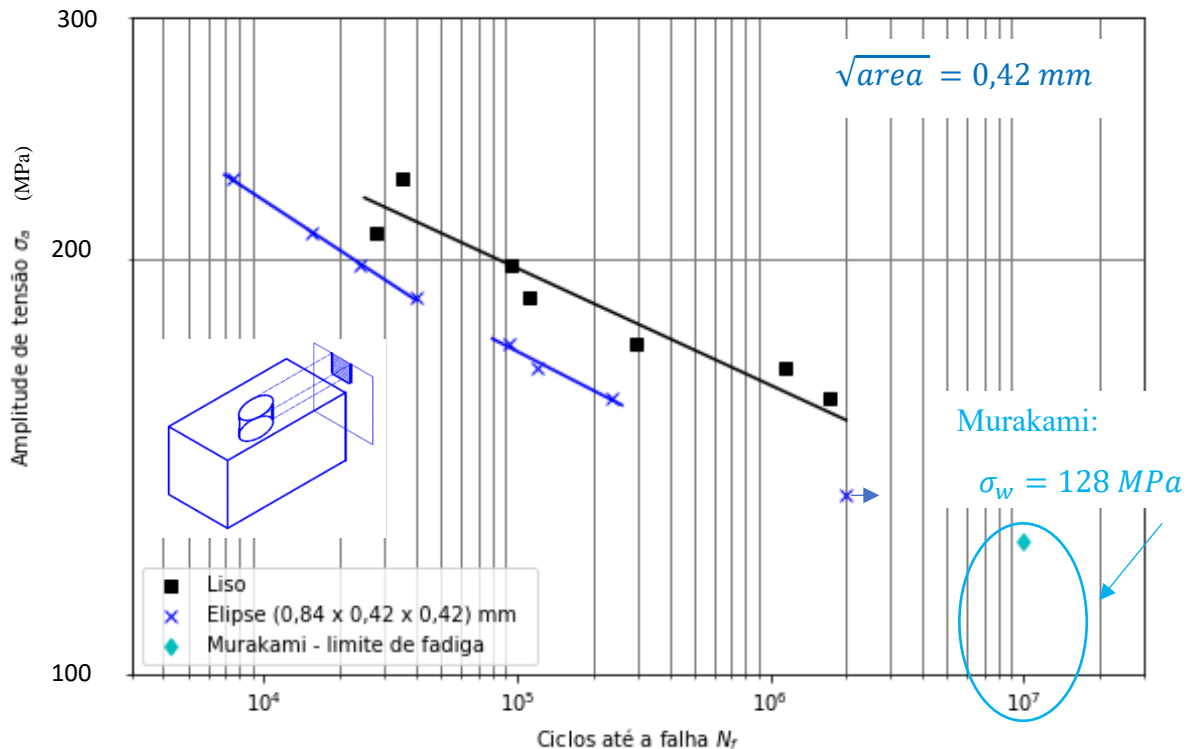


Figura 4.8 – Curva S-N do aço SAE1020 com duas linhas de tendência para o defeito oblongo.

4.1.3 Defeitos com a mesma \sqrt{areaa}

De acordo com a teoria proposta por Murakami (2002), quando dois defeitos possuem o mesmo valor do parâmetro geométrico (\sqrt{areaa}), ou seja, quando a raiz quadrada da área projetada do defeito no plano perpendicular ao plano da máxima tensão principal é a mesma, o limite de resistência a fadiga tende a ser o mesmo.

Neste contexto, afim de testar o parâmetro geométrico para vida à fadiga, foram realizados ensaios em três diferentes tipos de defeitos com uma única característica em comum: o parâmetro \sqrt{areaa} . Os defeitos analisados neste caso foram: defeito raso (DR), defeito cilíndrico $\varnothing = 0,42 \text{ mm}$ (DC 0,42) e defeito oblongo (DO). A Fig. 4.9 apresenta os resultados desta situação.

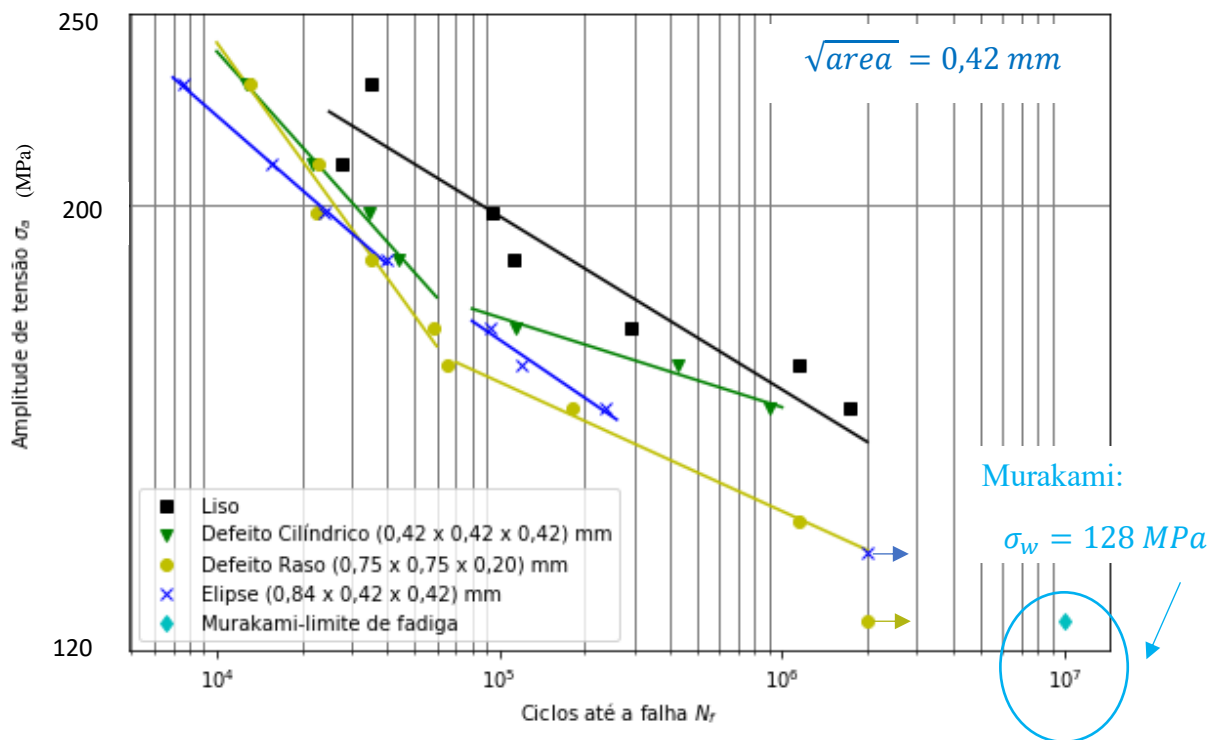


Figura 4.9 – Comparação entre defeitos com mesma \sqrt{area} .

Quando comparados entre si, os corpos de provas com defeito cilíndrico DC 0,42 apresentaram maiores vidas a fadiga, tanto em relação aos corpos de provas com defeito raso (DR), que variou entre 5% a 85%, para amplitudes de tensão de 230 MPa e 160 MPa respectivamente, como para corpos de provas com defeito oblongo (DO), com aumento entre 30% a 75%, para amplitude de tensão de 210 MPa e 160 MPa. Observou-se que quanto maior a amplitude de tensão, a redução da vida à fadiga é correspondentemente menor, o que demonstra que para vidas mais curtas o material é menos sensível a mudanças nas características dos microdefeitos.

Ao analisar os dados para os corpos de prova com defeitos cilíndricos rasos e defeitos oblongos nota-se que as curvas S-N são semelhantes, apresentando vidas à fadiga muito próximas para amplitudes de tensão até 180 MPa. Em amplitude de tensão mais baixas os defeitos cilíndricos rasos apresentam significativa redução na vida à fadiga em relação aos defeitos elícticos.

4.1.4 Defeitos com diâmetro e profundidade iguais

A Fig. 4.10 apresenta os resultados para os ensaios dos corpos de provas com defeitos cilíndricos de $\varnothing = 0,42$ mm e $\varnothing = 0,75$ mm. Ao comparar os dois tipos de microdefeitos, observa-se que as vidas resultantes de amostras com defeitos $\varnothing = 0,75$ mm são cerca de metade das exibidas por corpos de provas com defeito $\varnothing = 0,45$ mm.

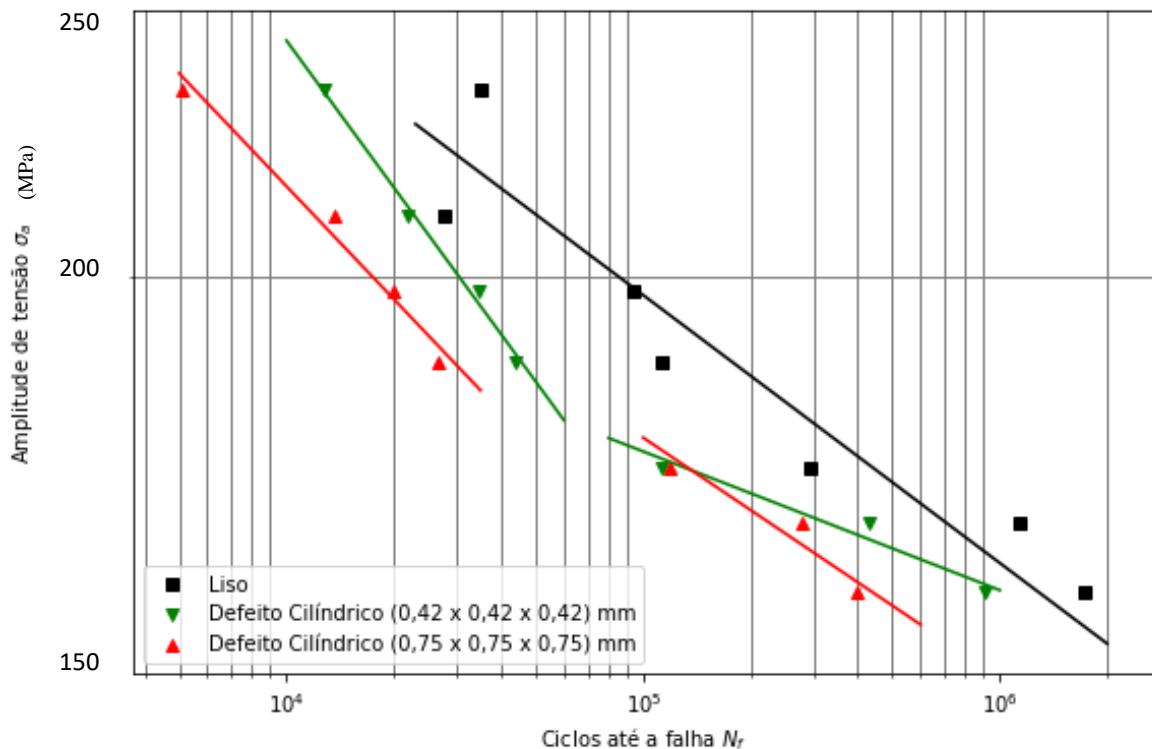


Figura 4.10 – Comparação entre defeitos com diâmetros iguais às profundidades.

Segundo Murakami (2002), o limite de resistência a fadiga na presença de defeitos, com diâmetro e profundidade de mesmo tamanho, apresentam diferentes valores porque o tamanho do defeito afeta com mais intensidade o comportamento do material do que o fator de concentração de tensão (k_t) dos microdefeitos, pois os valores de k_t para defeitos de geometrias similares é aproximadamente o mesmo. Neste sentido, acredita-se que o mesmo ocorre ao se tratar de vida à fadiga, uma vez que os defeitos $\varnothing = 0,42$ mm apresentaram maiores vidas para todas as amplitudes testadas em relação aos defeitos com $\varnothing = 0,75$ mm. Os valores de fator de concentração de tensão para o defeito $\varnothing = 0,42$ mm e defeito $\varnothing = 0,75$ mm são respectivamente 2,9 e 3,2.

4.1.5 Defeitos com diâmetro e profundidade diferentes

Neste caso são contrastados dois defeitos cilíndricos: defeito cilíndrico DC 0,75 e o defeito raso (DR). Ambos possuem diâmetro de $\varnothing = 0,75$ mm, no entanto o primeiro tem profundidade também de $h = 0,75$ mm e o segundo $h = 0,2$ mm. A Fig. 4.11 apresenta os resultados desta comparação.

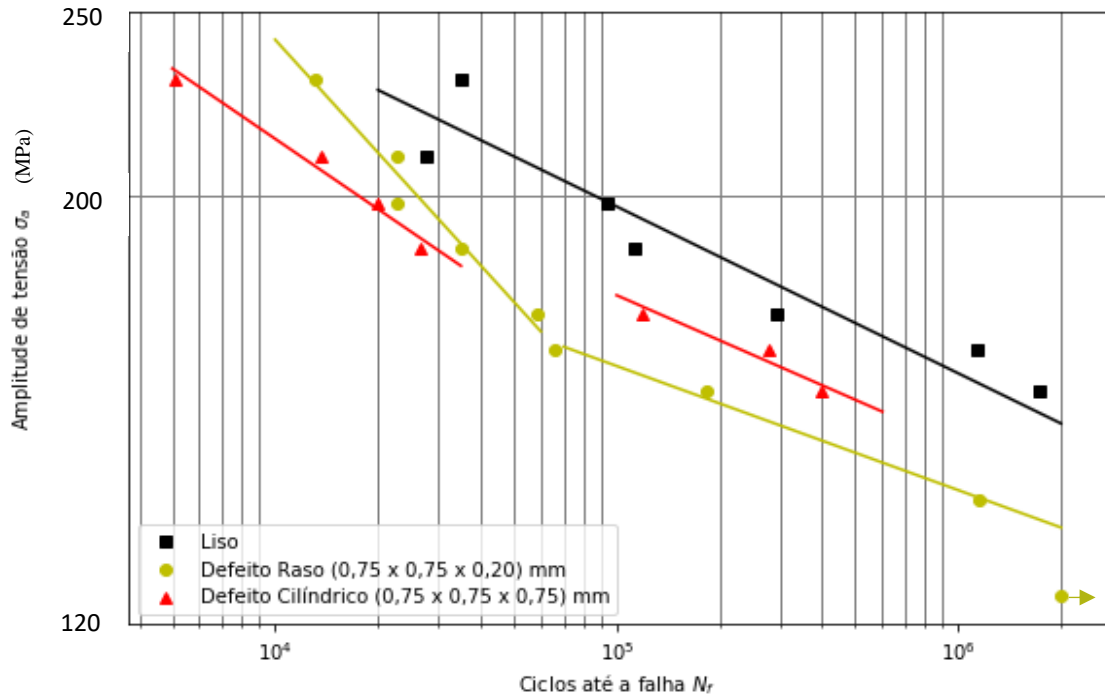


Figura 4.11 – Comparação entre defeitos com mesmo diâmetro e profundidades diferentes.

Ao comparar os microdefeitos entre si observa-se que os corpos de provas com defeito cilíndrico raso apresentam vidas a fadiga maiores, quando se trata de amplitudes de tensão até 190 MPa. Entretanto, essa tendência muda em amplitudes de tensão mais baixas, ou seja, os corpos de provas com defeitos DC 0,75 apresentam vidas significativamente maiores que os corpos de provas com defeito cilíndrico raso.

Segundo NISITANI e ENDO (1985) a profundidade do defeito é o que controla o comportamento do material. Nesse sentido, era esperado que o defeito cilíndrico DC 0,75 provocasse maior redução na vida à fadiga do que o defeito cilíndrico raso. Uma hipótese que pode explicar tais resultados seria o possível somatório dos efeitos das duas regiões de concentração de tensão existentes nos microdefeitos rasos: fundo e borda do defeito, uma vez que o tamanho da região para distribuição de tensão é menor. Entretanto, somente a partir de uma análise numérica é possível verificar tal proposição.

4.1.6 Método dos Elementos Finitos

Para conhecer a distribuição de tensões ao redor dos microdefeitos e melhor compreender seus efeitos na vida à fadiga, uma abordagem 3D utilizando o Método dos Elementos Finitos foi adotada. Para tanto, utilizou-se o *software* comercial Abaqus® para modelar cada tipo de defeito investigado neste estudo.

As simulações numéricas foram realizadas considerando o comportamento elástico linear isotrópico do material. As constantes do material adotadas foram: módulo de elasticidade $E = 209 \text{ GPa}$ e coeficiente de Poisson $\nu = 0,29$.

Foram aplicadas condições de simetria a fim de simplificar a modelagem. No plano de simetria *A* (plano transversal ao corpo de prova, passando pelo defeito), localizado na parte superior do modelo, conforme indicado na Fig. 4.12, foi imposta restrições de deslocamento em *Z* e rotações em *X* e em *Y*. Já no plano de simetria *B* (plano longitudinal contendo o cento do defeito) foram impostas as seguintes condições de contorno: restrições de deslocamento em *X* e de rotações em *Y* e em *Z*. Na outra extremidade do modelo foi aplicado um carregamento distribuído uniforme unitário. Como as simulações consideraram o comportamento elástico linear, foi necessário realizar apenas uma simulação numérica para cada tipo de defeito. Assim, os resultados numéricos, em todos os casos, puderam ser obtidos pela simples multiplicação pela amplitude de tensão nominal de cada ensaio considerado.

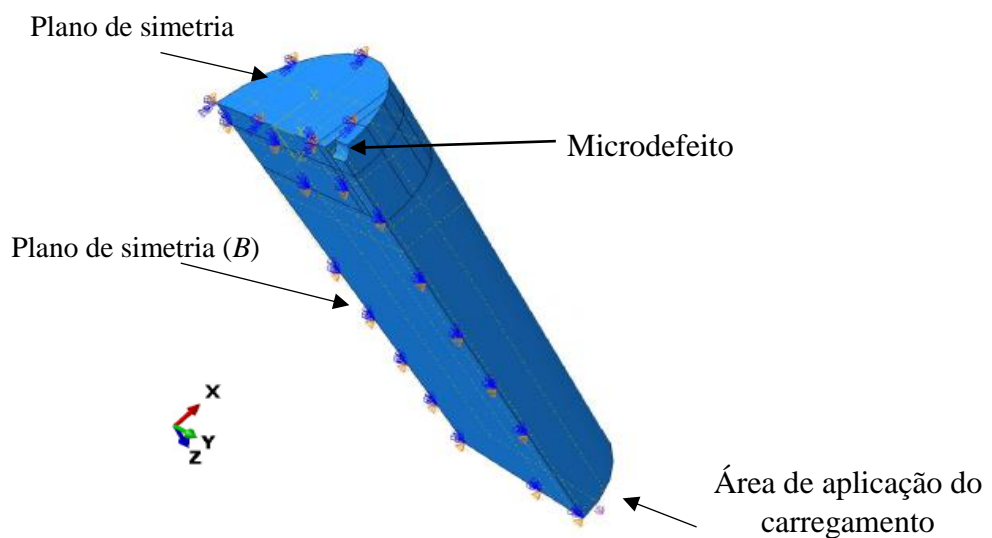


Figura 4.12 – Modelo simplificado para corpo de prova com microdefeito $\varnothing 0,75 \text{ mm}$.

A Fig. 4.13 apresenta a malha para o modelo discretizado e uma ampliação na área do microdefeito. A discretização foi realizada com cerca de 2,4 milhões de elementos tetraédricos lineares e com tamanho médio de 1 mm. Na região do microdefeito, considerou-se uma malha com um maior refinamento, isto é, com elementos da ordem de 0,025 mm.

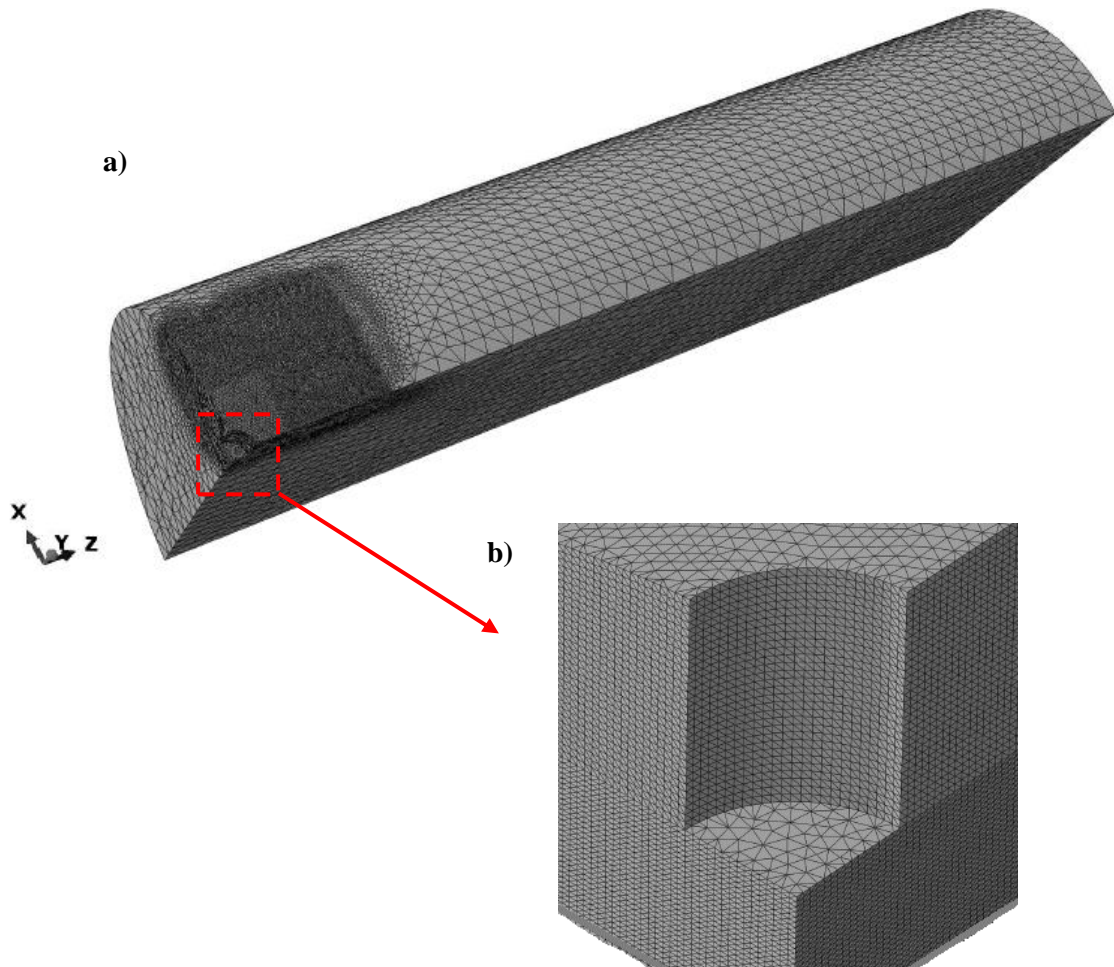


Figura 4.13 – a) Modelo simplificado para corpo de prova com microdefeito \varnothing 0,75 mm com malha. b) Ampliação da região do microdefeito com malha refinada.

Por meio dos resultados obtidos com MEF observou-se que todos os microdefeitos apresentaram das regiões de concentração de tensão: um na borda do furo, na direção perpendicular à aplicação da força, e outro no fundo do furo (ver Fig. 4.14)

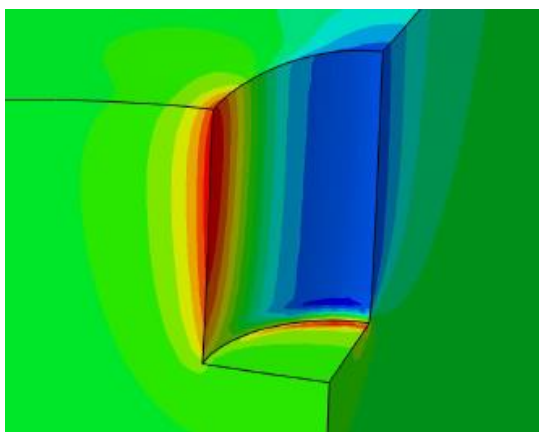


Figura 4.14 – Regiões de concentração de tensão nos microdefeitos.

Quando há duas regiões de concentração de tensão, a falha ocorrerá onde a tensão efetiva em uma distância crítica for maior, ou seja, ocorrerá na região que houver energia suficiente para a propagação da trinca (TAYLOR, 2008).

Segundo BERETTA et al. (2011), no caso dos defeitos cilíndricos rasos, devido a concentração de tensão, a tendência é que as trincas se iniciem no fundo do defeito. Desse modo, ao analisar a forma como os corpos de provas com defeitos rasos falharam, observou-se que em um dos lados do corpo de prova o defeito permaneceu inteiro, conforme apresentado na Fig. 4.15, levando a acreditar que a falha de fato pode ter sido iniciada no fundo do defeito.

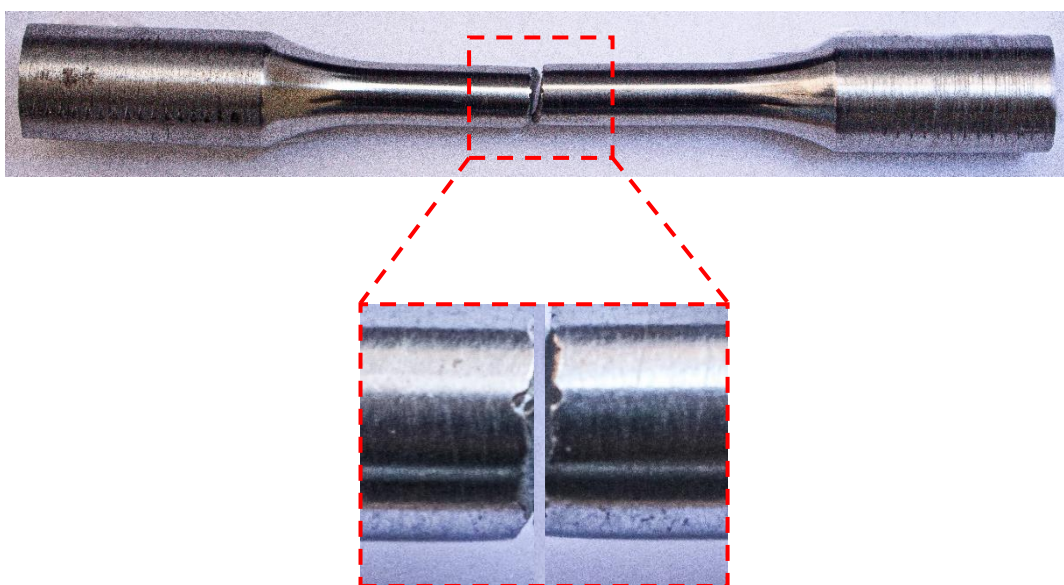


Figura 4.15 – Corpo de prova com defeito cilíndrico raso após a falha.

Para melhor compreender a influência dos microdefeitos sobre o comportamento do material, um gráfico com a distribuição de tensão ao redor dos pequenos foi elaborado (ver Fig. 4. 16). Os dados foram obtidos a partir de uma trajetória, iniciada no ponto de maior concentração de tensão com direção ao interior do corpo de prova, conforme indicado pela linha a-b na Fig. 4.17.

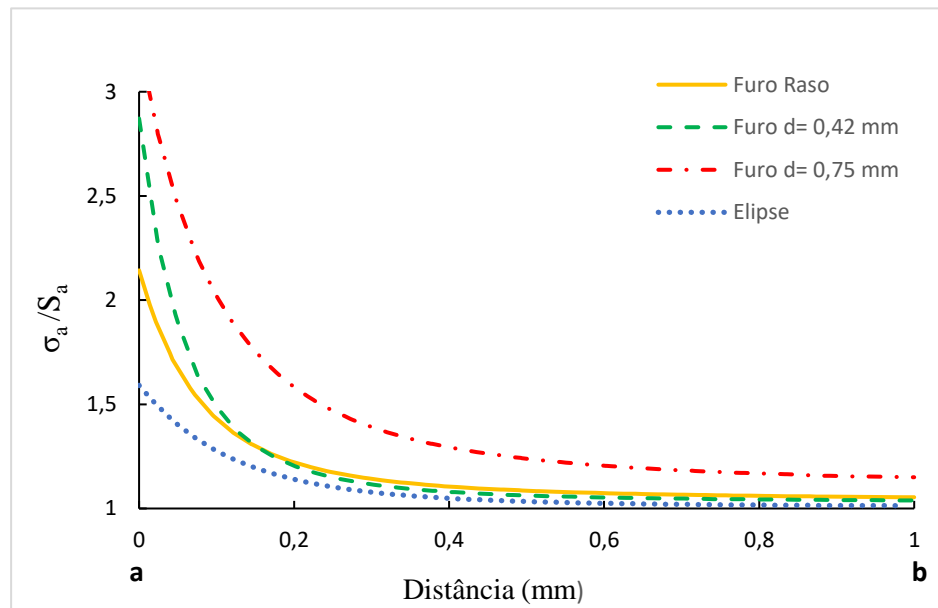


Figura 4.16 – Distribuição de tensão linear elástica ao redor dos microdefeitos

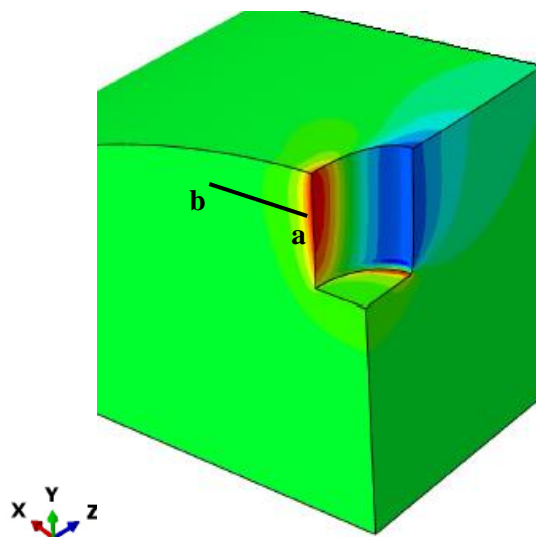


Figura 4.17 – Distância a-b usada para obter a distribuição de tensão em torno dos microdefeitos.

O gráfico da Fig. 4.16 demonstra que as geometrias dos defeitos investigados provocam distribuição de tensões distintas ao redor do *hot spot*. O pico de amplitude de tensão simulado na presença de defeito de 0,75 x 0,75 mm é maior do que aquele simulado na presença de defeito de 0,42 x 0,42 mm. Era esperado que o raio de 0,42 mm do menor defeito levasse a um pico de amplitude de tensão maior do que no caso de defeito com raio 0,75 mm. Entretanto, deve-se levar consideração que o material no fundo dos defeitos limita as deformações – e, portanto, as tensões – dos furos. Assim, quanto menor a profundidade do defeito, mais limitados são os picos de amplitude de deformação e de tensão nos furos. Os resultados destas simulações são consistentes com as observações experimentais, nas quais os defeitos maiores estão associados a vidas menores, para cada amplitude de tensão.

O pico de amplitude de tensão simulado na presença de defeito de 0,75 x 0,75 mm é maior do que o pico na presença do defeito mais raso, de 0,75 x 0,20 mm (com menor \sqrt{area}). Assim, os resultados das simulações são consistentes com o argumento de que o material no fundo do defeito limita as deformações e as tensões nos furos. Por outro lado, as vidas observadas na presença do defeito mais profundo (maior \sqrt{area}) são maiores do que aquelas observadas para defeito mais raso. No caso de resistência à fadiga, o modelo de Murakami e as observações experimentais associam limites mais elevados para valores menores de \sqrt{area} .

Os picos de amplitude de tensão simulados na presença de defeitos oblongos são menores do que aqueles simulados na presença de defeitos circulares, com a mesma \sqrt{area} . Entretanto, as vidas observadas na presença de defeitos com a primeira geometria são menores do que aquelas na presença de defeitos circulares. Assim, não foi possível estabelecer correlação entre \sqrt{area} do defeito e a queda na vida à fadiga.

Quanto a concentração de tensão no fundo do defeito, é uma região muito pequena, na ordem de 0,02 mm, com gradiente de tensão elevado, o que leva rapidamente a amplitudes de tensão próxima dos valores nominais, não representando assim uma ameaça a fadiga, quando comparada com a região de concentração de tensão da borda do defeito.

4.2 ANÁLISE DA FALHA

A análise da superfície de fratura ajuda a identificar as características macroscópicas e microscópicas do processo de falha. A partir das análises macroscópicas buscou-se identificar o possível local de iniciação das trincas. Em falhas devido à fadiga, as superfícies de fratura usualmente apresentam três zonas características: uma para o início da trinca, outra associada à propagação da trinca e a última criada durante a ruptura final (Lee et al, 2005). A Fig. 4.18 apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova com defeito oblongo e detalhes da região de iniciação da trinca.

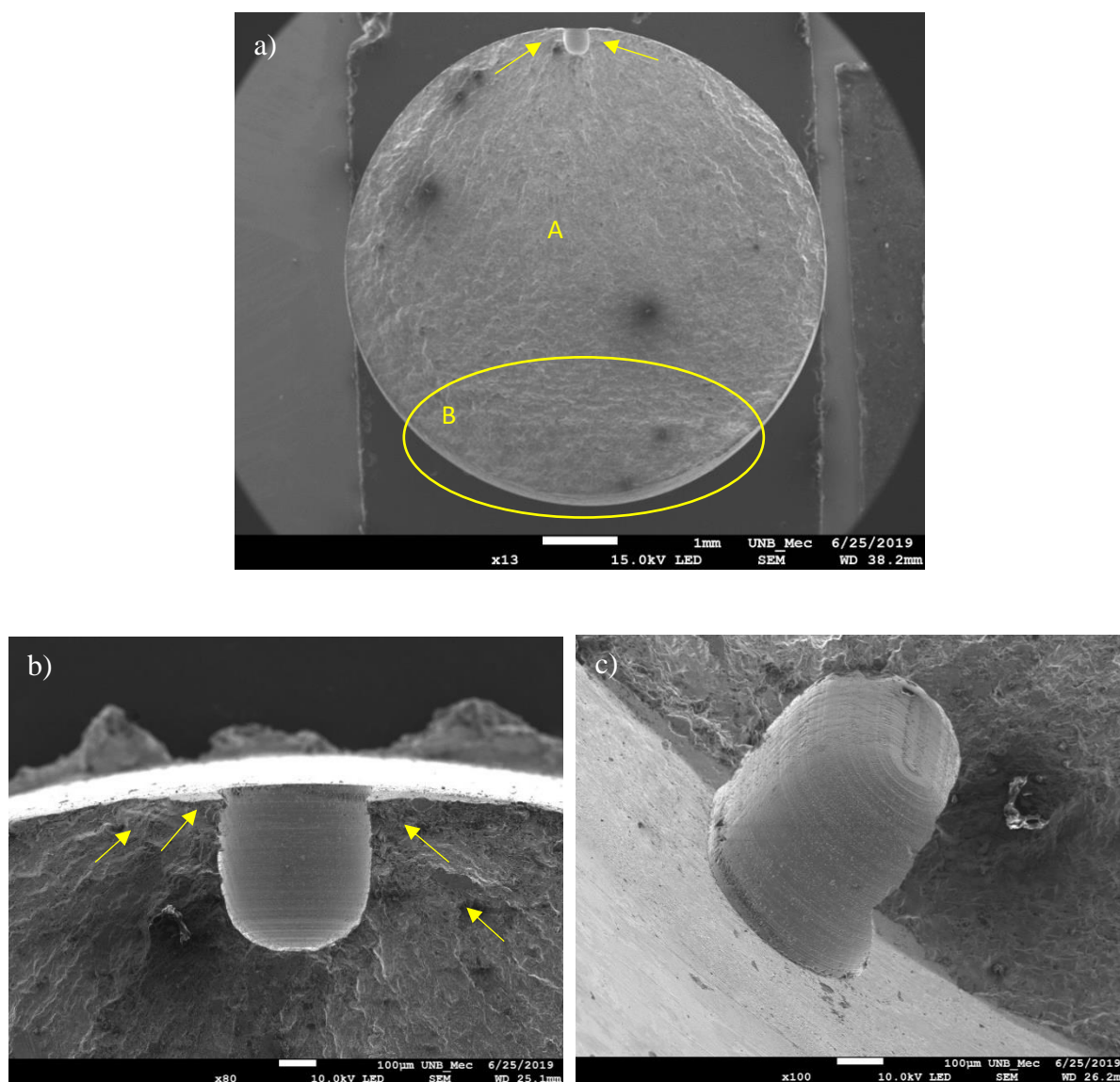


Figura 4.18 – a) Imagem da região da falha do corpo de prova com o defeito oblongo, (a) mostrando o possível local de iniciação da trinca (seta), a zona de propagação (A) e a zona de fratura (B). MEV 13 x (b) Aumento do possível local de iniciação da trinca (região do furo). MEV 80x. (c) Vista frontal do defeito. MEV 100x. ($S_a = 160$ MPa e $N_f = 182330$ ciclos).

A zona de iniciação da trinca (ver Fig. 4.18b) geralmente está localizado em um ponto próximo da superfície do elemento mecânico, onde a deformação cíclica é muito alta, ou onde os defeitos estão localizados. Neste estudo não foi possível localizar o ponto exato da iniciação da trinca, mas observa-se marcas de rio que convergem para uma região próxima da borda do furo, indicando o possível local da iniciação da trinca (ASM, Vol.12, 1992).

Na Fig. 4.18a é possível identificar a propagação da trinca, que é tipicamente lisa quando comparado com a zona de fratura final. Além disso, é possível observar que a zona de propagação ocorreu no plano normal à direção de carregamento. Na zona de propagação foram encontradas estrias (ver Fig. 4.19), característica microscópica desta região.

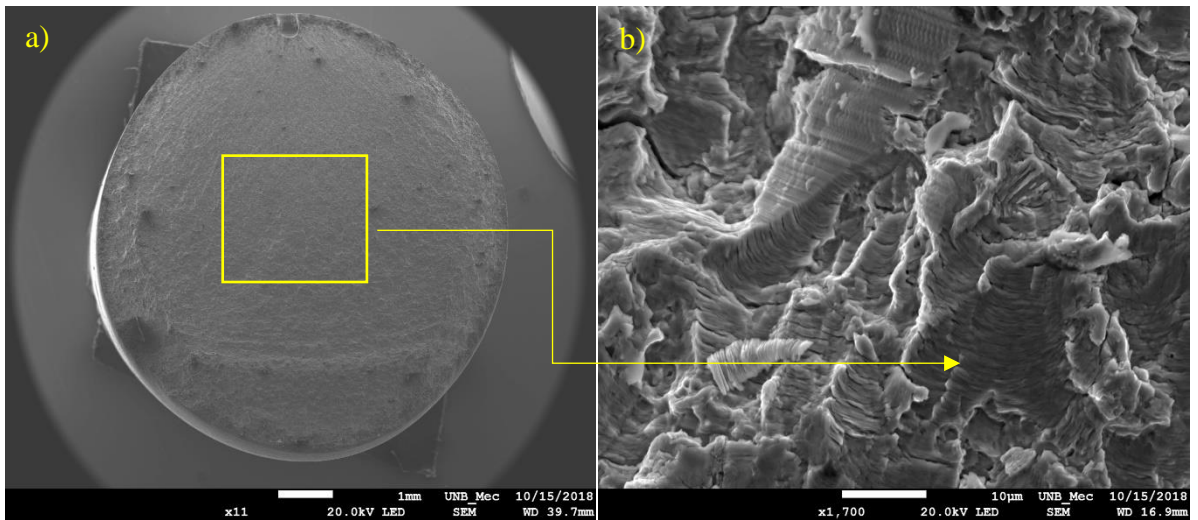


Figura 4.19 – a) Vista superior do corpo de prova com defeito DC 0,42. MEV 11x b) Imagem aumentada da zona de propagação da trinca mostrando estrias de fadiga. MEV 1700x.

A zona de fratura final ocorre em um ponto crítico, no momento que o material não é mais capaz de resistir ao carregamento aplicado, e seu tamanho depende da magnitude da carga atuante. Nas análises desta região foram encontrados a presença de dimples, característico de uma fratura dúctil, apresentados na Fig. 4.20.

Após as análises das superfícies de fratura de todos os tipos de corpos de prova testados: liso e com defeito os quatro tipos de defeitos, constatou-se que ambos apresentaram características típicas do processo de falha por fadiga. Entretanto, não foram encontradas grandes diferenças nas superfícies de fratura entre as amostras com defeitos que permitisse identificar as causas de vidas a fadiga distintas para as mesmas condições, com exceção dos defeitos rasos (DR), que falharam no perímetro do fundo do furo.

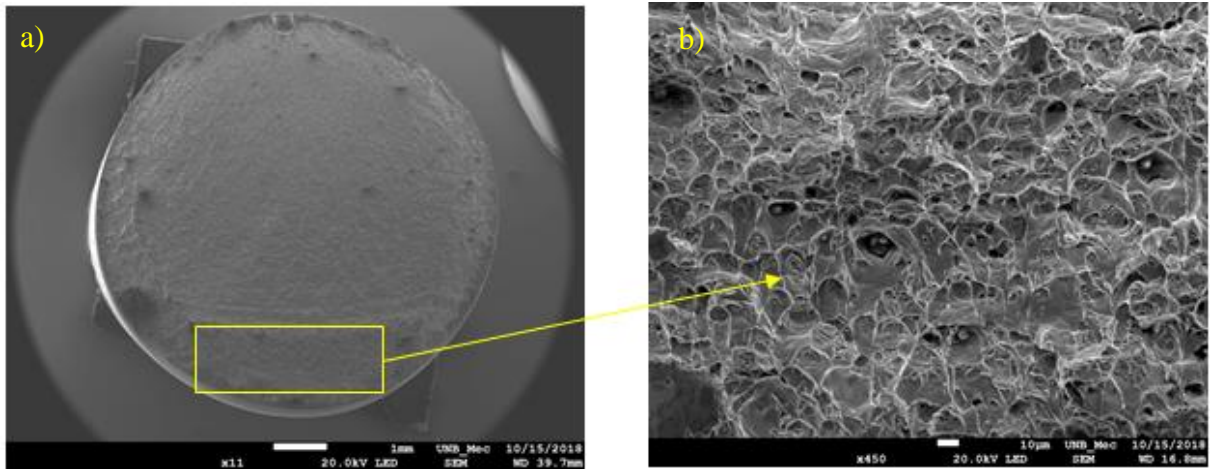


Figura 4.20 – a) Vista superior do corpo de prova com defeito DC 0,42. MEV 11x b) Imagem aumentada da zona de fratura final mostrando dimples. MEV 250x.

5 CONCLUSÕES

Este trabalho investigou a influência de pequenos defeitos na vida à fadiga do aço de baixo carbono SAE 1020. Para tanto, foi realizado um conjunto de ensaios uniaxiais de fadiga em corpos de provas com diferentes tipos de defeitos. O estudo do efeito dos microdefeitos na vida à fadiga é uma etapa inicial para a construção de uma nova metodologia para realizar estimativas de vidas em aços de baixo carbono.

A partir das análises realizadas neste estudo infere-se que:

- a) Os dados experimentais dos defeitos $\emptyset = 0,42$ mm, $\emptyset = 0,75$ mm e defeito raso apresentaram duas curvas de tendência diferentes, uma para vidas até 10^4 ciclos e outra para vidas à fadiga maiores.
- b) Em corpos de provas com defeitos de mesmo formato e com o diâmetro igual a profundidade, observou-se que a vida à fadiga é reduzida por um fator de dois, no caso do defeito cilíndrico $\emptyset = 0,42$ mm, e por um fator de quatro no caso do defeito cilíndrico $\emptyset = 0,75$ mm.
- c) Defeitos contendo o mesmo parâmetro geométrico \sqrt{area} , mas com característica distintas, como forma e profundidade, apresentaram diferentes índices de redução na vida à fadiga, com redução variando entre 45% a 95% para o mesmo ponto em relação ao corpo de prova liso. Ou seja, este parâmetro, proposto para estimar o limite de fadiga, não apresentou resultados satisfatórios para ser empregado na estimativa de vida à fadiga.
- d) Análises com defeitos de mesmo diâmetro, mas com profundidades diferentes, apontam que a profundidade influencia significativamente no comportamento do material. Entretanto, era esperado que defeitos de menor profundidade apresentassem vidas maiores, o que não foi demonstrado pelos resultados experimentais.
- e) Para o caso dos defeitos rasos (0,75 x 0,75 x 0,20 mm), a hipótese de um possível somatório das tensões concentradas nas regiões da borda e fundo do furo não foi confirmada pelo MEF. Estudos mais aprofundados devem ser realizados para

melhor compreender a significativa redução na vida à fadiga deste defeito em relação aos outros tipos analisados.

- f) Observou-se que ao modificar uma das características geométrica dos defeitos (forma, tamanho, profundidade ou \sqrt{area}), a vida à fadiga foi afetada, ou seja, apresentou diferentes índices de redução para a mesma amplitude de tensão.
- g) Em geral, para maiores amplitudes de tensão os pequenos defeitos apresentaram menor influência no comportamento do material na vida à fadiga, tendência oposta foi observada para amplitudes de tensão menores.

PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

- i. Completar as curvas S-N na faixa de 10^6 a 10^7 ciclos.
- ii. Investigar o gradiente de tensão entorno de diferentes pequenos defeitos.
- iii. Verificar os efeitos da tensão média.
- iv. Analisar o comportamento elasto-plástico do material.
- v. Realizar ensaios torcionais e multiaxiais em corpos de provas com pequenos defeitos.
- vi. Investigar o comportamento de outras ligas de aço na presença de pequenos defeitos.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Metals Handbook: Fractography**, v. 12. Ohio, USA: ASM International, 1992.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Metals Handbook: Fatigue and Fracture**, v. 19. Ohio, USA: ASM International, 1996.

ASTM E466-15, **Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.

BERETTA, S.; FOLLETI, S.; VALIULLIN, K. Fatigue strength for shallow defects/cracks in torsion. **International Journal of Fatigue**. Vol. 33, 2011, pp. 287–299.L

COLLINS, J. A. **Failure of materials in mechanical design: analysis, prediction, prevention**. Second edition. New York: Wiley-Interscience, 1993.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. 4th edition. New Jersey: Pearson Education, 2013.

ENDO, M. The Multiaxial Fatigue Strength of Specimens Containing Small Defects. **European Structural Integrity Society**, Fukuoka, Elsevier, vol. 31, p 243-264, 2003.

FROST, N.E.J. **Mech. Eng. Sci.** 1960, 2, 109.

INESON, E.; CLAYTON-CAVE, J.; TAYLOR, R.J.J. **Iron Steel Inst.** 1956, 184, 178.

LEE, Y-L.; PAN, J.; HATHAWAY, R.; BARKEY, M. **Fatigue Testing and Analysis: Theory and Practice**. First edition, Oxford: Elsevier, 2005.

AMAN, M., TANAKA, Y., MURAKAMI, Y., REMES, H., and MARQUIS, G. Fatigue strength evaluation of small defect at stress concentration. **Elsevier, Procedia Structural Integrity**, 7 (2017) 351–358.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Quantitative Evaluation of Fatigue Strength of Metal Containing Various Small Defects or Cracks. **Engineering Fracture Mechanics**. Great Britain, vol 17, nº1, p 1-15, 1983.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Effects of Hardness and Crack Geometries on ΔK_{th} of Small Cracks Emanating from Small Defects. **Mechanical Engineering Publications**. London, pp.275-293, 1986.

MURAKAMI, Y. **Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Inclusions**. Oxford: Elsevier Science Ltda., 2002.

NADOT, Y.; BILLAUDEAU, T. Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 73, n. 1, p. 112–133, 2006.

NISITANI, H. ENDO, M. Fatigue strength of carbon steel specimens having an extremely shallow notch. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 21, n. 1, p. 215-227, 1985.

PILKEY, W. D. **Peterson's Stress Concentration Factors. Second edition**. New York: John Wiley & Sons Inc, 1997.

PINTO NETO, E. S. **Avaliação de modelos multiaxiais para estimativa da resistência à fadiga de aços naturalmente defeituosos**. Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, 2018.

RANSOM, J.T. **Trans. ASM** 1954, 46, 1254.

REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. Segunda edição. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

SCHÖNBAUER, B.M.; YANASE K., and ENDO M., 2017, Influences of small defects on torsional fatigue limit of 17-4PH stainless steel, **International Journal of Fatigue** 100 (2017) 540–548.

TAYLOR, D. The theory of critical distances. **Engineering Fracture Mechanics**. 75:1696-1705, 2008.

TEBALDINI, M., PETROGALLI, C., DONZELLA, G., VECCHIA, G. Estimation of fatigue Limit of a A356-T6 Automotive Wheel in Presence of Defects. **Elsevier, Procedia Structural Integrity**, 7 (2017) 521–529.

YANASE K., AND ENDO M. Multiaxial high cycle fatigue threshold with small defects and cracks. **Elsevier, Engineering Fracture Mechanics**, 123 (2014) 182–196.