

REDUÇÃO SEVERA DA VIDA À FADIGA NA LIGA DE
ALUMÍNIO 7075-T6511 CAUSADA POR DEFEITOS RASOS DE
INDENTAÇÃO: INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL E
MODELAGEM PREDITIVA

NATALIA GONÇALVES TORRES

TESE DE DOUTORADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

FACULDADE DE TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

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

REDUÇÃO SEVERA DA VIDA À FADIGA NA LIGA DE
ALUMÍNIO 7075-T6511 CAUSADA POR DEFEITOS RASOS DE
INDENTAÇÃO: INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL E
MODELAGEM PREDITIVA

NATALIA GONÇALVES TORRES

ORIENTADOR: JORGE LUIZ DE ALMEIDA FERREIRA
COORIENTADOR: EDGAR NOBUO MAMIYA

TESE DE DOUTORADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

BRASÍLIA, 10 DE FEVEREIRO DE 2026

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

**REDUÇÃO SEVERA DA VIDA À FADIGA NA LIGA DE ALUMÍNIO 7075-T6511
CAUSADA POR DEFEITOS RASOS DE INDENTAÇÃO: INVESTIGAÇÃO
EXPERIMENTAL E MODELAGEM PREDITIVA**

TESE DE DOUTORADO SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR.

Aprovado por:

Prof. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, Doutor (UnB)
(Orientador)

Prof. Edgar Nobuo Mamiya, Doutor (UnB)
(Co-orientador)

Prof. José Alexander Araújo, D.Phil (UnB)
(Examinador Interno)

Prof. Heraldo Silva da Costa Mattos, Doutor (UFF)
(Examinador Externo)

Prof. Pedro Manuel Calas Lopes Pacheco, Doutor (CEFET/RJ)
(Examinador Externo)

BRASÍLIA, 10 DE FEVEREIRO DE 2026.

FICHA CATALOGRÁFICA

TORRES, NATALIA G.

Redução Severa da Vida à Fadiga na Liga de Alumínio 7075-T6511 Causada por Defeitos Rasos de Indentação: Investigação Experimental e Modelagem Preditiva. [Brasília, DF] 2026.

97p., 201x297 mm (ENM/FT/UnB, Doutor, Tese de Doutorado, 2026).

Universidade de Brasília, Faculdade de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica

1. Fadiga
2. Estimativa de vida à fadiga
3. Defeito por indentação
4. Tensões residuais

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

NATALIA GONÇALVES TORRES (2026) REDUÇÃO SEVERA DA VIDA À FADIGA NA LIGA DE ALUMÍNIO 7075-T6511 CAUSADA POR DEFEITOS RASOS DE INDENTAÇÃO: INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL E MODELAGEM PREDITIVA. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica, Publicação xxx/2026, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTORA: Natalia Gonçalves Torres

TÍTULO: Redução Severa da Vida à Fadiga na Liga de Alumínio 7075-T6511 Causada por Defeitos Rasos de Indentação: Investigação Experimental e Modelagem Preditiva.

GRAU: Doutor ANO: 2026

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

NATALIA GONÇALVES TORRES

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 que sempre me ampararam.

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

À criança que ainda habita em mim e que, um dia, em sua inocência, estava decidida a fazer o “restibular” para se tornar pesquisadora. Obrigada por ter ousado sonhar, mesmo quando tudo ao seu redor insistia em dizer que era impossível.

Ao meu amigo e companheiro Arlley Kennedy (*in memoriam*) por todo incentivo, carinho e paciência durante o tempo em que pôde estar presente. Obrigada por ter existido e por ter feito parte da minha história!

Aos meus amigos Arlene Soares, Juliana Sales, Stephanny Santos, Maycol Coutinho e Thiago Primo por segurarem minha mão nos momentos mais difíceis, por ouvirem meus anseios e por tornarem meus dias mais leves e felizes.

Aos meus irmãos Luciano Souza e Édipo Torres que, com muito carinho e apoio, não mediram esforços para que eu chegasse ao fim dessa jornada.

Ao professor Jorge Luiz, pelas palavras de incentivo, pela orientação, pelas contribuições técnicas e por toda a paciência demonstrada.

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

Aos professores Fábio e Doca, pela disponibilidade e por todas as dúvidas sanadas.

Aos amigos da Universidade de Brasília – Rodrigo Gomes, Lucas Araújo, Karoline Sales, Giorgio André, Danilo Rangel, Gustavo Reinke e Felipe Canut – pelo apoio, pelas discussões técnicas e pelos almoços compartilhados.

Aos técnicos de laboratório Adriano, Ivan, Rafael e Wesley, cujo suporte foi essencial para a conclusão da minha jornada acadêmica.

Por fim, a todos que, de alguma forma, contribuíram para o desenvolvimento e a conclusão deste trabalho, em especial aos técnicos-administrativos e aos professores da Universidade de Brasília, deixo aqui o meu sincero agradecimento.

*"Uma mente que se abre a uma nova
ideia jamais voltará ao seu tamanho
original"*

(Albert Einstein)

RESUMO

Este trabalho investiga a redução severa da vida à fadiga da liga de alumínio 7075-T6511 associada à presença de pequenos defeitos rasos, causados pelo contato compressivo de objetos duros. O estudo concentra-se na influência das tensões residuais trativas, resultantes do processo de indentação, na redução da vida à fadiga. Ensaios de fadiga axiais e torcionais foram conduzidos em corpos de prova lisos e indentados, visando quantificar a redução da vida à fadiga provocada pela presença do defeito. Foi observada uma redução na vida à fadiga de até 29 vezes sob carregamento axial e de até 33 vezes sob carregamento torcional. Observou-se, ainda, que quanto menor a amplitude de tensão nominal aplicada, mais severa foi a redução da vida à fadiga em comparação aos corpos de prova lisos. Com base nesses resultados, foi desenvolvida uma metodologia para estimar a vida à fadiga de componentes contendo defeitos rasos, que combina a caracterização do comportamento à fadiga em corpos lisos com a quantificação das tensões residuais produzidas pela indentação, por meio de simulações elasto-plásticas via Método dos Elementos Finitos. As previsões de vida à fadiga foram realizadas empregando o parâmetro de fadiga proposto por Zhao e Jiang, considerando as tensões residuais e o carregamento nominal, apresentando concordância satisfatória com os dados experimentais e mantendo-se, majoritariamente, dentro de uma margem de erro conservadora de fator três. A estrutura proposta equilibra a confiabilidade preditiva com a eficiência computacional, fornecendo uma ferramenta prática para a avaliação da fadiga na presença de defeitos.

Palavras chaves: defeitos por indentação, redução na vida à fadiga, tensão residual, liga de alumínio 7075-T6511.

ABSTRACT

This work investigates the severe reduction in fatigue life of the 7075-T6511 aluminum alloy associated with the presence of small, shallow defects caused by the compressive contact of hard objects. The study focuses on the influence of tensile residual stresses generated by the indentation process on fatigue life degradation. Axial and torsional fatigue tests were conducted on smooth and indented specimens in order to quantify the fatigue life reduction induced by the defect. Fatigue life reductions of up to a factor of 29 under axial loading and up to a factor of 33 under torsional loading were observed. In addition, it was found that the lower the applied nominal stress amplitude, the more severe the fatigue life reduction compared to smooth specimens. Based on these results, a methodology was developed to estimate the fatigue life of components containing shallow defects, combining the characterization of fatigue behavior obtained from smooth specimens with the quantification of indentation-induced residual stresses through elastoplastic finite element simulations. Fatigue life predictions were performed using the fatigue parameter proposed by Zhao and Jiang, accounting for both residual stresses and nominal loading. The predictions showed satisfactory agreement with the experimental data, with most results remaining within a conservative factor-of-three scatter band. The proposed framework balances predictive reliability and computational efficiency, providing a practical tool for fatigue assessment in the presence of shallow defects.

Keywords: indentation defects, reduction in fatigue life, residual stresses, aluminum alloy 7075-T6511.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	IX
LISTA DE SÍMBOLOS	X
1. INTRODUÇÃO	1
1.1. MOTIVAÇÃO E CONTEXTO	1
1.2. OBJETIVOS	6
1.2.1 Objetivo Geral	6
1.2.2 Objetivos Específicos	6
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	8
2.1. LIGAS DE ALUMÍNIO	8
2.1.1 Tratamento térmico T6 na liga Al 7075	9
2.2. TENSÃO RESIDUAL	10
2.2.1. Conceitos iniciais	10
2.2.2. Medição de tensões residuais	13
2.3. PREVISÃO DE VIDA À FADIGA	14
2.3.1. Modelo de Smith-Watson-Topper	15
2.3.2. Modelo de Zhao-Jiang	16
2.4. TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA	18
2.4.1. Estimativa de vida à fadiga	21
3. MATERIAIS E MÉTODOS	25
3.1. MATERIAL	25
3.2. CARACTERIZAÇÃO DA VIDA À FADIGA	28
3.2.1. Ajuste do modelo de Zhao e Jiang	30
3.3. PRODUÇÃO DOS DEFEITOS POR INDENTAÇÃO	35
3.4. ESTIMATIVA NUMÉRICA DAS TENSÕES RESIDUAIS	37
3.5. PARÂMETRO NÃO LOCAL DE FADIGA	43
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	46
4.1. DISTRIBUIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS E FP_{max}	46
4.2. ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	52
4.3. ANÁLISE DAS ESTIMATIVAS DE VIDA	58
5. CONCLUSÕES	62
5.1. TRABALHOS FUTUROS	64
REFERÊNCIAS	66
APÊNDICE	75

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1** – Representação esquemática do tratamento térmico T6 (MARTINS, 2008) -----9
- Figura 2.2** – Representação esquemática da expansão da zona plástica durante indentação. **a)** Deformação totalmente elástica sob o indentador. **b)** Formação e expansão da zona plastificada até máximo carregamento. **c)** Remoção do indentador e formação das tensões residuais devido à restrição do material circundante elástico. (AHN et al., 2022 – modificado)----- 11
- Figura 2.3** - Ilustração do modelo de Smith-Watson-Topper (SOCIE AND MARQUIS, 1999 - modificado) ----- 16
- Figura 2.4** – Representação dos métodos da Teoria da Distância Crítica (LUO et al., 2019 – modificada) ----- 19
- Figura 2.5** – Curva de Wöller (escala logarítmica) simplificada por três retas e as distâncias críticas referente ao caso estático (L_s) e ao limite de fadiga (L) ----- 23
- Figura 2.6** – Representação esquemática do para obtenção da curva LNf . **(a)** Seleção de uma vida N_i na curva S–N obtida para um corpo de prova entalhado; **(b)** Simulação em elementos finitos do mesmo corpo de prova, utilizando a amplitude de tensão σa_g corresponde----- 24
- Figura 3.1** – Microestrutura da liga Al 7075-T6511 com ampliação de 385×: a) seção transversal e b) seção longitudinal ----- 26
- Figura 3.2** – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração ----- 26
- Figura 3.3** – Gráfico tensão de engenharia versus deformação, obtida experimentalmente ----- 27
- Figura 3.4** – Corpo de prova ampulheta: dimensões em milímetros----- 28
- Figura 3.5** – Superfícies fraturadas de corpos de prova lisos submetidos a ensaios (a) axial alternado, (b) torcional alternado ----- 31
- Figura 3.6** – Calibração dos parâmetros da Eq. (3.1): **(a)** Coeficiente de determinação R^2 em função do parâmetro b para os conjuntos de dados combinados (axial e torcional). O pico ocorre em $b = 0,435$. **(b)** Para valores selecionados de b no intervalo refinado (0,415 - 0,460), R^2 em função de $F P t h$. A curva sólida destaca $b = 0,435$ ----- 33

Figura 3.7 – Comparação entre os critérios SWT modificado e clássico para ensaios de fadiga axial e torcional em corpos de prova lisos -----	34
Figura 3.8 – (a) Base de apoio para produção da indentação nos corpos de provas. (b) Calota esférica gerada após processo de indentação-----	35
Figura 3.9 – Geometria usada na análise numérica -----	39
Figura 3.10 – Malha empregada na simulação -----	40
Figura 3.11 – (a) Tensões residuais principais máximas após a retirada do indentador. (b) Tensões principais residuais máximas após um ciclo de carregamento axial ($\sigma a = 230 \text{ MPa}$) completamente reverso-----	41
Figura 4.1 – Amplitude de tensão versus vida de corpos de provas lisos e indentados, com carregamento completamente reverso: (a) axial; (b) torcional -----	49
Figura 4.2 – Distribuição do parâmetro de fadiga FP_{max} na região indentada, simulada sob: (a) carregamento axial completamente reverso com amplitude de tensão nominal $\sigma a = 230 \text{ MPa}$; (b) carregamento torcional completamente reverso com amplitude de tensão nominal $\tau a = 180 \text{ MPa}$ -----	51
Figura 4.3 – Gráficos de $FP \times \theta$ no ponto de maior intensidade (hotspot) do corpo de prova submetido a: (a) carregamento axial, com amplitude de tensão nominal $\sigma a = 275 \text{ MPa}$; (b) carregamento torcional, com amplitude de tensão nominal $\tau a = 210 \text{ MPa}$ -----	52
Figura 4.4 – Vista inclinada da superfície de fratura do corpo de prova indentado, submetido a carregamento axial com $\sigma a = 230 \text{ MPa}$ -----	53
Figura 4.5 – Ampliação da região da indentação, em corpo de prova submetido a carregamento axial, $\sigma a = 230 \text{ MPa}$ e vida à fadiga de $N_f = 115.095$ ciclos -----	54
Figura 4.6 – Superfície de fratura de ensaios de fadiga sob carregamento axial, totalmente reverso, em: (a) corpo de prova liso; (b) corpo de prova indentado-----	55
Figura 4.7 – (a) Morfologia da superfície fraturada do corpo de prova submetido carregamento axial completamente reverso com amplitude nominal $\sigma a = 230 \text{ MPa}$; (b) Comparação entre a superfície fraturada e a distribuição do parâmetro de fadiga.-----	56
Figura 4.8 – Vista inclinada da superfície de fratura do corpo de prova indentado, submetido a carregamento torcional com amplitude de tensão de $\tau a = 180 \text{ MPa}$ -----	57
Figura 4.9 – Ampliação da região da indentação, em corpo de prova submetido a carregamento torcional, $\tau a = 180 \text{ MPa}$ -----	58

Figura 4.10 – Comparação das previsões de vida à fadiga utilizando o parâmetro SWT modificado avaliado em: **(a)** tensões no ponto de Gauss do ponto crítico (hotspot); **(b)** tensões médias volumétricas pelo Método do Volume----- 59

Figura 4.11 – Correlação das vidas em fadiga experimentais com o parâmetro ($FP * -FPth$) avaliado em: **(a)** tensões nos pontos de Gauss, $FPpk$, no ponto crítico (hotspot); **(b)** $FPavg$ médio volumétrico pelo Método do Volume ----- 61

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Séries das ligas de alumínio e principais elementos de liga -----	8
Tabela 3.1 – Composição química da liga de alumínio Al7075 (% em massa) -----	25
Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas da liga Al 7075- T6511 -----	27
Tabela 3.3 – Ensaio cíclicos axiais totalmente alternados em corpos de prova lisos--	29
Tabela 3.4 – Ensaio cíclicos torcionais totalmente alternados em corpos de prova lisos -----	29
Tabela 3.5 – Parâmetros estimados para diferentes valores de b e seus respectivos coeficientes de determinação R^2 -----	33
Tabela 4.1 – Ensaio de fadiga sob carregamento axial, completamente reverso ($R = -1$), em corpos de provas indentados-----	47
Tabela 4.2 – Ensaio de fadiga sob carregamento axial com tensão média ($R = 0,1$), para corpos de provas indentados -----	47
Tabela 4.3 – Ensaio de fadiga sob carregamento torcional, completamente reverso, em corpos de provas indentados -----	48
Tabela 4.4 – Ensaio de fadiga sob carregamento multiaxial em corpos de provas indentados -----	48

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Constante do Material
B	Constante do Material
C	Constante de ajuste de curva
C_k	Parâmetro do material
E	Módulo de elasticidade
FP	Parâmetro de fadiga
FP_{avg}	Parâmetro de fadiga médio volumétrico
FP_{max}	Parâmetro de fadiga máximo
FP_{pk}	Parâmetro de fadiga no pico da tensão residual
FP_{SWT}	Parâmetro clássico de Smith-Watson-Topper
FP_{th}	Constante de ajuste de curva
f	Frequência do ensaio de fadiga
H_v	Dureza Vickers
K_{Ic}	Tenacidade à fratura (modo I)
L	Comprimento característico do material
L_s	Comprimento característico do material para problemas estáticos
N_f	Número de ciclos até a falha
$N_{f,avg}$	Número de ciclos estimados médio volumétrico
$N_{f,est}$	Número de ciclos estimados para a falha
$N_{f,pk}$	Número de ciclos estimados no pico de tensão residual
N_s	Número de ciclos de referência para a falha
N_0	Número de ciclos correspondente ao limite de fadiga

Q_{∞}	Parâmetro do material
R	Razão de carregamento
R^2	Coefficiente de determinação
R^2_{aj}	Coefficiente de determinação ajustado
V	Volume
α	Componente de tensão de retorno (<i>backstress</i>)
α	Função de ponderação
β	Parâmetro do material
ΔK_{th}	Faixa do fator de intensidade de tensão limiar
$\Delta \varepsilon$	Faixa de deformação axial
$\Delta \sigma_0$	Faixa do limite de resistência à fadiga
$\Delta \sigma_{eff}$	Faixa de tensão efetiva
$\Delta \tau$	Faixa de tensão cisalhante
ε_a	Amplitude de deformação
$\bar{\varepsilon}^{pl}$	Deformação plástica equivalente
φ	Ângulo de fase entre componentes axial e torcional
γ_k	Parâmetro do material
ρ	Raio da raiz do entalhe
σ_a	Amplitude de tensão
σ_{nom}	Histórico da tensão nominal
σ_m	Tensão média
σ_{max}	Tensão normal máxima
σ_{res}	Campo de tensão residual
σ_s	Amplitude de tensão referente a N_s

σ_u	Limite de resistência à tração
σ_y	Limite de escoamento
σ^0	Tamanho do domínio elástico em função da tensão de escoamento
$\sigma _0$	Deformação plástica
τ_a	Amplitude de tensão cisalhante
ξ	Constante de ajuste de curva
\sqrt{area}	Parâmetro geométrico raiz de área

1. Introdução

1.1. MOTIVAÇÃO E CONTEXTO

A interação entre componentes estruturais ou mecânicos e objetos estranhos durante a operação ou manutenção, seja por impacto ou contato, pode gerar defeitos superficiais, como amassados ou arranhões. As tensões residuais resultantes, quando combinadas com carregamentos cíclicos, podem acelerar o mecanismo de nucleação de trincas e reduzir a vida à fadiga. Como o surgimento desses defeitos não pode ser descartado, torna-se necessário compreender adequadamente a influência destes no processo de iniciação e propagação de trincas. Por essa razão, a influência dos defeitos superficiais no comportamento à fadiga tem sido amplamente investigada: YANG et al. (2021) investigaram o comportamento à fadiga de ligas de alumínio Al-Si-Mg contendo *pits* gerados por impactos de baixa velocidade, com profundidades entre 150 μm e 350 μm . De forma semelhante, VISHNUVARDHAN et al. (2023) revisaram mecanismos de falha em dutos, destacando o papel decisivo dos defeitos geométricos e dos campos de tensão associados na nucleação de trincas por fadiga.

Um vasto conjunto de pesquisas fundamentais buscou modelar a influência de pequenos defeitos no comportamento à fadiga em diversos materiais. MURAKAMI E ENDO (1980) realizaram um estudo experimental sobre os efeitos de defeitos superficiais produzidos por usinagem, com diâmetros variando de 40 a 200 μm , na resistência à fadiga em aços de baixo e médio carbono. Em estudo posterior, MURAKAMI E ENDO (1983) sugeriram que pequenos defeitos fossem analisados como trincas, uma vez que o limite de resistência à fadiga de materiais defeituosos não está associado à nucleação de trincas, mas à condição limite na qual as trincas nucleadas não se propagam. Diante disso, os autores propuseram um parâmetro geométrico, \sqrt{area} , definido como a raiz quadrada da área projetada do defeito no plano perpendicular à direção da tensão principal máxima, como medida representativa do tamanho efetivo do defeito.

Em estudo seguinte e com base na teoria da mecânica da fratura linear elástica, MURAKAMI E ENDO (1986) notaram a existência de uma relação de proporcionalidade entre a faixa do fator de intensidade de tensão no limiar, ΔK_{th} , e o parâmetro geométrico

\sqrt{area} . Os autores também identificaram que materiais com dureza Vickers (Hv) maiores mostraram ter valores de ΔK_{th} mais elevados, indicando uma relação direta entre esses parâmetros. Com base nessas observações, propuseram um modelo empírico para estimar a resistência à fadiga de um material que contivesse defeitos, no qual a dureza Vickers é adotada como uma quantidade que representa o limiar da propagação do defeito, visto como uma trinca, enquanto o parâmetro \sqrt{area} caracteriza a geometria do defeito.

Desde então, o parâmetro \sqrt{area} tem sido amplamente empregado para caracterizar o efeito nocivo dos pequenos defeitos na redução da resistência à fadiga, como nos estudos subsequentes conduzidos, por exemplo, por MURAKAMI E TAKAHASHI (1998), NADOT E BILLADEAU (2006), BERETTA et al. (2011), YANASE E ENDO (2014), SCHONBAUER (2017), TEBALDINI (2017) e QUEIROZ et. al (2022). É importante observar que, nesses estudos, as tensões residuais resultantes da produção dos defeitos foram devidamente aliviadas, de modo que apenas os aspectos geométricos pudessem ser considerados. Em linha de pesquisa semelhante, ADRIANO et al. (2018) e MARTÍNEZ et al. (2019) incorporaram a Teoria da Distância Crítica (TCD) para prever a vida à fadiga de fios de alumínio com descontinuidades geométricas. Assim como nos trabalhos de Murakami e colaboradores, esses estudos se concentraram principalmente na influência da geometria do defeito, sem abordar explicitamente a presença ou a evolução das tensões residuais.

Reconhecendo essa lacuna, um número crescente de estudos passou a enfatizar a inclusão explícita dos campos de tensões residuais nas avaliações de vida à fadiga. MALL et al. (2001) constataram que as tensões residuais geradas pela interação da liga Ti-6Al-4V com objetos estranhos levaram a uma redução significativa da resistência à fadiga devido a uma maior concentração de tensões na região do defeito. NOWELL et al. (2003) desenvolveram um modelo baseado no diagrama de Kitagawa-Takahashi para correlacionar o tamanho do defeito com a redução da resistência à fadiga em componentes sujeitos a dano por objetos estranhos (*foreign object damage* – FOD). Naquele estudo foram observadas diferenças entre os experimentos e suas previsões, as quais foram atribuídas à não consideração das tensões residuais na vizinhança do defeito. DOREMUS et al. (2015) estudaram a influência das tensões residuais ao redor de defeitos superficiais no crescimento de trincas por fadiga na liga DA Inconel 718. Os autores observaram que campos de tensões residuais compressivas podem ter um efeito benéfico, promovendo o retardo da nucleação de trincas e aumentando a vida à fadiga do material. Por outro lado,

a presença de tensões residuais trativas favorece o processo de iniciação de trincas e acelera sua taxa de propagação.

Apesar de avanços recentes, a caracterização direta das tensões residuais, especialmente em torno de defeitos rasos ou de pequena escala, ainda representa um grande desafio. Existem diversas técnicas não destrutivas, incluindo ultrassom, difração de raios X (XRD), difração de nêutrons, espectroscopia Raman e análise de ruído Barkhausen. No entanto, estes procedimentos enfrentam limitações significativas quando aplicadas a defeitos submilimétricos, como demonstrado por MOUSSAOUI et al. (2016), MASOOMI et al. (2017), GUO et al. (2021) e DIVE E LAKADE (2021). Por exemplo, a difração de raios X oferece profundidade de penetração de apenas ~ 30 μm e resolução lateral próxima de 1 mm, tornando-a inadequada para mapear campos de tensão em defeitos da ordem de centenas de micrômetros. Embora a espectroscopia Raman ofereça melhor resolução espacial, é altamente sensível ao ruído e às condições superficiais. Em estudo recente, MADARIAGA et al. (2025) desenvolveu um método, baseado em difração de raios X (XRD), para determinar tensões residuais geradas durante operações de furação. Naquele estudo, os autores realizaram furos de 8 mm de diâmetro sob diversas condições de usinagem em ligas de Inconel 718. A metodologia proposta foi capaz de estimar tensões residuais subestimadas, mantendo erro inferior a ± 150 MPa. No entanto, o método apresenta limitações relacionadas ao tamanho do furo, que impõem restrições ao alcance do feixe e ao posicionamento adequado do detector.

Diante das dificuldades na determinação experimental das tensões residuais geradas por defeitos rasos, diversos estudos têm recorrido às simulações numéricas para estimá-las. BOYCE et al. (2011) investigaram o campo de tensões residuais ao redor de defeitos produzidos pelo impacto de uma esfera de aço, com diâmetro de 3,2 mm, sobre a liga de titânio Ti-6Al-4V, em diferentes velocidades, concluindo que, para baixas velocidade de impacto (≤ 200 m/s), o uso da lei de comportamento elastoplástico quase estática do material é capaz de representar campos de tensão e deformação bastante próximos daqueles observados experimentalmente. A possibilidade de considerar leis de comportamento quase estáticos na simulação da produção de defeitos, quando as velocidades de impacto não são demasiadamente elevadas, foi explorada por FLEURY et al. (2017) na investigação dos danos causados por objetos estranhos na liga de níquel RR1000.

ZOBEC E KLEMENC (2021) investigaram a relaxação das tensões residuais induzidas por um carregamento inicial de tração em corpos de provas de tensão compacta (CT) modificado, produzidos em aço S235JR. Para a estimativa do campo de tensões residuais e de sua subsequente evolução ao longo do carregamento cíclico, os autores empregaram simulações numéricas considerando até 1000 ciclos. Os resultados indicaram que, após o primeiro ciclo de carregamento, houve uma rápida e significativa relaxação das tensões residuais, ocorrendo pouca variação adicional entre o primeiro e o milésimo ciclo em corpos de prova submetidos a carregamentos de alta amplitude. As estimativas numéricas apresentaram boa concordância com os dados experimentais, no entanto, o modelo numérico previu a continuidade da evolução das tensões residuais ao longo dos ciclos, indicando uma limitação na capacidade de representar a estabilização do campo das tensões residuais.

LIU et al. (2022) estudaram a influência de indentações esféricas, com profundidades entre 90 μm e 204 μm , na resistência à fadiga de corpos de provas de alumínio 2024-T351. Os autores utilizaram simulações numéricas, baseada no modelo de Ramberg-Osgood, para estimar o campo de tensões residuais gerado pelo processo de indentação. Observaram que as tensões residuais são aliviadas no primeiro ciclo de carregamento, ocorrendo a estabilização nos ciclos seguintes. Concluíram que, quanto maior a amplitude de carregamento, maior é a relaxação das tensões residuais, pois quando a combinação entre a amplitude de carregamento e a tensão residual ultrapassa o limite de escoamento do material ocorre a redistribuição do campo de tensões residuais.

GOMES et al. (2023) investigaram o papel das tensões residuais introduzidas por marcas de indentação em fios de alumínio 6201-T81, utilizados em linhas de transmissão de energia, na redução da vida à fadiga. O estudo empregou simulações elastoplásticas para estimar a distribuição das tensões residuais e incorporou a Teoria da Distância Crítica (TCD) para prever a vida à fadiga de corpos de provas submetidos a carregamentos axiais. Embora abordando um cenário diferente, a pesquisa também demonstrou que as tensões residuais, mesmo aliviadas após o primeiro ciclo de carregamento, podem alterar significativamente os campos de tensões locais, impactando o comportamento à fadiga do material de forma semelhante ao observado em estudos anteriores sobre tensões residuais geradas pela interação com objetos estranhos.

Diversos estudos recentes focaram especificamente nas ligas de alumínio 7075, destacando o duplo papel das tensões residuais no desempenho em fadiga. Efeitos benéficos, especialmente aqueles induzidos por tratamentos superficiais como *shot peening*, foram demonstrados por MARTIN et al. (2020) e SU et al. (2023), enquanto efeitos prejudiciais, frequentemente associados a objetos estranhos ou tensões residuais tratativas induzidas por soldagem, foram relatados por SUNDER et al. (2021), ARCIERI et al. (2022) e ZHANG et al. (2022). Em alguns casos, tratamentos superficiais destinados a melhorar o desempenho à fadiga acabaram tendo o efeito oposto, conforme relatado por DAI et al. (2019) e MAUREL et al. (2020). Nesse contexto, as ligas de alumínio 7075 representam um material ideal para investigar interações entre defeitos e fadiga: seu uso extensivo em aplicações estruturais, particularmente nos setores aeroespacial, automotivo e marítimo, é acompanhado de uma susceptibilidade bem documentada a mecanismos de falha iniciados em pequenos defeitos, justificando sua frequente escolha em pesquisas sobre fadiga.

Várias investigações recentes ampliaram a compreensão dos mecanismos de fadiga nessas ligas sob diferentes condições: ZHAO E JIANG (2008) estudaram extensivamente a vida à fadiga em corpos de prova lisos da liga 7075-T651 submetidos a cargas uniaxiais, torcionais e axiais-torcionais. Os autores obtiveram boas estimativas de vida à fadiga deste material ao propor uma versão modificada do parâmetro de Smith-Watson-Topper (SWT), na qual as componentes cisalhantes da tensão e da deformação foram incorporadas ao modelo clássico. STANZL-TSCHEGG et al. (2016) exploraram a resposta à fadiga sob carregamentos combinados de baixa e alta frequência no regime de fadiga de alto ciclo. DEY et al. (2025) e BORREGO et al. (2025) investigaram, respectivamente, os efeitos da corrosão e do crescimento de trincas. Em conjunto, essas contribuições reforçam tanto o interesse acadêmico quanto a importância prática da compreensão do comportamento à fadiga em ligas de alumínio de alta resistência.

Com base nesse contexto, o presente estudo busca avançar na compreensão da influência de defeitos superficiais na liga de alumínio 7075-T6511, com três principais contribuições: (i) Foco em pequenos defeitos superficiais rasos (≤ 1 mm de diâmetro, ~ 50 μ m de profundidade) produzidas por contato compressivo – uma classe de defeitos de relevância prática, frequentemente acidentais e pouco estudadas sistematicamente em comparação às tensões residuais induzidas por soldagem ou tratamentos superficiais; (ii) Estabelecimento de um programa experimental abrangente, que inclui, até onde se tem

conhecimento, a primeira investigação sistemática de fadiga torcional em corpos de prova contendo defeitos por indentação; (iii) Desenvolvimento e validação de uma metodologia preditiva que integra a caracterização da fadiga em corpos de prova lisos com simulações elastoplásticas por elementos finitos dos campos de tensão residual próximos às indentações, possibilitando previsões de vida confiáveis e computacionalmente eficientes. Ao abordar esses três aspectos, o estudo busca preencher uma lacuna relevante na literatura e fornecer um referencial para avaliação aprimorada dos efeitos de tensões residuais localizadas e concentrações de tensão na degradação por fadiga em ligas de alumínio de alta resistência.

1.2. OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho é avaliar e prever a redução da vida à fadiga da liga de alumínio 7075-T6511 decorrente da presença de pequenos defeitos rasos, considerando explicitamente os efeitos dos campos de tensões residuais introduzidos pela produção de indentações. Para isso, um programa experimental abrangente foi desenvolvido em conjunto com simulações numéricas e um modelo preditivo de vida à fadiga foi avaliado.

1.2.2 Objetivos Específicos

- Quantificar a redução da vida à fadiga de corpos de prova lisos e indentados sob diferentes modos de carregamento – axial, torcional e axial-torcional – decorrente da presença de pequenos defeitos rasos.
- Caracterizar a distribuição dos campos de tensões residuais produzidos pelo processo de indentação por meio de simulações numéricas, via Método dos Elementos Finitos, identificando sua magnitude e localização.

- Correlacionar os campos de tensões residuais com os mecanismos de iniciação e propagação de trincas, verificando sua contribuição para a redução da vida à fadiga por meio da análise fractográfica.
- Propor, calibrar e validar um modelo preditivo de vida à fadiga, baseado no parâmetro multiaxial de Zhao–Jiang (2008), integrando tensões residuais e campos de tensão provenientes das simulações numéricas.

O presente trabalho está estruturado da seguinte forma: O Capítulo 2 apresenta a revisão bibliográfica, abordando os principais conceitos relacionados à ligas de alumínio 7075-T6511, às tensões residuais e aos modelos multiaxiais de fadiga; o Capítulo 3 descreve os materiais e métodos empregados, incluindo os procedimentos de produção dos defeitos, os ensaios experimentais de fadiga e as simulações numéricas realizadas pelo Método dos Elementos Finitos; no Capítulo 4, são apresentados e discutidos os resultados obtidos, com ênfase na influência dos defeitos rasos na vida à fadiga, na distribuição dos campos de tensões residuais e na validação da metodologia preditiva proposta; por fim, o Capítulo 5 reúne as conclusões do estudo e apresenta recomendações para trabalhos futuros.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio e suas ligas são o grupo de metais não ferrosos mais consumido do mundo, devido à boa combinação de alta resistência, baixo peso, alta condutibilidade térmica e boa resistência à corrosão (DING et al., 2015). Existe uma infinidade de aplicações do alumínio e suas ligas, como por exemplo, na indústria aeronáutica, no setor elétrico, em edificações etc.

As ligas de alumínio podem ser divididas em duas categorias: fundidos e conformados, sendo subdivididas em séries, se distinguindo pela composição química, conforme indicado na Tabela 2.1. Os elementos químicos, acrescentados, correspondem a até 10% da composição da liga e possuem a função de melhorar algumas propriedades mecânicas do material (METALS HANDBOOK v.2, 1992).

Tabela 2.1 – Séries das ligas de alumínio e principais elementos de liga

Série	1xxx	2xxx	3xxx	4xxx	5xxx	6xxx	7xxx	8xxx	9xxx
Principal elemento de liga	-	Cu	Mn	Si	Mg	Mg, Si	Zn	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	Série livre

Quanto à terminologia, as ligas de alumínio são designadas por um sistema numérico composto por quatro dígitos. O primeiro dígito indica a série e o principal elemento da liga (1xxx), o segundo dígito (x2xx) indica modificações ou impurezas na liga original. Os dois últimos dígitos não possuem significado especial, apenas indicam uma liga específica dentro da série (METALS HANDBOOK v.2, 1992). Como exemplo, para a liga 7075-T6511, o dígito 7 indica que o zinco é o principal elemento da liga, após o alumínio, e o dígito 0 designa que a liga não sofreu modificações em relação à sua composição original. A designação T6 indica o tratamento térmico que o material sofreu após a fabricação: inicialmente uma precipitação a alta temperatura, seguido por uma têmpera e um envelhecimento artificial. Já a nomenclatura 511 indica que o material foi fabricado por extrusão (METALS HANDBOOK v.2, 1992).

No que se segue, o texto é específico para a liga Al 7075 - T6511, que é o material considerado neste estudo.

2.1.1 Tratamento térmico T6 na liga Al 7075

O tratamento térmico é o método mais comum para alterar a microestrutura ou as propriedades mecânicas do material, como a ductilidade, dureza, resistência a tração, dentre outras (SHEPPARD, 1999). A liga 7075-T6511 possui tratamento térmico T6 (Figura 2.1) – que corresponde a solubilização das fases ricas em soluto, associadas principalmente ao zinco, magnésio e cobre, a alta temperatura, seguida por têmpera e envelhecimento artificial – o que confere ao material aumento na dureza durante os estágios iniciais de precipitação a partir de uma solução sólida supersaturada (DAHLE, 2001). Tal endurecimento é chamado de envelhecimento, pois evolui com o tempo.

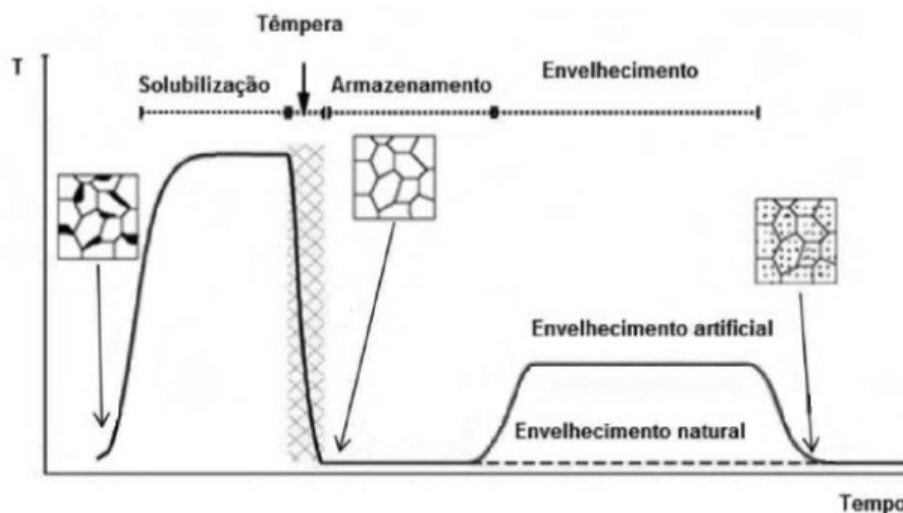


Figura 2.1 – Representação esquemática do tratamento térmico T6 (MARTINS, 2008)

O passo inicial do tratamento térmico T6 é a solubilização, que consiste no aquecimento da liga a uma temperatura elevada, próxima do ponto de fusão, de modo que os solutos se dissolvam na estrutura cristalina do alumínio (ASM INTERNATIONAL, 1991). A etapa seguinte é a têmpera, que corresponde ao resfriamento do material a uma taxa de aproximadamente 300 °C/s, mantendo os elementos em solução sólida mesmo a temperatura ambiente (ASM INTERNATIONAL, 1991). Ao realizar a imersão das peças com alta temperatura no fluido de têmpera, um gradiente térmico é gerado e tensões

residuais de compressão e tração são produzidas, na superfície e no centro das peças respectivamente (LOUHICHI et al., 2022). A partir da solução supersaturada obtida com a têmpera, procede-se ao envelhecimento, quando ocorre precipitação dos solutos, que pode ser de maneira natural ou artificial. A presença de partículas precipitadas fornece um maior endurecimento do material (e conseqüente aumento da tensão de escoamento plástico), por distorcer a rede cristalina e, assim, impedir ou dificultar a movimentação das discordâncias (REINKE, 2021).

2.2. TENSÃO RESIDUAL

2.2.1. Conceitos iniciais

Falhas em estruturas ou componentes mecânicos nem sempre resultam apenas de níveis elevados de tensão ou amplitude de tensão impostos pelo carregamento em operação. Muitas vezes, o dano decorre da interação entre essas tensões de serviço e os campos de tensões residuais, que surgem com frequência durante etapas de fabricação, como fundição, laminação, soldagem, estampagem ou forjamento (SUTERIO et al., 2005). Além disso, tensões residuais também podem ser incorporadas ao material em momentos posteriores, seja durante processos de instalação e montagem, por eventuais sobrecargas, ou por intervenções realizadas para reparos ou manutenções.

Por definição, as tensões residuais são aquelas tensões remanescentes em um corpo sólido, quando a aplicação de qualquer carga externa é interrompida (LU, 1996). Considera-se que as tensões residuais estejam associadas a um sistema em equilíbrio. Assim, o máximo valor que as tensões residuais podem atingir, em módulo, é limitado pelo escoamento plástico do material (DIETER, 1981).

No processo de indentação, quando o indentador entra em contato com o sólido, a pressão de contato e os níveis de deformação na região imediatamente abaixo dele aumentam progressivamente. À medida que o carregamento compressivo é intensificado, o limite de escoamento é atingido e ocorre a formação de uma zona plastificada, a qual se expande gradualmente até que o carregamento máximo seja alcançado. Com a remoção do indentador, o material tende a recuperar sua forma original, entretanto a região

plastificada, devido às deformações permanentes acumuladas, não acompanha integralmente essa recuperação. As tensões residuais resultam, portanto, da incompatibilidade de deformações entre a zona plastificada e o material elástico circundante, que restringe a recuperação da forma. Como consequência, desenvolvem-se tensões residuais compressivas na região próxima à superfície indentada, as quais são equilibradas por tensões residuais trativas nas regiões adjacentes, particularmente na periferia da zona plastificada (AHN et al., 2002). A evolução da zona de deformação plástica e a formação das tensões residuais podem ser observadas na Figura 2.2.

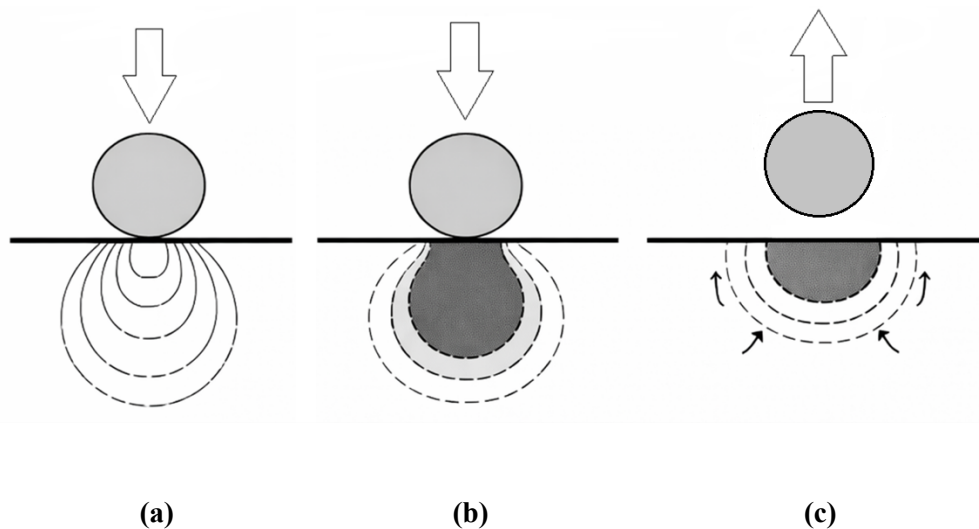


Figura 2.2 – Representação esquemática da expansão da zona plástica durante indentação. **a)** Deformação totalmente elástica sob o indentador. **b)** Formação e expansão da zona plastificada até máximo carregamento. **c)** Remoção do indentador e formação das tensões residuais devido à restrição do material circundante elástico. (AHN et al., 2022 – modificado)

As tensões residuais podem ser categorizadas segundo a escala de comprimento sobre a qual atuam. De acordo com SCHAJER (2013), elas se dividem em três classes principais, definidas pela sua área de abrangência. As tensões residuais macroscópicas (tipo I) ocorrem quando a distribuição das tensões residuais se estende por vários grãos do material, apresentando grande abrangência espacial. Em geral, são causadas por condições mecânicas ou térmicas que atingem grande parte do volume do material, prolongando-se por uma área comparável às dimensões do componente (HUTCHINGS et al, 2005). As tensões residuais microscópicas (tipo II) estão associadas à orientação cristalográfica dos grãos, sendo que a região de influência no equilíbrio das tensões é limitada ao interior do grão e à sua vizinhança, se estendendo por distâncias da ordem de micrômetros. Já as tensões microscópicas (tipo III) correspondem às tensões residuais em

escala atômica, sendo atribuídas a imperfeições na rede cristalina, como vacâncias e distorções, ocorrendo predominantemente em regiões próximas a esses defeitos. No caso dos defeitos por indentação analisados neste trabalho, o campo de tensões residuais gerado caracteriza-se predominantemente como tensão residual macroscópica, uma vez que se estende por múltiplos grãos e estabelece equilíbrio mecânico em uma região contínua do material. Embora coexistam componentes microscópicas dos tipos II e III na vizinhança imediata da zona plasticamente deformada, o efeito dominante sobre a nucleação e a propagação de trincas por fadiga é governado pelo campo macroscópico (tipo I).

O conhecimento da distribuição das tensões residuais e de seus efeitos constitui uma etapa fundamental no desenvolvimento de projetos mecânicos e estruturais, uma vez que tais tensões influenciam diretamente a resistência à fadiga dos componentes (LU, 2002; TABATABAEIAN et al., 2021). Dependendo de seu caráter, trativo ou compressivo, as tensões residuais podem reduzir ou ampliar significativamente a vida útil do componente. METCUT (1980), observou experimentalmente a relação entre resistência à fadiga e a concentração de tensão residual, concluindo que a presença de tensões compressivas está associada a limites de fadiga mais elevados. Assim, quando predominam tensões residuais trativas, a nucleação e a propagação de trincas tendem a ser facilitadas, acelerando o processo de deterioração por fadiga, enquanto efeito oposto é observado quando há predominância de tensões compressivas.

Corroborando essa interpretação, CHIOCCA et al., (2022) observaram que as tensões residuais de tração tendem a elevar as tensões atuantes na vizinhança de descontinuidades, favorecendo a nucleação e a propagação de trincas e, portanto, aumentando a probabilidade de falhas prematuras. Em contrapartida, tensões residuais compressivas podem retardar ou mesmo inibir o surgimento de trincas, resultando em ganhos substanciais de vida à fadiga. SANCHEZ et al. (2021) verificaram que a aplicação do tratamento por *shot peening* na liga de alumínio 7075-T651, processo utilizado para introduzir tensões residuais compressivas na superfície, proporcionou um aumento expressivo na vida à fadiga, que passou de aproximadamente $2-6 \times 10^4$ para $1-3 \times 10^6$ ciclos, ou seja, um incremento de duas ordens de grandeza. Esse ganho notável decorre da presença de tensões compressivas justamente na região superficial, onde tipicamente se inicia a maioria das trincas de fadiga.

2.2.2. Medição de tensões residuais

A determinação das tensões residuais por meio de abordagens puramente analíticas é complexa, pois requer o conhecimento detalhado de toda história de carregamento e deformação do material, o que, na prática, raramente está disponível com a precisão necessária. O uso de técnicas experimentais é justificado pelas dificuldades inerentes à visualização, medição e cálculo das tensões residuais, cujo comportamento, não é diretamente perceptível (OLIVEIRA, 2011).

Entre as técnicas experimentais não destrutivas, destacam-se o ultrassom, a difração de raios X (XRD), a difração de nêutrons, a espectroscopia Raman e o método baseado em ruído Barkhausen. A difração de raios X é uma técnica consolidada e amplamente empregada para a determinação das tensões residuais superficiais (DIETER, 1981). Seu princípio baseia-se na análise da estrutura cristalina do material: as tensões residuais alteram o espaçamento entre os planos da rede cristalográfica, e tais variações podem ser medidas com precisão por meio da difração (HUTCHINGS et al., 2005). Assim, o parâmetro fundamental de avaliação é o espaçamento interplanar, que atua como indicador direto da deformação cristalina. No entanto, a difração de raios X, possui profundidade de penetração limitada a cerca de 30 μm e resolução lateral na faixa de 1 mm, o que inviabiliza a caracterização detalhada de campos de tensão em defeitos com centenas de micrômetros. Já a espectroscopia Raman, embora apresente resolução espacial superior, sofre forte influência de ruído e de variações nas condições superficiais, o que compromete sua precisão em regiões deformadas ou com acabamento não uniforme (GUO et al., 2021). Dessa forma, todas essas técnicas apresentam restrições importantes quando aplicadas à análise de defeitos submilimétricos.

Para investigar tensões presentes em camadas mais profundas do material, métodos semi-destrutivos ou destrutivos costumam ser mais eficazes. Esses procedimentos, entretanto, comprometem parcial ou totalmente a integridade da peça analisada, elevando significativamente os custos de análise. Um método muito utilizado é o Furo Cego, no qual as tensões residuais são inferidas por meio das deformações liberadas após a perfuração de um pequeno orifício no componente. Segundo a norma ASTM E837, o furo – com diâmetro entre 0,8 e 4,8 mm e profundidade cerca de 20% superior ao seu diâmetro – é realizado na superfície do material, e um conjunto de

extensômetros registra as deformações decorrentes do alívio das tensões. A partir desses dados, modelos matemáticos permitem o cálculo das tensões residuais. Sua principal limitação está associada ao tamanho do furo, que impede a avaliação de campos de tensão gerados por microdefeitos superficiais, tornando-o mais adequado à análise de tensões residuais macroscópicas (KULA e WEISS, 2013).

A escolha da técnica mais apropriada depende de diversos fatores, conforme discutido por LU (1996), incluindo: (a) as características microestruturais do material, como estrutura cristalográfica e composição química; (b) o tipo de tensões residuais envolvidas – macroscópicas ou microscópicas; e (c) a geometria e a acessibilidade do componente analisado. Esses critérios são fundamentais para garantir a precisão das medições e a representatividade dos resultados obtidos.

Com o avanço dos recursos computacionais e o aumento expressivo da capacidade de processamento dos softwares de engenharia, o Método dos Elementos Finitos (MEF) passou a complementar as técnicas experimentais. A modelagem numérica tornou-se uma alternativa relevante, permitindo estimar campos de tensões residuais com menor custo e tempo de execução. Como resultado, o MEF tem sido cada vez mais integrado a estudos experimentais, funcionando como ferramenta de verificação e apoio na compreensão do comportamento mecânico de componentes sujeitos a tensões residuais, como discutido por BOYCE et al. (2011), FLEURY et al. (2017), ZOBEC E KLEMENC (2021) e GOMES et al. (2023).

2.3. PREVISÃO DE VIDA À FADIGA

Os modelos baseados em tensão constituem uma abordagem possíveis para a avaliação da fadiga em regime de alto número de ciclos, sendo particularmente adequados quando o comportamento do material permanece predominantemente elástico. SINES (1955) e CROSSLAND (1956) propuseram critérios baseados em invariantes do tensor tensão.

Contudo, os modelos baseados em tensão não conseguem quantificar o dano a fadiga quando ocorrem deformações plásticas. Em resposta a essa limitação, foram desenvolvidos modelos que incorporam, de forma conjunta, as tensões e deformações.

Entre essas abordagens, destacam-se os modelos de Smith-Watson-Topper (1970) e Fatemi-Socie (1988).

De forma geral, os diferentes modelos de previsão de vida à fadiga podem ser formulados a partir de um parâmetro de fadiga (FP), empregado para representar a severidade do carregamento. Esse parâmetro é definido por combinações apropriadas de grandezas mecânicas locais, tais como amplitudes de tensão e/ou deformação, avaliadas em pontos materiais representativos. A hipótese central dessas abordagens consiste em assumir que a vida à fadiga, N_f , pode ser correlacionada a esse parâmetro por meio de uma relação funcional, conforme apresentada na Eq. (2.1):

$$FP = f(N_f). \quad \text{Eq. (2.1)}$$

2.3.1. Modelo de Smith-Watson-Topper

SMITH, WATSON e TOPPER (1970) propuseram um modelo para incorporar os efeitos da tensão média na vida à fadiga de componentes metálicos submetidos a carregamentos uniaxiais. Esse modelo é adequado a materiais nos quais a nucleação de trincas por fadiga ocorre devido às tensões de cisalhamento, mas cujo crescimento inicial tende a se desenvolver em planos perpendiculares à direção da tensão normal máxima, conforme ilustrado pela Figura 2.3. O parâmetro de fadiga é expresso por:

$$FP_{SWT} = \sigma_{max} \varepsilon_a \quad \text{Eq. (2.2)}$$

onde σ_{max} é a tensão normal máxima no ciclo e $\varepsilon_a = \frac{\Delta\varepsilon}{2}$ corresponde a amplitude de deformação total.

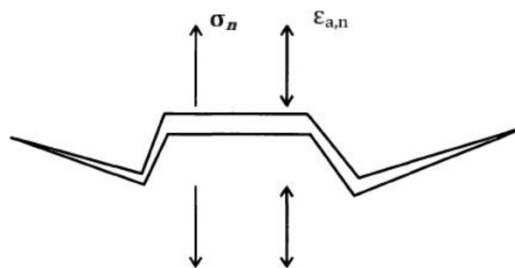


Figura 2.3 - Ilustração do modelo de Smith-Watson-Topper (SOCIE AND MARQUIS, 1999 - modificado)

Posteriormente, SOCIE (1987) estendeu a aplicação do modelo ao contexto multiaxial, aplicando a formulação original de forma sistemática a diferentes planos materiais, segundo o conceito de planos críticos. Nessa abordagem, as forças motrizes de fadiga em metais são a tensão normal máxima (σ_{max}) e amplitude de deformação normal ($\Delta\varepsilon/2$). Na versão multiaxial, o parâmetro de Smith-Watson-Topper (SWT):

$$FP_{SWT} = \langle \sigma_{max} \rangle \Delta\varepsilon \quad \text{Eq. (2.3)}$$

é calculado em cada plano passando pelo ponto material analisado. O plano crítico é aquele em que FP_{SWT} atinge o valor máximo, e está associado à direção da nucleação da trinca.

Assim, o parâmetro SWT também pode ser usado na análise de componentes carregados proporcionalmente e não proporcionalmente, construídos a partir de materiais que falham principalmente devido à trinca de tração de modo I, como aços de baixa liga ou inoxidáveis (SOCIE AND MARQUIS, 1999).

2.3.2. Modelo de Zhao-Jiang

JIANG E SEHITOGLU (1992) propuseram uma modificação do parâmetro SWT, que consiste na incorporação das amplitudes de tensão e de deformação cisalhantes ao

parâmetro de fadiga. A descrição matemática mais recente do modelo, apresentada por Zhao e Jiang (2008), é expressa como:

$$FP = 2b\Delta\varepsilon \langle \sigma_{max} \rangle + \frac{1-b}{2} \Delta\tau\Delta\gamma \quad \text{Eq. (2.4)}$$

onde, para cada plano material analisado, $\Delta\varepsilon$ é a faixa de deformação axial, σ_{max} é a tensão normal máxima, $\Delta\tau$ é a faixa de tensão cisalhante e $\Delta\gamma$ é faixa de deformação cisalhante. Os colchetes de MacCauley $\langle \rangle$ indicam que somente a parte positiva de seu argumento é considerada. Finalmente, o parâmetro b , que varia entre os valores 0 e 1, define a proporção entre as componentes normal e cisalhante que influenciam na degradação à fadiga. Quando a trinca nucleia no plano de máxima amplitude de tensão/deformação normal tanto sob carregamentos axiais como torcionais completamente reverso, diz-se que o material apresenta um comportamento de trincas por tração, caso em que $b > 0,50$. Considera-se que o material apresenta um comportamento misto de trincas quando as trincas se iniciam nos planos de máxima tensão/deformação normal para carregamento uniaxial totalmente reverso, mas no plano de máxima tensão de cisalhamento para carregamento de torção, caso em que $0,37 < b < 0,50$. Por fim, quando a trinca nucleia num plano compreendido entre 0° e $\pm 45^\circ$ da direção do carregamento, sob carregamento uniaxial, e no plano de máxima amplitude de tensões de cisalhamento, sob carregamento torcional completamente reverso, diz-se que o material apresenta um comportamento de trincas por cisalhamento, que está associado a $b < 0,37$. O plano crítico, onde se estima que a trinca se nucleia, seria aquele em que o parâmetro FP atinge seu valor máximo, FP_{max} , entre todos os planos materiais passando pelo ponto material analisado. ZHAO e JIANG (2008) empregaram com sucesso este parâmetro para quantificar o carregamento à fadiga em ligas de alumínio 7075-T651 sem defeitos.

O modelo proposto por ZHAO e JIANG (2008) provou ser uma abordagem robusta e bem fundamentada para a previsão da vida em fadiga da liga AL 7075-T651. O principal ponto forte desse modelo é sua capacidade de capturar com precisão as transições entre diferentes modos de falha sob condições de carga multiaxial, fornecendo uma justificativa mecânica clara para os fenômenos observados. A metodologia de Zhao e Jiang está ancorada em uma explicação física sólida, correlacionando tensões e deformações aos mecanismos de nucleação e propagação de trincas, tornando a

abordagem adequada para situações em que a precisão e a compreensão dos mecanismos de falha são essenciais.

2.4. TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA

A Teoria da Distância Crítica (TDC) destina-se à estimativa da resistência ou da vida à fadiga de componentes mecânicos contendo entalhes ou concentradores de tensão. Fundamentada nos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), essa teoria adota uma perspectiva não local para o problema da fadiga, considerando que a evolução do dano depende do campo de tensões elástico-linear que atua na vizinhança do entalhe. Nessa abordagem, a faixa de tensão efetiva, $\Delta\sigma_{eff}$, representativa do campo de tensões, é comparada com as propriedades de resistência do material, possibilitando a estimativa da ocorrência de falha por fadiga (TAYLOR, 1999; SUSMEL, 2008).

NEUBER (1958) foi pioneiro ao propor uma metodologia para o cálculo de uma tensão de referência voltada à avaliação de componentes reais, considerando volumes finitos. Em sua formulação, sugeriu que um componente entalhado atinge a condição de limite de fadiga quando a tensão média calculada ao longo de uma linha, com comprimento da ordem do tamanho dos grãos cristalinos do material, torna-se equivalente ao seu limite de fadiga. Esse conceito ficou conhecido como Método da Linha (ML). Pouco depois, PETERSON (1959) apresentou uma simplificação da proposta de Neuber, ao considerar que a tensão de referência poderia ser determinada em um ponto específico, localizado a uma distância fixa da região de máxima tensão, originando assim o chamado Método do Ponto (MP).

Posteriormente, TANAKA (1983) estabeleceu uma relação teórica entre a distância crítica e o fator de intensidade de tensão limiar (ΔK_{th}) em análises de fadiga, embora, naquele momento, não tenha apresentado validação experimental. A partir da década de 1990, os trabalhos de LAZZARIN et al. (1997), TAYLOR (1999) e TAYLOR E WANG (2000) expandiram a Teoria da Distância Crítica, associando-a a critérios de fadiga multiaxial e confirmando sua aplicabilidade por meio de resultados experimentais.

Nas formulações iniciais, a distância crítica foi definida a partir dos fundamentos da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE). Em particular, no âmbito da TDC linear-elástica, o comprimento característico do material, L , pode ser expresso pela relação proposta por EL HADDAD (1979):

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad \text{Eq. (2.5)}$$

onde ΔK_{th} representa a faixa do fator de intensidade de tensão limiar, abaixo da qual não se observa propagação de trinca sob carregamento cíclico, e $\Delta \sigma_0$ corresponde a faixa do limite de resistência à fadiga, ambos determinados sob a mesma razão de carregamento, $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$, que atua no componente em avaliação. Observa-se que o comprimento característico do material, L , depende de duas propriedades do material. Consequentemente, L , é uma propriedade do material, variando de acordo com a razão de carregamento considerada.

Com a evolução da Teoria da Distância Crítica, foram desenvolvidas diferentes metodologias para estimar a faixa de tensão efetiva, $\Delta \sigma_{eff}$. As diferentes abordagens distinguem-se pela forma como o campo de tensões é considerado na vizinhança da raiz do entalhe, mas todos partem do mesmo princípio: a falha por fadiga ocorre quando $\Delta \sigma_{eff}$ se torna equivalente à faixa do limite de fadiga do material, $\Delta \sigma_0$. A Figura 2.4 apresenta o sistema de coordenadas utilizado nos quatro métodos da TDC, cuja origem é posicionada na raiz do entalhe, constituindo a base para a representação esquemática das diferentes formalizações.

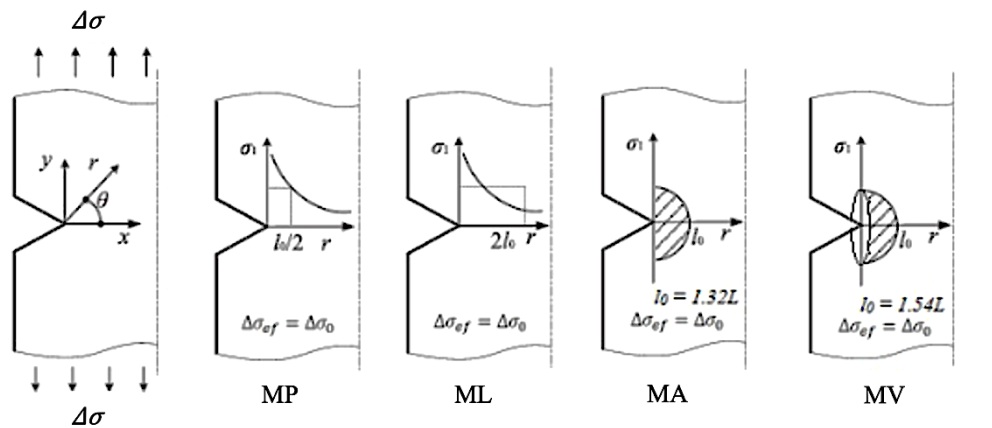


Figura 2.4 – Representação dos métodos da Teoria da Distância Crítica (LUO et al., 2019 – modificada)

As principais formulações podem ser descritas da seguinte forma:

- a) *Método do Ponto (MP)*: a faixa de tensão efetiva, $\Delta\sigma_{eff}$, é avaliada em um ponto situado a uma distância crítica da raiz do entalhe. Segundo TANAKA (1983) e TAYLOR (1999), considera-se que o componente está na condição de limite de fadiga quando:

$$\Delta\sigma_{eff} = \Delta\sigma_1 \left(\theta = 0, r = \frac{L}{2} \right) = \Delta\sigma_0 \quad \text{Eq. (2.6)}$$

onde $\Delta\sigma_1$ se refere ao intervalo da tensão principal máxima e L é a distância característica do material (Eq. 2.5). Pelo Método do Ponto, considera-se que um componente entalhado se encontra em seu limite de fadiga quando o valor de $\Delta\sigma_1$, avaliado a uma distância crítica da raiz do entalhe, $\frac{L}{2}$, ao longo do plano bissector, é igual a faixa do limite de fadiga do material, $\Delta\sigma_0$.

- b) *Método da Linha (ML)*: define a faixa de tensão efetiva, $\Delta\sigma_{eff}$, como a média das tensões ao longo de uma linha de comprimento $2L$, partindo da raiz do entalhe, na direção onde se concentra a máxima tensão. Conforme proposto por LAZZARIN et al. (1997), TANAKA (1983) e TAYLOR (1999), a condição de limite de fadiga é satisfeita quando:

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{1}{2L} \int_0^{2L} \Delta\sigma_1(\theta = 0, r) dr = \Delta\sigma_0 \quad \text{Eq. (2.7)}$$

em que $\Delta\sigma_1$ representa a faixa da tensão principal máxima ao longo do plano bissector e $\Delta\sigma_0$ é a faixa do limite resistência à fadiga do material.

c) *Método da Área (MA)*: nesse método, a faixa de tensão efetiva, $\Delta\sigma_{eff}$, é determinada pela média das tensões distribuídas em uma área semicircular de raio L , centrada na raiz do entalhe, no plano bissector onde ocorre a máxima tensão. De acordo com SUSMEL (2008) e TAYLOR (1999), a condição de limite de fadiga é satisfeita quando:

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{4}{\pi L} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \int_0^L \Delta\sigma_1(r, \theta) r dr d\theta = \Delta\sigma_0 \quad \text{Eq. (2.8)}$$

d) *Método do Volume (MV)*: de forma mais abrangente, o Método do Volume (MV) define a tensão efetiva, $\Delta\sigma_{eff}$, como a média das tensões em um volume esférico de raio L , centrado na região de máxima tensão. BELLETT et al. (2005) definiu o raio crítico como $1,54L$ e indicou que o componente atinge sua condição limite de fadiga quando:

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{3}{2\pi(1,54L)^3} \int_0^\pi \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \int_0^{1,54L} \Delta\sigma_1(r, \theta, \varphi) r^2 \sin\theta dr d\theta d\varphi = \Delta\sigma_0 \quad \text{Eq. (2.9)}$$

em que θ e φ são ângulos de referência dos planos xy e xz .

2.4.1. Estimativa de vida à fadiga

SUSMEL e TAYLOR (2007) propuseram uma extensão da Teoria da Distância Crítica, permitindo que esta fosse aplicada não apenas à previsão da tensão efetiva, mas também à estimativa da vida à fadiga de componentes entalhados. A principal inovação dessa proposta consiste em admitir que a distância crítica (L) não é constante, mas varia em função do número de ciclos até a falha (N_f). Para implementar esse conceito, os autores apresentaram duas metodologias:

a) *Calibração baseada em propriedades estáticas e de fadiga:*

Nessa abordagem, a distância crítica é obtida a partir de duas condições de contorno: uma correspondente ao regime estático e outra ao regime dinâmico. Ambas são calculadas com base no comprimento característico definido por El Haddad (Eq. 2.5). Para o caso estático:

$$L(N_s) = L_s = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_u} \right)^2 \quad \text{Eq. (2.10)}$$

e para o caso dinâmico:

$$L(N_0) = L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad \text{Eq. (2.11)}$$

A interpolação entre esses limites é descrita por uma lei potencial:

$$L(N_f) = AN_f^B \quad \text{Eq. (2.12)}$$

onde A e B são constantes dependentes do material e da razão de carregamento R , ΔK_{th} representa a faixa do fator de intensidade de tensão limiar, $\Delta \sigma_0$ corresponde a faixa do limite de resistência à fadiga, σ_u é o limite de resistência a tração do material, K_{IC} representa a tenacidade à fratura em modo I, N_s é o número de ciclos de referência para a falha e N_0 é o número de ciclos correspondente ao limite de fadiga.

A partir dessa calibração, a curva de Wöhler pode ser representada de modo simplificado, em escala logarítmica, por três segmentos lineares distintos: (i) o primeiro, associado ao regime de baixo ciclo, no qual a distância crítica se aproxima de L_s ; (ii) o intermediário, que corresponde à zona de transição, em que $L(N_f)$ varia segundo a lei potencial (Eq. 2.12); e (iii) o último, relacionado ao regime de alto ciclo, em que a distância crítica tende ao valor L , conforme ilustra a Figura 2.5. A tensão estática (σ_s) é obtida pela relação:

$$\sigma_S = \frac{(1 - R)}{2} \sigma_u \quad \text{Eq. (2.13)}$$

Com σ_S e σ_0 , determinam-se as vidas N_S e N_0 . A partir desses valores, as constantes A e B podem ser definidas pelas expressões:

$$A = LN_0^{-B} \quad \text{Eq. (2.14)}$$

$$B = - \frac{\log \left(\frac{L_S}{L} \right)}{\log \left(\frac{N_0}{N_S} \right)} \quad \text{Eq. (2.15)}$$

É importante ressaltar que a calibração adequada exige valores experimentais confiáveis para N_S e N_0 , o que é de difícil obtenção em regimes de baixo ciclo (SUSMEL; TAYLOR, 2007).

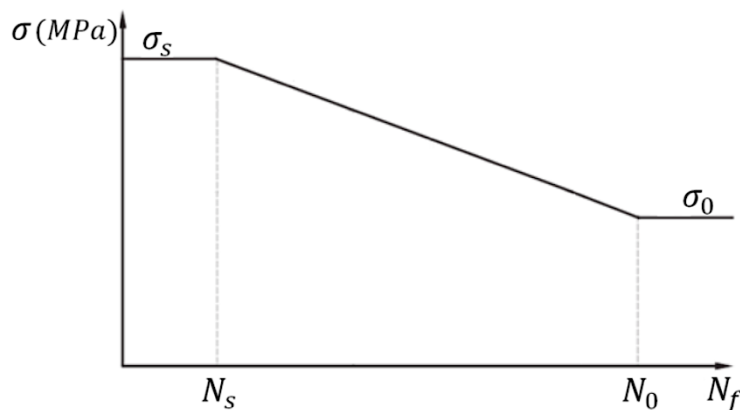


Figura 2.5 – Curva de Wöhler (escala logarítmica) simplificada por três retas e as distâncias críticas referente ao caso estático (L_S) e ao limite de fadiga (L)

b) Calibração utilizando curvas S–N de corpos lisos e entalhados:

Nessa metodologia, são comparadas duas curvas de Wöhler: uma obtida em corpos de prova lisos e outra em corpos entalhados, ambas ensaiadas sob as mesmas condições e razão de carregamento. Para um número de ciclos fixo N_i , identifica-se a amplitude de tensão correspondente no corpo entalhado (σ_{ag}) e, por meio de simulações em elementos finitos (MEF), determina-se a distribuição da tensão principal máxima na raiz do entalhe. Em paralelo, obtém-se na curva do corpo liso a tensão σ_a referente ao mesmo N_i . A partir dessa comparação, calcula-se o comprimento crítico L associado,

gerando um ponto na curva $L(N_f)$. A repetição do processo para diferentes valores de N_i permite construir a curva completa de calibração. A Figura 2.6 apresenta de forma esquemática esse procedimento, desde a seleção da vida em fadiga até a obtenção da curva $L(N_f)$.

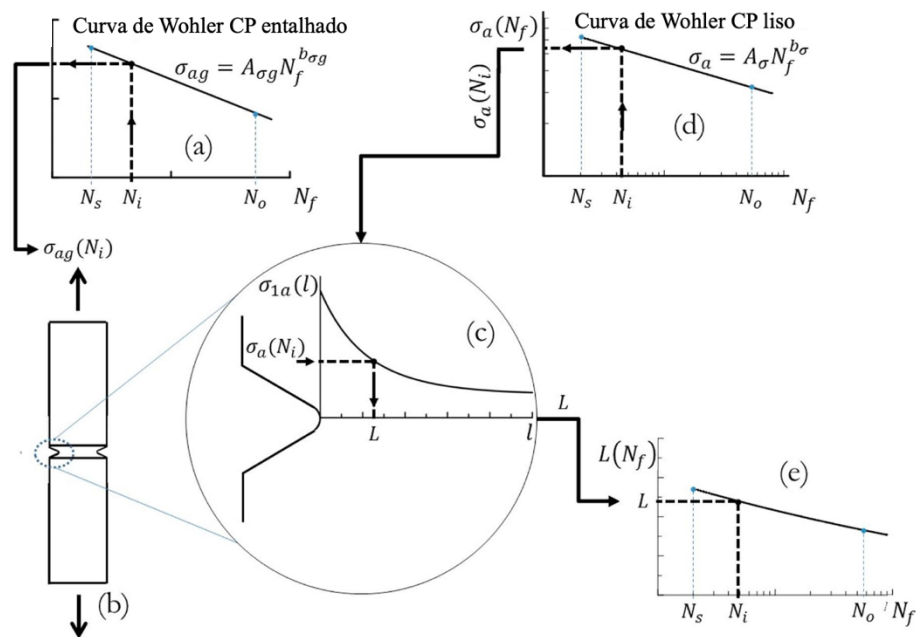


Figura 2.6 – Representação esquemática do para obtenção da curva $L(N_f)$. **(a)** Seleção de uma vida N_i na curva S–N obtida para um corpo de prova entalhado; **(b)** Simulação em elementos finitos do mesmo corpo de prova, utilizando a amplitude de tensão σ_{ag} corresponde

3. Materiais e Métodos

3.1. MATERIAL

A liga de alumínio Al 7075-T6511 objeto deste estudo foi adquirida na forma de barras extrudadas com diâmetro de Ø15,88 mm. A composição química do material, obtida pelo método de espectroscopia de raios-X, mostra que todos os elementos químicos estão dentro da faixa especificada no METALS HANDBOOK DESK EDITION (1998). As quantidades dos elementos químicos que compõem a liga, em porcentagem em massa, estão listadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química da liga de alumínio Al7075 (% em massa)

Elemento	Metals Handbook v.2, 1992	Valores medidos
Si	0,4 (max.)	0,006
Fe	0,5 (max.)	0,280
Cu	1,2 - 2,0	1,500
Mn	0,3 (max.)	0,006
Mg	2,1 - 2,9	2,500
Cr	0,18 - 0,28	0,190
Zn	5,1 - 6,1	5,900
Ti	0,2 (max.)	0,050

A microestrutura do material foi analisada em dois planos da barra: o transversal e um longitudinal. As amostras foram embutidas a frio com resina poliéster, submetidas a lixamento com granulometria de 400 até 2500 e polidas com pasta de alumina de 1µm. O ataque químico, para revelar a microestrutura, foi feito com reativo Keller (1 ml HF, 1,5 ml HCl, 2,5 ml HNO₃ e 95 ml H₂O) com duração de 10 segundos. Em seguida, as amostras foram levadas ao microscópio confocal de medição a laser Olympus OLS 4100 para obter as imagens da microestrutura apresentadas na Figura 3.1.

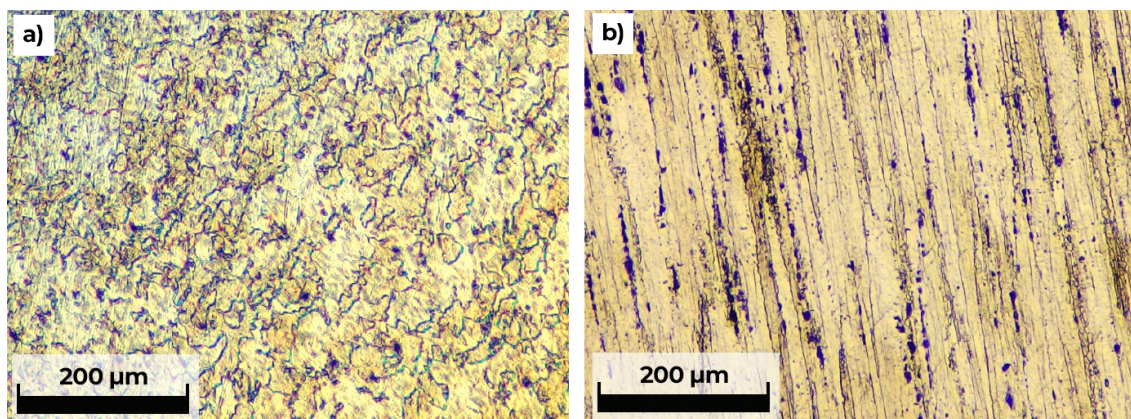


Figura 3.1 – Microestrutura da liga Al 7075-T6511 com ampliação de 385×: a) seção transversal e b) seção longitudinal

Na seção transversal (Figura 3.1a), a microestrutura apresenta grãos equiaxiais, cujo tamanho médio, medido seguindo as recomendações da ASTM E 112, é de cerca de 38 µm. Na seção longitudinal da Figura 3.1b, observa-se a presença de inclusões e grãos alongados, resultantes do processo de extrusão durante a fabricação do material. Morfologia e tamanho de grãos semelhantes foram identificados por CAMPBELL et al. (2006) e ZHAO e JIANG (2008).

As propriedades mecânicas estáticas foram determinadas por meio do ensaio de tração em máquina servo-hidráulica uniaxial MTS 810, com capacidade de carga de 100 kN. Para tanto, foi utilizado um corpo de prova cilíndrico, com diâmetro de $\varnothing 8$ mm e comprimento de 40 mm na seção útil, conforme ilustrado na Figura 3.2. Empregou-se um extensômetro do tipo *clip-gage*, com capacidade de aferição de deslocamentos de até 25 mm. A aquisição dos dados de deformação, força e deslocamento axiais foi feita a uma taxa de 200 Hz.

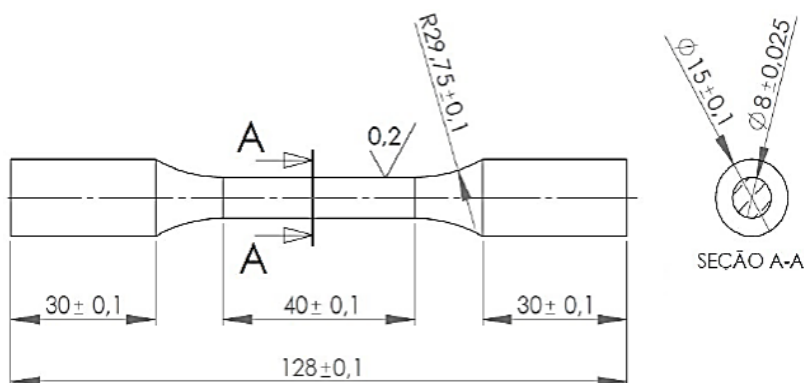


Figura 3.2 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração

Os corpos de provas foram submetidos a carregamento com controle de deslocamento, a uma taxa constante de 0,5 mm/min, e apresentaram deformação máxima de aproximadamente 9%. Foram realizados três ensaios de tração e todos apresentaram resultados similares. Os valores encontrados do módulo de elasticidade, E , do limite de escoamento, σ_y , e do limite de resistência à tração, σ_u , do material estão listados na Tabela 3.2. A Figura 3.3 apresenta o gráfico tensão de engenharia, σ , em função da deformação, ε , do material.

Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas da liga Al 7075- T6511

Propriedades	Valor experimental
Módulo de elasticidade, E	72 GPa
Limite de escoamento, σ_y	620 MPa
Limite de resistência a tração, σ_u	713 MPa
Alongamento	8,7 %

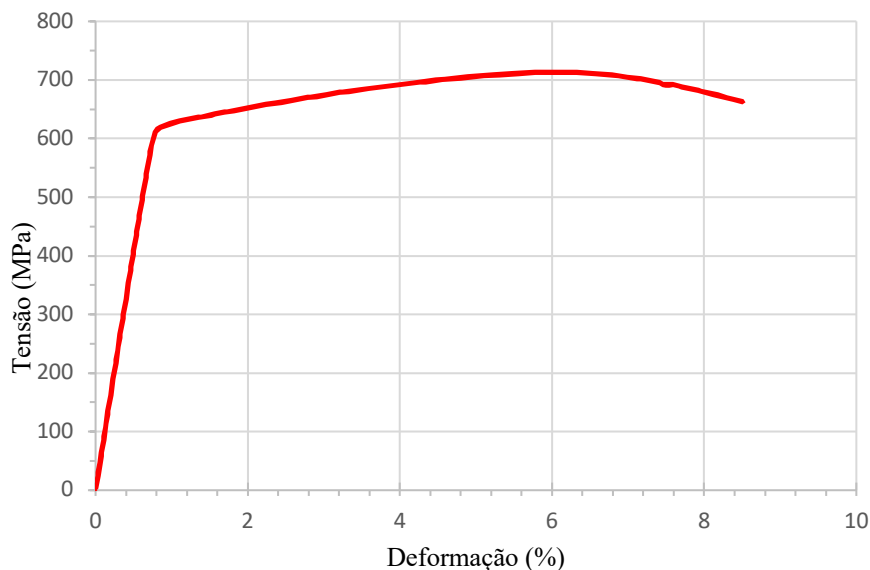


Figura 3.3 – Gráfico tensão de engenharia versus deformação, obtida experimentalmente

A dureza, na escala Brinell, foi determinada empregando-se um indentador esférico de tungstênio de diâmetro de 2,5 mm e aplicando-se carga de 62,5 kgf. As medições de dureza foram realizadas em distâncias variadas em relação ao centro da

amostra, com o propósito de analisar a dureza ao longo do raio da barra. As sete medidas produziram valor médio igual a 169,9 HB e desvio padrão de 1,7 HB (1%), indicando homogeneidade da dureza do material.

3.2. CARACTERIZAÇÃO DA VIDA À FADIGA

Para caracterizar a vida à fadiga da liga de alumínio 7075-T6511, corpos de provas lisos foram submetidos a ensaios de fadiga uniaxial e torcional. Os testes uniaxiais foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS 810, com capacidade de carga de 100 kN, enquanto os ensaios torcionais foram conduzidos em uma máquina servo-hidráulica multiaxial MTS 809, com capacidade de carga axial de 100 kN e torque de 1100 Nm. O critério de falha adotado para todos os testes foi a fratura completa do corpo de prova.

Nos ensaios de fadiga foram empregados corpos de prova do tipo ampulheta, projetados de acordo com as orientações da norma ASTM E466:2021. O trecho em ampulheta tem raio de curvatura igual a 75 mm e a menor seção transversal tem diâmetro $\varnothing 7,5$ mm, conforme é ilustrado na Figura 3.4. As condições de carregamento abaixo do limite de escoamento permitiram utilizar corpos de prova não vazados neste estudo.

Após usinagem, as superfícies dos corpos de prova foram polidas com lixas d'água com granas de 400 a 2500. As rugosidades resultantes, medidas por meio do microscópio confocal de medição a laser Olympus OLS 4100, variaram entre $R_a = 0,087 \mu\text{m}$ e $R_a = 0,094 \mu\text{m}$, inferiores ao limite, $R_a < 0,2 \mu\text{m}$, estabelecido pela norma ASTM E606/E606M:2021.

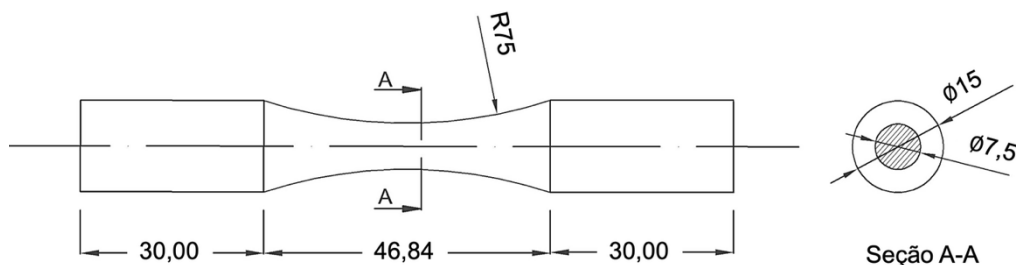


Figura 3.4 – Corpo de prova ampulheta: dimensões em milímetros

Os parâmetros de carregamento e as vidas à fadiga dos 11 ensaios axiais e dos 7 ensaios torcionais, sob carregamentos totalmente alternados, estão listados nas Tabela 3.3 e Tabela 3.4. No caso dos ensaios de torção, as amplitudes de tensão referem-se aos valores na superfície de cada corpo de prova.

Tabela 3.3 – Ensaios cíclicos axiais totalmente alternados em corpos de prova lisos

Corpo de prova	f (Hz)	σ_a (MPa)	N_f (ciclos)	FP (MPa)	$N_{f\ est}$ (ciclos)	$\frac{N_{f\ est}}{N_f}$
AxS01	8	450	6.217	4,89	5.020	0,81
AxS02	8	420	12.218	4,26	7.455	0,61
AxS03	8	400	9.920	3,87	9.950	1,00
AxS04	8	370	21.204	3,31	16.412	0,77
AxS05	8	330	35.647	2,63	37.783	1,06
AxS06	8	290	83.344	2,03	123.949	1,49
AxS07	8	280	116.749	1,90	181.216	1,55
AxS08	8	275	312.370	1,83	229.779	0,74
AxS09	8	260	840.404	1,63	554.875	0,66
AxS10	8	250	1.022.198	1,51	1.225.213	1,20
AxS11	15	240	3.268.658	1,39	4.474.101	1,37

Tabela 3.4 – Ensaios cíclicos torcionais totalmente alternados em corpos de prova lisos

Corpo de prova	f (Hz)	τ_a (MPa)	N_f (ciclos)	FP (MPa)	$N_{f\ est}$ (ciclos)	$\frac{N_{f\ est}}{N_f}$
TorS01	2	265	21.187	2,89	26.379	1,25
TorS02	2	255	23.840	2,67	35.601	1,49
TorS03	5	240	36.279	2,37	58.350	1,61
TorS04	2	230	121.365	2,17	87.888	0,72
TorS05	6	220	148.630	1,99	138.315	0,93
TorS06	6	210	323.050	1,81	247.213	0,77
TorS07	6	190	1.711.569	1,48	1.582.935	0,92

Com base nesses resultados, realizou-se uma avaliação estatística visando verificar a consistência e a confiabilidade dos dados experimentais de fadiga obtidos em corpos de prova lisos. Para cada modo de carregamento, aplicou-se uma regressão linear

entre o logaritmo da amplitude de tensão e o logaritmo da vida à fadiga, sendo determinados o coeficiente de determinação (R^2), o erro médio absoluto (MAE) e o erro quadrático médio ($RMSE$). O conjunto axial apresentou $R^2 = 0,914$, $MAE = 0,0218$ e $RMSE = 0,0271$, enquanto o conjunto torsional resultou em $R^2 = 0,969$, $MAE = 0,0068$ e $RMSE = 0,0082$. Esses resultados evidenciam uma relação log-linear e baixa dispersão residual, sobretudo sob carregamento torcional, confirmando a robustez dos dados utilizados na etapa subsequente de calibração. Adicionalmente, os coeficientes de correlação de Pearson elevados ($-0,96$ para o ensaio axial e $-0,98$ para o torcional) reforçam a reprodutibilidade experimental e a incerteza, associada às vidas em fadiga observadas, reduzida.

3.2.1. Ajuste do modelo de Zhao e Jiang

As vidas à fadiga observadas nos experimentos com corpos lisos foram correlacionadas com o valor crítico do parâmetro de fadiga de Zhao-Jiang (FP_{max}), definido na Eq. (2.4), por meio da seguinte relação de três parâmetros:

$$(FP_{max} - FP_{th})^\xi N_f = C, \quad \text{Eq. (3.1)}$$

onde N_f representa o número de ciclos até a falha, enquanto FP_{th} , ξ e C são as constantes que melhor ajustam a curva $FP_{max} \times N_f$ aos dados experimentais. Cabe observar que a Eq. (3.1), originalmente proposta por ZHAO E JIANG (2008), mostrou-se mais eficaz na descrição da relação entre as amplitudes de carregando e as respectivas vidas à fadiga do que a relação de Basquin (BASQUIN, 1910).

Devido à natureza não linear da Eq. (3.1), adotou-se uma metodologia específica de identificação dos valores de melhor ajuste para FP_{th} , ξ e C , além do parâmetro b da Eq. (2.4). Em aplicações práticas, o custo de determinar o parâmetro b , conforme descrito por ZHAO E JIANG (2008), pode ser relativamente alto, uma vez que requer um grande volume de observações experimentais para identificar as transições entre os modos de falha sob diferentes níveis de carregamento. Esse processo, embora tecnicamente robusto, pode ser inviável em situações com recursos e tempo limitados para experimentos detalhados. No presente estudo, uma abordagem mais simples foi adotada, assumindo um

valor constante de b em todas as amplitudes de carregamento, sem identificar explicitamente as zonas de transição entre os modos de falha e, portanto, reduzindo o número de experimentos necessários para caracterizar o comportamento de fadiga do material. Essa simplificação é sustentada pelo fato de que, dentro da faixa de vidas coberta pelos experimentos realizados, o modo de falha permaneceu inalterado. Sob carregamento axial totalmente alternado, verificou-se que as trincas por fadiga se iniciaram em direções próximas ao plano de tensão normal máxima (Figura 3.5a), enquanto sob carregamento torcional a falha ocorreu predominantemente nos planos de tensão de cisalhamento máxima (Figura 3.5b). O pequeno desvio da orientação das trincas em relação ao plano de tensão normal máxima sob carregamento axial completamente reverso pode levar à classificação das falhas como modo de cisalhamento ($b < 0,37$) ou modo misto ($0,37 < b < 0,5$), conforme detalhado na Seção 2.4.3.

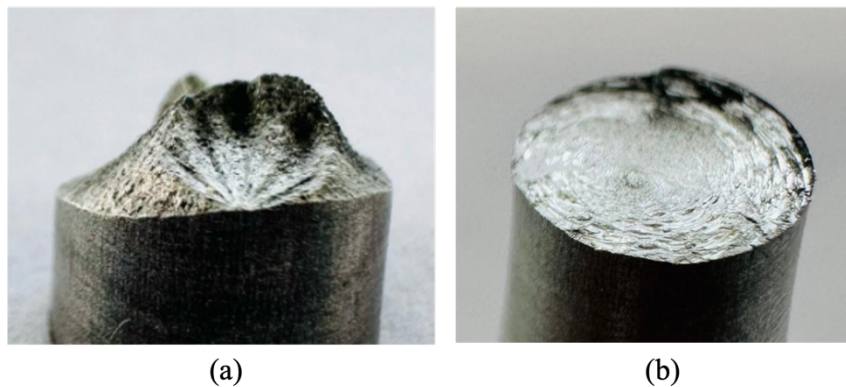


Figura 3.5 – Superfícies fraturadas de corpos de prova lisos submetidos a ensaios (a) axial alternado, (b) torcional alternado

Com base nessa observação, a busca pelo parâmetro b foi limitada a valores inferiores a 0,5. Considerando essa restrição, a calibração dos parâmetros FP_{th} , ξ e C da Eq. (3.1), juntamente com o parâmetro b da Eq. (2.4), foi conduzida por meio de uma busca em grade do tipo *coarse-to-fine* (“grossa-para-fina”), em substituição a um ajuste não linear envolvendo quatro parâmetros simultaneamente. Inicialmente, a Eq. (3.1) foi expressa em forma linear por meio de uma transformação logarítmica em base 10. Para cada valor prescrito de b , a constante FP_{th} foi incrementada a partir de um pequeno valor positivo até valores ligeiramente inferiores ao menor FP_{max} calculado. Para cada par

prescrito $(\bar{b}, \overline{FP}_{th})$, pesquisou-se o par (ξ, C) que melhor ajusta os dados experimentais $(FP_{max}(\bar{b})_i, N_{fi}), i = 1, \dots, n_{exp}$, ao modelo linear:

$$\xi \log(FP_{max}(\bar{b}) - \overline{FP}_{th}) + \log(N_f) = \log(C) \quad \text{Eq. (3.2)}$$

A qualidade do ajuste foi avaliada pelo coeficiente de determinação ajustado (R^2), enquanto o erro médio absoluto (MAE) e o erro quadrático médio ($RMSE$) foram reportados em termos de $\log(N_f)$. Essa estratégia evita a dependência de algoritmos de otimização e problemas de identificabilidade entre FP_{th} , ξ e C . Além disso, como o pico de R^2 apresenta comportamento localmente plano, o refinamento discreto com incremento de $\Delta b = 0,01$ pôde ser realizado sem perda de precisão. Impôs-se ainda a restrição $FP_{th} < \min(FP_{max})$ e limitou-se a análise à faixa de vidas efetivamente testada, evitando extrapolações não físicas.

A varredura do parâmetro b revelou que a qualidade do ajuste melhora progressivamente, com o coeficiente de determinação aumentando de $R^2 = 0,61$ em $b = 0,26$, até atingir um máximo bem definido em $b = 0,43$ ($R^2 = 0,9713$). O valor vizinho $b = 0,44$ resultou um ajuste praticamente idêntico ($R^2 = 0,9712$), enquanto valores superiores de b levaram a uma deterioração progressiva do ajuste (por exemplo, $b = 0,460$ e $R^2 = 0,936$). Com base nesses resultados, o procedimento de calibração foi refinado, agora considerando o intervalo de $0,43 \leq b \leq 0,45$ com incrementos mais finos de $\Delta b = 0,005$. Os mínimos de $RMSE$ e MAE em $\log(N_f)$ ocorrem na mesma vizinhança, portanto, uma única curva R^2 versus b (Figura 3.6a) é suficiente para ilustrar a tendência.

De forma complementar, a Figura 3.6b apresenta a variação do coeficiente de determinação, R^2 , em função de FP_{th} para valores representativos de b . Para cada valor fixo de b , observa-se que R^2 aumenta gradualmente à medida que FP_{th} cresce, atingindo um máximo bem definido e, em seguida, decresce à medida que FP_{th} se aproxima do menor FP_{max} medido. A queda observada à direita decorre de um efeito de calibração: à medida que FP_{th} se aproxima de FP_{max} , os pontos que satisfazem $FP_{max} \leq FP_{th}$ são excluídos da regressão, reduzindo a faixa de $\log(FP_{max} - FP_{th})$ e, conseqüentemente, enfraquecendo o ajuste linear. Os máximos são acentuados e apresentam um platô estreito, o que indica estabilidade local. Para $b = 0,435$, o pico ocorre em $FP_{th} = 1,251$.

Valores limiares entre 1,175 e 1,303 produziram praticamente o mesmo R^2 e resultam em $\xi \approx 2,08$ e $\log(C) \approx 4,867$, ambos dentro de seus intervalos de confiança de 95%. Os mínimos de RMSE e MAE em $\log(N_f)$ coincidem com esse pico, indicando uma calibração bem condicionada e baixa sensibilidade a pequenas variações de FP_{th} . Com base nesses resultados, foi adotado $b = 0,435$ e $FP_{th} = 1,251$. Substituindo esses valores na Eq. (3.1), obtém-se a Eq. (3.3), cujas estimativas correspondentes são resumidas na Tabela 3.5.

$$(FP_{max} - 1,2512)^{2,080} N_f = 7,37 \times 10^4 \quad \text{Eq. (3.3)}$$

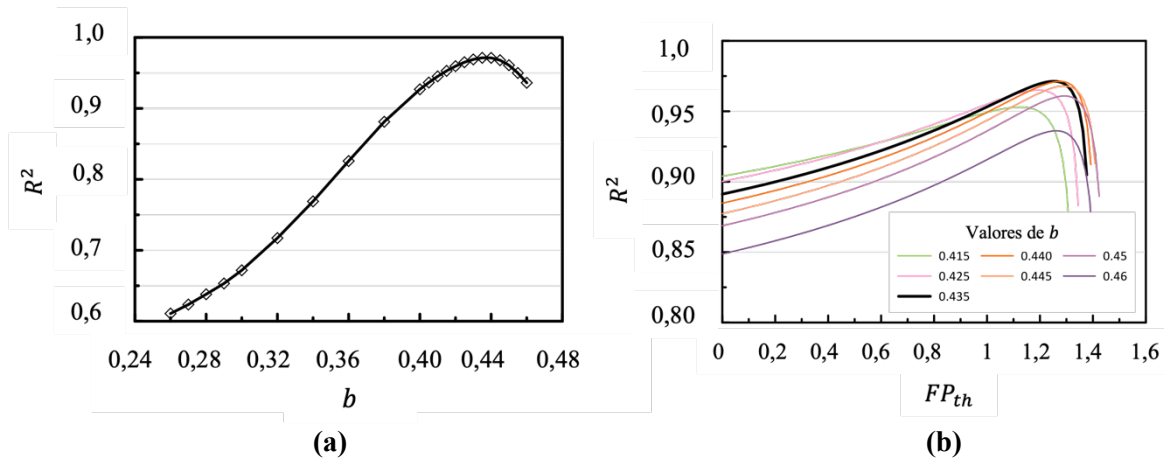


Figura 3.6 – Calibração dos parâmetros da Eq. (3.1): **(a)** Coeficiente de determinação R^2 em função do parâmetro b para os conjuntos de dados combinados (axial e torcional). O pico ocorre em $b = 0,435$. **(b)** Para valores selecionados de b no intervalo refinado (0,415 - 0,460), R^2 em função de FP_{th} . A curva sólida destaca $b = 0,435$

Tabela 3.5 – Parâmetros estimados para diferentes valores de b e seus respectivos coeficientes de determinação R^2

Parâmetro	b			
	0,430	0,435	0,440	0,445
FP_{th}	1,226	1,251	1,276	1,291
C	7,825E+04	7,375E+04	7,053E+04	6,896E+04
ξ	2,074	2,080	1,958	1,912
R^2	0,9691	0,9713	0,9712	0,9679

Para avaliar a precisão preditiva do modelo, Figura 3.7 compara o parâmetro modificado ($FP_{max} - FP_{th}$) com a medida clássica de Smith–Watson–Topper (SWT), $FP_{SWT} = \langle \sigma_{max} \rangle \Delta \epsilon$, em função do número de ciclos até a falha (N_f). O gráfico reúne os

resultados dos ensaios axiais e torcionais conduzidos sob carregamentos completamente reversos, são representados por marcadores circulares e quadrados, respectivamente. Os símbolos preenchidos representam o parâmetro SWT clássico, enquanto os símbolos vazados correspondem ao parâmetro modificado. Ambas as séries são apresentadas no mesmo sistema de eixos para permitir uma comparação direta entre os modelos.

O modelo clássico de SWT exhibe desvio dependentes do modo de carregamento, além de maior dispersão quando os dados axiais e torcionais são considerados conjuntamente. Em contraste, o parâmetro de Zhao e Jiang consolida os resultados experimentais em uma única tendência: todos os pontos situam-se dentro de uma faixa de fator dois em torno da curva de tendência expressa pela Eq. (3.3), apresentando baixa dispersão em toda a faixa de condições analisadas. Essa concordância, obtida com b constante igual a 0,435 e com os parâmetros ξ , C e FP_{th} calibrados, confirma a capacidade do modelo em representar de forma consistente os mecanismos de dano sob ambos os modos de carregamento.

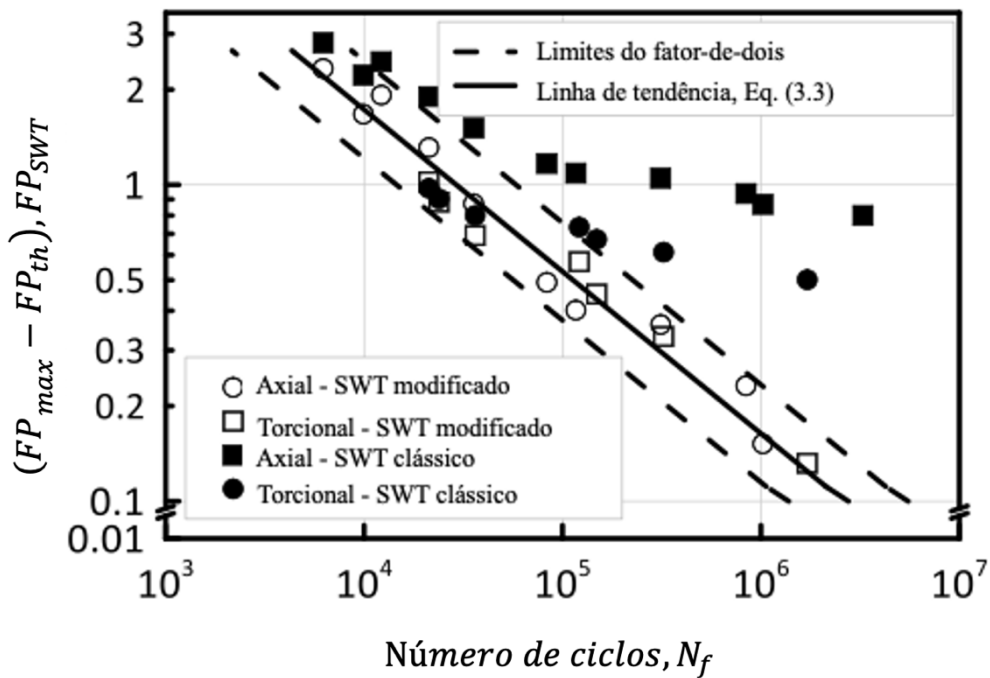


Figura 3.7 – Comparação entre os critérios SWT modificado e clássico para ensaios de fadiga axial e torcional em corpos de prova lisos

3.3. PRODUÇÃO DOS DEFEITOS POR INDENTAÇÃO

Os defeitos por indentação foram produzidos utilizando o equipamento de medição de dureza Zwick Roell ZHU250, aplicando-se uma força de compressão de 62,5 kgf por meio de esfera de tungstênio com 2,5 mm de diâmetro sobre a superfície lateral dos corpos de prova. O procedimento de indentação seguiu o método do ensaio de dureza Brinell, conforme a NBR ISO 6506-1:2019, com tempo de carregamento de 15 segundos. Os corpos de prova foram apoiados em um suporte com raio de curvatura de 75 mm no lado oposto à região de produção do defeito, conforme ilustrado na Figura 3.8a, para evitar flexão espúria durante a aplicação da carga. O defeito resultante, cujo formato é de uma calota esférica, apresentado na Figura 3.8b, foi medido utilizando um microscópio confocal a laser.

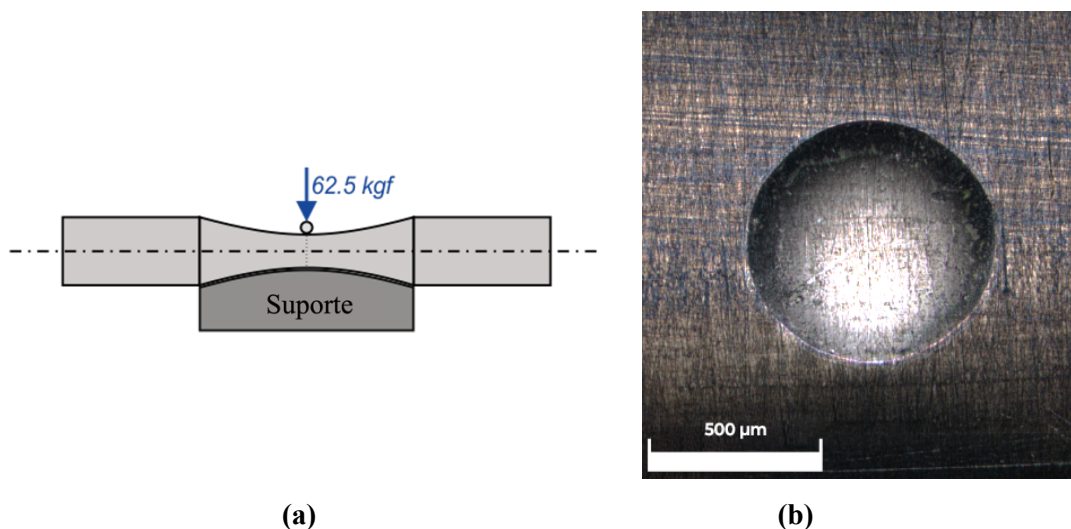


Figura 3.8 – (a) Base de apoio para produção da indentação nos corpos de provas. (b) Calota esférica gerada após processo de indentação

Antes da realização dos ensaios de fadiga, as geometrias das indentações foram cuidadosamente examinadas com o objetivo de verificar a repetibilidade. Foram analisados 16 corpos de provas – 10 usados em ensaios axiais e 6 em ensaios torcionais – e as geometrias medidas foram consistentes em todas as amostras. O diâmetro e a profundidade médios foram, respectivamente, 665,40 µm e 34,96 µm. Os desvios-padrão correspondentes foram de 0,63 µm (diâmetro) e 0,44 µm (profundidade), resultando em coeficientes de variação de 0,10% e 1,27%. Esses valores indicam excelente controle dimensional e alta repetibilidade do processo de indentação. Como esperado para um

procedimento padronizado do tipo Brinell, observou-se forte correlação linear entre diâmetro e profundidade (coeficiente de Pearson $\approx 0,98$), confirmando a uniformidade da deformação plástica entre os corpos de prova e reforçando a consistência das condições de indentação aplicadas – como esperado para procedimentos Brinell operando em regime totalmente plástico em materiais metálicos encruados (MACHADO E MALCHER, 2019).

Do ponto de vista mecânico, pequenas flutuações na geometria das indentações dificilmente afetam de maneira significativamente a distribuição do campo de tensões residuais, especialmente na região próxima ao perímetro da calota de indentação. Essa hipótese é sustentada tanto pela alta consistência geométrica observada nas medições experimentais quanto por estudos anteriores baseados em simulações por elementos finitos, os quais avaliaram a sensibilidade mecânica a anomalias superficiais rasas. MACHADO E MALCHER (2019) demonstraram que, mesmo sob pequenas variações geométricas em indentações do tipo Brinell, a resposta numérica de tensões permanece estável e confiável, validando o uso de parâmetros geométricos nominais em análises de tensões residuais. Assim, considerando os baixos coeficientes de variação observados no presente conjunto de dados e a forte repetibilidade dimensional do processo de indentação, uma única geometria nominal – com diâmetro de 665 μm e profundidade de 35 μm – foi adotada para todas as simulações de campos de tensões residuais realizadas neste estudo.

Para investigar se as pequenas variações geométricas observadas entre os corpos de prova poderiam ter algum efeito mensurável no desempenho à fadiga, realizou-se uma análise estatística independente para os conjuntos submetidos a ensaios de fadiga axiais e torcionais sob carregamento completamente reverso. Em ambos os casos, a variável de resposta considerada foi o número de ciclos até a falha, N_f , transformado para escala logarítmica de base 10 com o objetivo de estabilizar a variância e linearizar as tendências. As variáveis independentes incluíram o diâmetro da indentação, a profundidade da indentação e a amplitude de tensão aplicada, denotada por σ_a para carregamento axial e τ_a para carregamento torcional. Uma análise dimensional foi conduzida separadamente para os dez corpos de prova axiais e seis torcionais, com o objetivo de verificar a existência de diferenças significativas nas geometrias das indentações entre os dois grupos. Os corpos de prova axiais apresentaram diâmetro médio de 665,39 μm e profundidade média de 34,97 μm , enquanto os torcionais mostraram valores praticamente

idênticos de 665,40 μm e 34,95 μm , respectivamente. Embora o grupo torcional tenha apresentado desvios-padrão ligeiramente superiores nos valores de diâmetro e profundidade das indentações, de 0,78 μm e 0,55 μm , respectivamente, em comparação ao grupo axial, de 0,57 μm e 0,40 μm , testes t de Student independentes não revelaram diferenças estatisticamente significativas entre eles ($p > 0,9$). Esse resultado confirmou o alto grau de repetibilidade do processo de indentação. Com base nesses resultados, a análise estatística prosseguiu com o cálculo dos coeficientes de correlação linear de Pearson, a fim de avaliar a força de associação entre $\log(N_f)$ e cada variável preditora individualmente.

Para o conjunto axial, observou-se uma forte correlação negativa entre a amplitude de tensão e $\log(N_f)$ ($r \approx -0,98$), em concordância com o comportamento típico de fadiga. A profundidade da indentação apresentou correlação moderada ($r \approx 0,46$), enquanto o diâmetro exibiu correlação fraca ($r \approx 0,19$). Além disso, observou-se uma correlação elevada entre o diâmetro e a profundidade das indentações ($r \approx 0,98$), indicando que essas variáveis geométricas variaram de forma praticamente conjunta. Um padrão semelhante foi observado no conjunto torcional, embora com tamanho amostral menor ($n = 6$). A correlação entre τ_a e $\log(N_f)$ também foi fortemente negativa ($r \approx -0,89$), enquanto o diâmetro e a profundidade das indentações permaneceram fracamente correlacionados com a vida à fadiga.

Esses resultados demonstram que a vida à fadiga foi predominantemente governada pela amplitude da tensão aplicada, sem contribuição detectável das pequenas variações geométricas nas indentações. Portanto, a vida à fadiga foi controlada essencialmente pela magnitude do carregamento aplicado, confirmando que pequenas variações de geometria das indentações não afetaram o desempenho sob as condições testadas. Essas evidências sustentam o uso de uma única geometria nominal de indentação para representar todo o lote de corpos de prova, tanto na interpretação dos resultados experimentais quanto nas simulações de tensões residuais por elementos finitos.

3.4. ESTIMATIVA NUMÉRICA DAS TENSÕES RESIDUAIS

Foram realizadas simulações numéricas, baseadas no Método dos Elementos finitos, para compreender melhor os mecanismos responsáveis pela redução da vida à

fadiga, especialmente o papel das tensões residuais introduzidas pela produção do defeito por indentação. Essa abordagem permitiu uma investigação mais detalhada dos campos locais de tensão e deformação na região indentada, os quais são difíceis de medir experimentalmente. Neste estudo, a determinação das tensões residuais e a subsequente estimativa da vida à fadiga para corpos de provas indentados envolveram as seguintes etapas:

- (i) a deformação elastoplástica causada pela indentação foi simulada numericamente usando o software de elementos finitos ABAQUS CAE;
- (ii) carregamentos cíclicos foram simulados para considerar o relaxamento das tensões residuais;
- (iii) o parâmetro de fadiga FP_{max} , da Eq. (2.4), foi calculado na região do defeito considerando os históricos de tensão e deformação nominais (elásticos), juntamente com as tensões residuais relaxadas obtidas a partir da simulação numérica por elementos finitos. A vida à fadiga foi então estimada usando a curva de tendência fornecida pela Eq. (3.1).

As simulações numéricas consideraram o segmento central do corpo de prova, com comprimento de 10 mm, conforme ilustrado na Figura 3.9. O indentador de tungstênio foi modelado como corpo rígido. O modelo foi discretizado com elementos hexaédricos de oito nós, C3D8R segundo a nomenclatura do *software Abaqus*, e um esquema de integração reduzida foi adotado para evitar o comportamento de travamento numérico espúrio durante as simulações elastoplásticas (HUGHES, 2000; SOUZA NETO, 2008). A discretização resultou em 423.653 nós e 396.920 elementos, com arestas medindo cerca de 1 mm a 0,50 mm nas partes mais distantes da indentação e 0,030 mm na parte indentada. A malha mais refinada na região sob maior deformação foi necessária para produzir uma descrição mais acurada do contato entre o indentador e o corpo de prova, bem como para produzir um bom mapeamento das tensões residuais na região da indentação. A diferença na discretização das malhas tornou-se possível ao modelar as partes separadamente, para que cada uma tivesse a sua malha, independente da vizinha. Para isso, impôs-se que os deslocamentos dos nós nas faces de uma parte fossem iguais aos deslocamentos do elemento com o qual o nó está em contato. Um detalhe da malha de elementos finitos é mostrado na Figura 3.10.

As condições de contorno foram ajustadas de acordo com as etapas da simulação: (i) produção da indentação e (ii) carregamento cíclico de fadiga. Na primeira fase, para a aplicação do indentedor, a superfície inferior (RP-3) foi engastada, enquanto a superior (RP-2) foi restringida na direção de penetração do indentedor. Na etapa seguinte, considerou-se a aplicação do carregamento cíclico. Para isso, manteve-se a restrição de deslocamento da superfície inferior (RP-3) na direção de aplicação da carga, enquanto na superfície superior (RP-2) foi aplicada uma força ou torque de natureza senoidal, variável ao longo do tempo.

Para simular a produção da indentação, foi imposto um deslocamento de 50 μm do indentedor esférico contra a superfície lateral do corpo de prova, reproduzindo os defeitos observados experimentalmente. A simulação foi conduzida utilizando o método implícito de solução baseado em iterações de Newton-Raphson. O deslocamento prescrito do indentedor foi aplicado incrementalmente em 100 passos, assegurando a convergência estável da resposta plástica não linear. O contato entre o indentedor e o corpo de prova foi modelado como uma interação superfície a superfície sem atrito, com deslizamento finito, permitindo: (i) grandes deslocamentos e rotações tangenciais entre as superfícies, acomodando movimento relativo significativo; e (ii) uso de malhas não coincidentes. Os históricos de carregamento cíclico, definidos em termos de força ou torque, foram impostos nas simulações e discretizados em 16 incrementos por ciclo, garantindo uma descrição suficientemente detalhada das histórias de tensão e deformação.

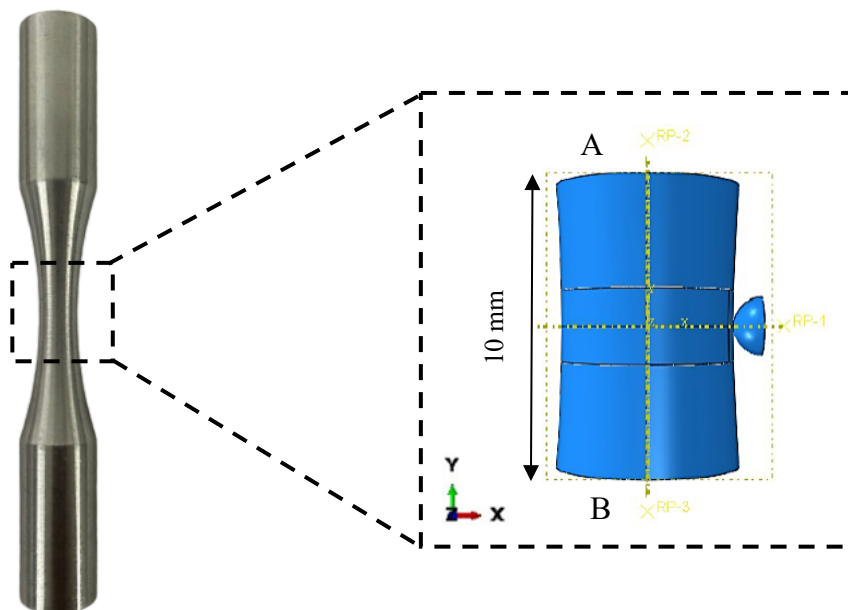


Figura 3.9 – Geometria usada na análise numérica

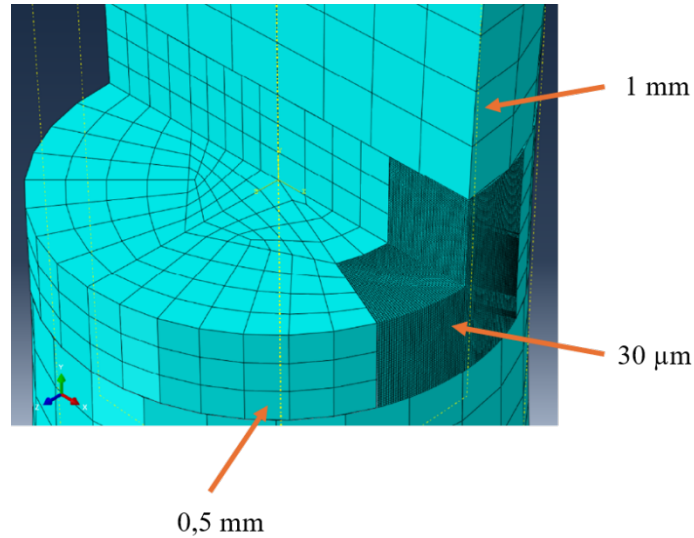


Figura 3.10 – Malha empregada na simulação

O comportamento elastoplástico do material foi modelado considerando leis de encruamento não lineares, tanto isotrópicas quanto cinemáticas. De acordo com o *Abaqus 2016 Analysis User's Guide, Volume III: Material* (2014), o encruamento isotrópico não linear segue o modelo de Voce (1955):

$$\sigma^0 = \sigma|_0 + Q_\infty \left(1 - e^{-\beta \bar{\varepsilon}^{pl}}\right) \quad \text{Eq. (3.4)}$$

onde σ^0 descreve o tamanho do domínio elástico em função da tensão de escoamento na ausência de deformação plástica, $\sigma|_0$, e da deformação plástica equivalente acumulada $\bar{\varepsilon}^{pl}$, enquanto Q_∞ e β são parâmetros do material. O encruamento cinemático implementado no *Abaqus* é baseado no modelo de CHABOCHE (1986), que descreve a tensão de retorno (*backstress*), α , como a soma de K componentes de tensão de retorno, α_k , cada uma evoluindo conforme:

$$\dot{\alpha}_k = \frac{C_k}{\sigma_0} (\sigma - \alpha) \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} - \gamma_k \alpha_k \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}, \quad k = 1, \dots, K, \quad \text{Eq. (3.5)}$$

onde σ é o tensor de tensões de Cauchy, enquanto C_k e γ_k são parâmetros do material. Nas simulações numéricas realizadas neste estudo, adotou-se a opção padrão com duas componentes de tensão de retorno (*backstress*). Como uma caracterização completa do comportamento plástico cíclico exigiria um programa experimental adicional e de alto

custo, a curva tensão *versus* deformação elastoplástica monotônica representou a resposta do material tanto sob o processo de indentação quanto sob carregamento cíclico. Como as deformações atingiram até 25% durante a simulação de indentação, a cinemática de grandes deformações foi considerada para capturar com precisão a resposta tensão-deformação. Embora a curva tensão–deformação experimental esteja limitada a aproximadamente 9% de deformação, o *Abaqus* representa deformações superiores a esse valor por meio da extrapolação automática da lei constitutiva além do último ponto fornecido, mantendo o módulo de encruamento correspondente ao trecho final da curva.

Antes de aplicar o carregamento cíclico necessário para obter os históricos de tensão e deformação usados na estimativa da vida à fadiga, o procedimento por elementos finitos primeiro simulou a deformação elastoplástica induzida pela indentação, seguida do carregamento cíclico para cada experimento. Essa abordagem teve como objetivo mapear tanto a geração quanto o subsequente relaxamento das tensões residuais na região indentada.

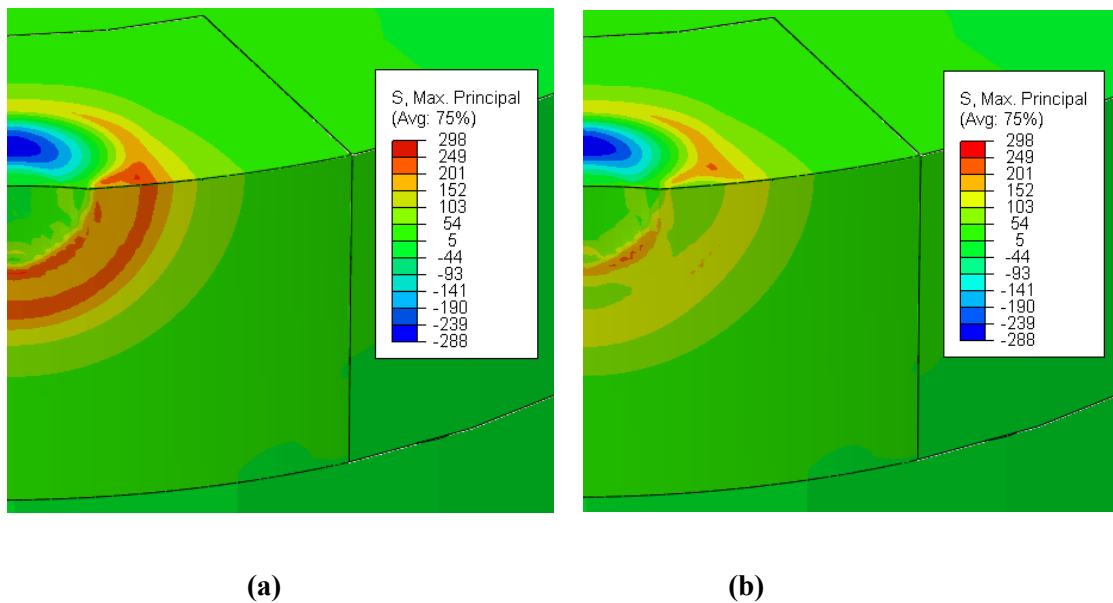


Figura 3.11 – (a) Tensões residuais principais máximas após a retirada do indentador. (b) Tensões principais residuais máximas após um ciclo de carregamento axial ($\sigma_a = 230 \text{ MPa}$) completamente reverso

A Figura 3.11a apresenta a distribuição da tensão principal máxima imediatamente após a retirada do indentador, revelando um campo de tensões residuais altamente trativas concentrado próximo à borda da região indentada, logo abaixo da

superfície livre. Para ilustrar o efeito do carregamento cíclico sobre esse campo, a Figura 3.11b mostra a distribuição correspondente após um ciclo axial completamente reverso, com amplitude de tensão nominal de 230 MPa. Observa-se uma clara redistribuição: a tensão principal residual máxima na borda da indentação diminuiu de 298 MPa para 236 MPa, correspondendo a uma redução de 20% em relação ao estado inicial mostrado na Figura 3.11a.

Após a redistribuição inicial das tensões, as simulações dos ciclos de carregamento subsequentes revelaram respostas predominantemente elásticas, sem relaxações significativas nas regiões próximas à indentação, sob nenhuma das condições de carregamento aplicadas. Esse comportamento motivou o uso do estado de tensão residual estabelecido após o primeiro ciclo como base para a estimativa da vida à fadiga. Embora essa abordagem simplifique a análise e reduza o esforço computacional, ela assume, de forma inerente, que o campo de tensões residuais permanece estável ao longo do histórico de carregamento após o primeiro ciclo, uma simplificação que não captura integralmente os mecanismos de relaxamento de tensões, que podem influenciar a evolução do dano por fadiga, especialmente sob carregamentos de alta amplitude (BOYCE et al., 2003; BENEDETTI et al., 2009; CHO et al., 2016; ZOBEC et al., 2021; GOMES et al., 2023; FENG et al., 2024). Duas considerações práticas adicionais motivaram essa suposição: (i) a capacidade limitada dos modelos de endurecimento cinemático disponíveis em plataformas comerciais de elementos finitos (por exemplo, *Abaqus*, *ANSYS*) para reproduzir de forma quantitativa fenômenos de plasticidade cíclica, como *ratcheting*, sensibilidade à amplitude de deformação e encruamento não proporcional; e (ii) o custo computacional proibitivo associado à simulação do grande número de ciclos tipicamente necessário para a avaliação da vida à fadiga. As limitações dos modelos de plasticidade cíclica amplamente utilizados foram destacadas por JIANG E ZHANG (2008), que enfatizaram a maior precisão de formulações mais avançadas propostas por OHNO E WANG (1993) e JIANG E SEHITOGLU (1996). Contudo, a adoção desses modelos ainda é desafiadora devido ao seu elevado custo computacional e à necessidade de uma calibração experimental extensa.

A estimativa da vida à fadiga dos corpos de prova com indentação foi realizada utilizando o parâmetro FP_{max} de Zhao e Jiang, considerando a influência do campo de tensões residuais gerado pela indentação. Neste estudo, o FP_{max} , conforme definido na Eq. (2.4), foi calculado pela superposição do campo de tensões residuais (σ_{res}), obtido

por simulação em elementos finitos após o primeiro ciclo de carregamento, ao histórico de tensões nominais $\sigma_{nom}(t)$. Como todos os ciclos subsequentes apresentaram comportamento predominantemente elástico, as variações de deformação na Eq. (2.4) foram estimadas diretamente a partir das variações de tensão correspondentes. É importante ressaltar que a concentração geométrica de tensões associada à indentação rasa foi deliberadamente desconsiderada. As indentações analisadas eram extremamente rasas (aproximadamente 35 μm de profundidade e 665 μm de diâmetro), e o objetivo principal deste estudo foi isolar e avaliar o papel das tensões residuais induzidas pela indentação. Dessa forma, o parâmetro de fadiga foi calculado diretamente a partir do campo de tensões residuais simulado e do histórico de carregamento nominal, sem considerar os efeitos de concentração de tensões associados à geometria da indentação.

3.5. PARÂMETRO NÃO LOCAL DE FADIGA

Em componentes que contêm pequenos entalhes ou defeitos superficiais rasos, os campos de tensão e de deformação apresentam fortes gradientes nas proximidades do defeito. Nessas condições, o dano por fadiga não é governado apenas pelo parâmetro de fadiga no ponto crítico, mas sim pela sua distribuição em uma região finita. Para levar esse efeito em consideração, foi adotado neste trabalho um procedimento de média não local, aplicando-se uma operação de suavização volumétrica diretamente ao parâmetro de dano por fadiga. A grandeza não local resultante, denotada por FP_{avg} , foi avaliada como uma média espacial ponderada dos valores pontuais de $FP_{max}(Q)$ em posições Q dentro de um volume de controle V centrado no ponto P :

$$FP_{avg}(P) = \frac{\int_V \alpha(r) FP_{max}(Q) dV}{\int_V \alpha(r) dV} \quad \text{Eq. (3.6)}$$

onde:

$$\alpha(r) = \exp\left(-\frac{r}{\ell}\right) \quad \text{Eq. (3.7)}$$

é a função de ponderação exponencial, que promove uma atenuação suave da influência com o aumento da distância r , enfatizando assim os efeitos associados à vizinhança

imediate, ao mesmo tempo em que preserva a continuidade da função de ponderação. No contexto dos Métodos de Distância Crítica, o raio do volume de controle V é definido em função do comprimento intrínseco de EL HADDAD (1979):

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2. \quad \text{Eq. (3.8)}$$

O comprimento característico é definido como $l = c a_0$, em que o fator escalar adimensional c controla o grau de decaimento aplicado pela função exponencial: valores mais altos de c produzem zonas de influência mais amplas e maior regularização. No presente trabalho, o comprimento característico l do núcleo exponencial foi definido por correspondência com o Método do Ponto da Teoria da Distância Crítica (TCD), resultando em $c = 1/6$, ou $l = a_0/6$. Essa relação decorre do fato de que, em três dimensões, o núcleo exponencial possui um raio médio de influência igual a $3l$. Ao exigir que essa distância efetiva de amostragem coincida com a posição do Método do Ponto, situada a $a_0/2$ do ponto crítico (*hotspot*), obtém-se a equivalência $l = a_0/6$. Esse mapeamento garante que a formulação baseada no núcleo exponencial preserve a interpretação física do Método do Ponto, segundo a qual a iniciação da fadiga é governada pelo parâmetro de fadiga em uma posição representativa à frente do defeito. Ao mesmo tempo, o uso de um núcleo de média volumétrica elimina a necessidade de identificar explicitamente uma direção crítica ao longo da qual o ponto deva ser localizado, tarefa que pode ser trabalhosa em problemas tridimensionais ou sob condições de carregamento multiaxial.

Em vez de buscar precisão metrológica, o valor de a_0 foi estimado de forma a refletir o tamanho característico da zona de processo microestrutural. Essa estimativa fornece uma base robusta e fisicamente significativa para a estratégia de regularização adotada por meio do esquema de média volumétrica não local. Essa interpretação está em conformidade com os princípios da regularização não local, nos quais o comprimento de interação é ancorado nas propriedades do material, garantindo coerência física e relevância mecânica.

Para implementar essa abordagem, foram considerados os valores de ΔK_{th} e $\Delta \sigma_0$ reportados na literatura para a liga de alumínio 7075-T6511. Os dados de DA SILVA et al. (2012) indicam um fator de intensidade de tensão limiar de aproximadamente

$\Delta K_{th} \approx 9 \text{ MPa}\sqrt{m}$ e um limite de resistência à fadiga de $\sigma_0 \approx 260 \text{ MPa}$, resultando em $\alpha_0 \approx 100 \mu\text{m}$.

Como não foram obtidas medições experimentais desses parâmetros neste estudo, o valor derivado da literatura de referência foi adotado como comprimento intrínseco característico, fornecendo uma base consistente e fisicamente fundamentada para o procedimento de média não local.

O parâmetro de fadiga FP_{max} foi avaliado nos pontos de Gauss da malha de elementos finitos. Em seguida, uma forma discretizada da Eq. (3.6) foi aplicada para aproximar $FP_{avg}(P)$:

$$FP_{avg}(P) \approx \frac{\sum_i \alpha(r(Q_i)) FP_{max}(Q_i)}{\sum_i \alpha(r(Q_i))}. \quad \text{Eq. (3.9)}$$

Aqui, Q_i é o i -ésimo ponto de Gauss localizado dentro do volume de controle de raio a_0 . O valor máximo de $FP_{avg}(P)$ aproximado a partir da Eq. (3.9) foi, então, utilizado na Eq. (3.3) para estimar o número de ciclos até a falha, $N_{f,avg}$.

4. Resultados e Discussões

4.1. DISTRIBUIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS E FP_{max}

O programa experimental dos ensaios de fadiga em corpos de provas indentados consistiu em 14 testes controlados por força axial completamente reversa, 8 testes controlados por força axial com razão de carregamento de $R=0,1$, 8 testes de torção controlados por torque completamente reverso e 4 ensaios axiais-torcionais completamente reversos. As Tabela 4.1 a Tabela 4.4 apresentam os valores máximos do parâmetro de fadiga considerando as tensões residuais obtidas por simulação numérica, bem como as vidas à fadiga estimadas correspondentes, calculadas com base na Eq. (3.2), para os quatro tipos de históricos de carregamento. Cada tabela fornece os seguintes dados básicos: a frequência de ensaio, f , o valor de pico do parâmetro de fadiga incluindo tensões residuais, avaliado nos pontos de Gauss, FP_{pk} , o parâmetro de fadiga médio volumétrico, FP_{avg} , a vida à fadiga experimental, N_f , a vida à fadiga, $N_{f,pk}$, estimada considerando os valores de FP_{pk} , e a vida à fadiga estimada média volumétrica, $N_{f,avg}$. As Tabela 4.1 e Tabela 4.2, referentes ao carregamento uniaxial, apresentam a amplitude de tensão nominal, σ_a . A Tabela 4.2 inclui adicionalmente a tensão média nominal, σ_m . Já a Tabela 4.3, correspondente aos ensaios de torção, fornece a amplitude de tensão de cisalhamento, τ_a . Por fim, a Tabela 4.3, dedicada aos ensaios de carregamento axial-torcional, apresenta os valores de σ_a , τ_a e o ângulo de fase, φ , entre as componentes axial e torcional.

Tabela 4.1 – Ensaio de fadiga sob carregamento axial, completamente reverso ($R = -1$), em corpos de provas indentados

<i>Corpo de prova</i>	f (Hz)	σ_a (MPa)	N_f (ciclo)	FP_{pk} (MPa)	FP_{avg} (MPa)	$N_{f,pk}$ (ciclos)	$N_{f,avg}$ (ciclos)	$\frac{N_{f,pk}}{N_f}$	$\frac{N_{f,avg}}{N_f}$
AxD01	8	450	4.840	6,31	6,19	2.530	2.664	0,52	0,55
AxD02	8	420	5.739	5,72	5,59	3.274	3.485	0,57	0,61
AxD03	8	370	11.503	4,76	4,60	5.415	5.956	0,47	0,52
AxD04	8	330	49.468	3,88	3,74	9.872	11.108	0,20	0,22
AxD05	8	320	20.842	3,79	3,75	10.614	11.007	0,51	0,53
AxD06	8	290	32.196	3,45	3,31	14.313	16.495	0,44	0,51
AxD07	8	275	58.408	3,17	3,05	19.001	21.733	0,33	0,37
AxD08	8	250	45.154	2,82	2,22	28.886	78.717	0,64	1,74
AxD09	8	240	110.834	2,68	2,47	35.085	48.584	0,32	0,44
AxD10	8	230	115.095	2,54	2,34	43.478	62.337	0,38	0,54
AxD11	8	225	169.042	2,53	2,32	44.188	63.992	0,26	0,38
AxD12	8	210	712.138	2,27	2,07	70.895	110.842	0,10	0,16
AxD13	8	200	575.628	2,12	1,93	98.735	164.957	0,17	0,29
AxD14	8	190	632.994	1,96	1,79	150.768	267.712	0,24	0,42

Tabela 4.2 – Ensaio de fadiga sob carregamento axial com tensão média ($R = 0,1$), para corpos de provas indentados

<i>Corpo de prova</i>	f (Hz)	σ_a (MPa)	σ_m (MPa)	N_f (ciclos)	FP_{pk} (MPa)	FP_{avg} (MPa)	$N_{f,pk}$ (ciclos)	$N_{f,avg}$ (ciclos)	$\frac{N_{f,pk}}{N_f}$	$\frac{N_{f,avg}}{N_f}$
AxMD01	8	248	304	8.748	5,81	5,79	3.141	3.172	0,36	0,36
AxMD02	8	201	246	35.018	4,13	3,27	8.172	17.061	0,23	0,49
AxMD03	8	161	196	64.094	2,86	2,81	27.412	29.273	0,43	0,46
AxMD04	8	158	193	279.061	2,77	2,73	30.899	32.571	0,11	0,12
AxMD05	8	154	189	333.821	2,66	2,47	36.129	48.501	0,11	0,15
AxMD06	8	151	185	101.744	2,57	2,52	41.446	44.989	0,41	0,44
AxMD07	8	148	180	165.201	2,51	2,13	45.661	96.412	0,28	0,58
AxMD08	8	144	176	119.454	2,40	2,03	55.225	122.636	0,46	1,03

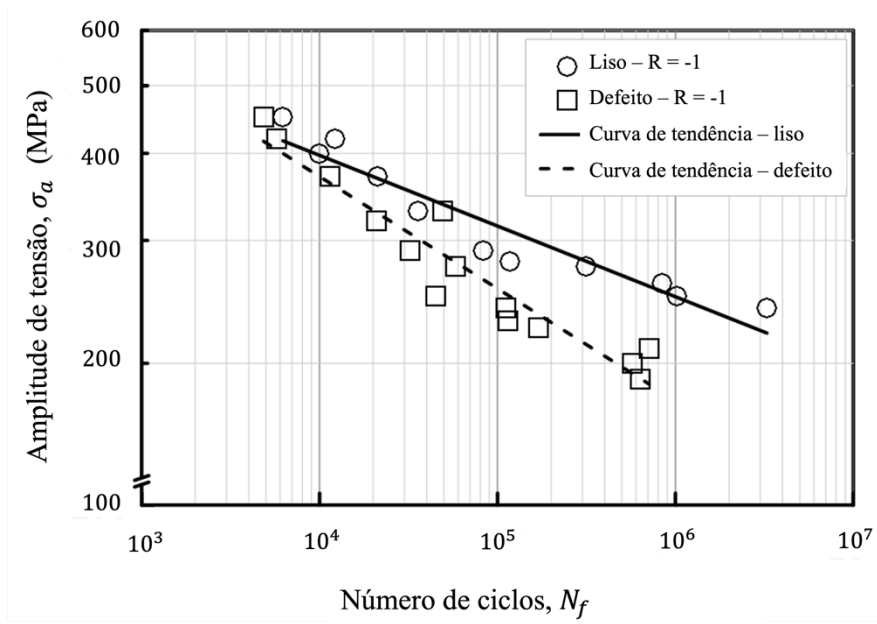
Tabela 4.3 – Ensaio de fadiga sob carregamento torcional, completamente reverso, em corpos de provas indentados

<i>Corpo de prova</i>	f (Hz)	τ_a (MPa)	N_f (ciclos)	FP_{pk} (MPa)	FP_{avg} (MPa)	$N_{f,pk}$ (ciclos)	$N_{f,avg}$ (ciclos)	$\frac{N_{f,pk}}{N_f}$	$\frac{N_{f,avg}}{N_f}$
TorD01	6	240	22.848	2,83	2,43	28.507	52.714	1,25	2,31
TorD02	6	220	42.115	2,45	2,07	50.543	113.120	1,20	2,69
TorD03	6	210	35.004	2,33	2,12	62.940	98.029	1,80	2,80
TorD04	6	190	51.295	2,29	2,19	68.085	84.977	1,33	1,66
TorD05	6	180	110.674	2,15	2,05	92.004	118.197	0,83	1,07
TorD06	6	170	427.084	2,02	1,92	127.326	171.191	0,30	0,40
TorD07	6	160	763.760	1,93	1,51	164.957	1.245.137	0,22	1,63
TorD08	6	150	1.998.013	1,76	1,36	300.421	7.282.009	0,15	3,64

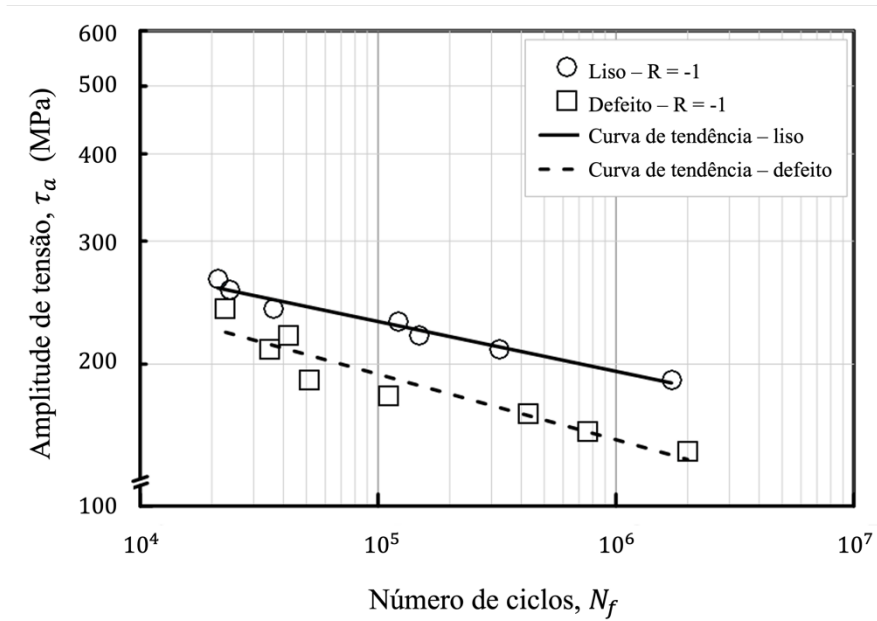
Tabela 4.4 – Ensaio de fadiga sob carregamento multiaxial em corpos de provas indentados

<i>Corpo de prova</i>	f (Hz)	σ_a (MPa)	τ_a (MPa)	φ (°)	N_f (ciclos)	FP_{pk} (MPa)	FP_{avg} (MPa)	$N_{f,pk}$ (ciclos)	$N_{f,avg}$ (ciclos)	$\frac{N_{f,pk}}{N_f}$	$\frac{N_{f,avg}}{N_f}$
AxTorP1	6	150	150	0	288,392	2.59	2.08	40,169	108,904	0.14	0.38
AxTorP2	6	170	119	0	87,432	2.40	2.20	55,225	81,669	0.63	0.93
AxTorNP1	6	150	150	90	39,629	2.90	2.40	26,047	54,927	0.66	1.39
AxTorNP2	6	170	119	90	80,041	2.88	2.31	26,717	65,054	0.33	0.81

As Figura 4.1a e Figura 4.1b comparam as amplitudes de tensão e as vidas à fadiga para corpos de provas indentados e lisos, respectivamente, em ensaios axiais e torcionais completamente reversos. Os resultados experimentais indicam claramente a redução na vida à fadiga devido à presença do defeito. Observa-se que, quanto menor a amplitude de tensão aplicada, maior é a redução da vida à fadiga em comparação com o corpo de prova liso: para carga axial, a vida à fadiga sob a amplitude de tensão $\sigma_a = 275$ MPa foi cinco vezes menor (de 312 mil para 58 mil ciclos) e 29 vezes menor (de 3,3 milhões para 111 mil ciclos) sob a amplitude de tensão $\sigma_a = 240$ MPa. Para o carregamento torcional, sob a amplitude de tensão $\tau_a = 190$ MPa, a vida à fadiga foi reduzida em 33 vezes (de 1,7 milhão para 51 mil ciclos).



(a)

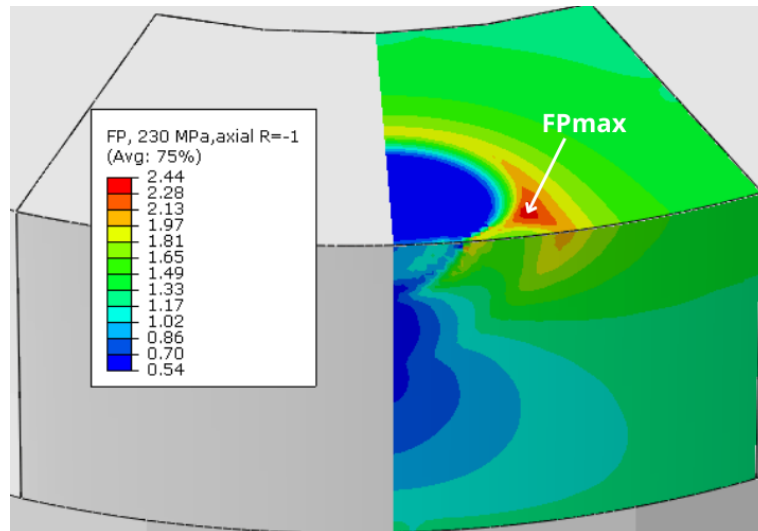


(b)

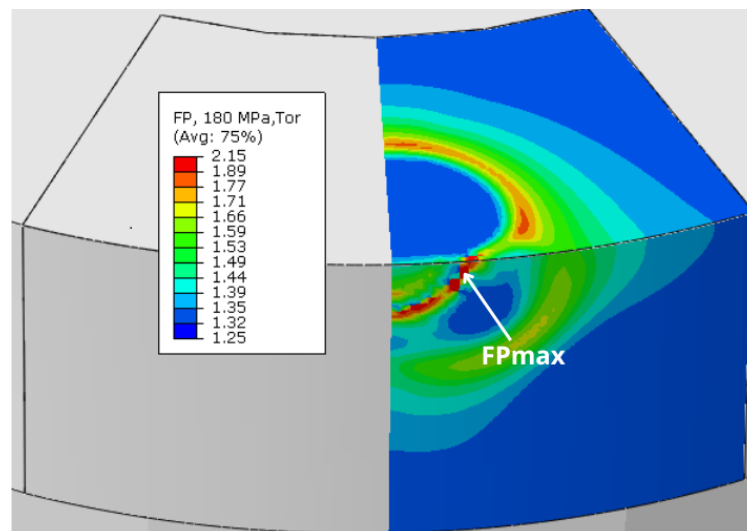
Figura 4.1 – Amplitude de tensão versus vida de corpos de provas lisos e indetados, com carregamento completamente reverso: (a) axial; (b) torcional

A Figura 4.2 mostra a distribuição do parâmetro de fadiga FP_{max} na região indentada sob duas condições distintas de carregamento cíclico: (a) carregamento axial completamente reverso, com amplitude de tensão nominal $\sigma_a = 230$ MPa; e (b) carregamento torsional completamente reverso, com amplitude de tensão de cisalhamento nominal $\tau_a = 180$ MPa. Estas figuras identificam as regiões de máximo FP_{max} , que correspondem aos potenciais locais de iniciação de trincas no corpo de prova. A distribuição de FP_{max} apresenta forte correlação com as regiões de máxima tensão normal, as quais desempenham papel crítico na resposta à fadiga em ligas de alumínio. Notadamente, as diferenças na distribuição de FP_{max} entre os modos de carregamento axial e torcional indicam que o comportamento em fadiga é altamente sensível ao tipo de carregamento aplicado. Isso ressalta a importância de considerar diferentes cenários de carregamento para identificar com precisão as regiões mais suscetíveis à iniciação de trincas.

Conforme mostrado na Figura 3.11b para o caso axial, o primeiro ciclo de carregamento provoca uma redistribuição significativa das tensões residuais ao redor da indentação. Essa redistribuição modifica a distribuição de FP_{max} e, conseqüentemente, os locais estimados de iniciação de trinca. Embora o presente estudo não considere as alterações cíclicas progressivas na curva tensão-deformação, a redistribuição inicial evidencia a forte influência campo de tensões residuais nas estimativas de vida à fadiga. Trabalhos futuros poderão abordar essa limitação incorporando modelos mais avançados, capazes de representar a redistribuição cíclica de tensões ao longo dos ciclos até a falha.



(a)



(b)

Figura 4.2 – Distribuição do parâmetro de fadiga FP_{max} na região indentada, simulada sob: **(a)** carregamento axial completamente reverso com amplitude de tensão nominal $\sigma_a = 230\text{MPa}$; **(b)** carregamento torcional completamente reverso com amplitude de tensão nominal $\tau_a = 180\text{MPa}$

Como um método baseado em planos críticos, o método adotado identifica o plano material mais propenso à iniciação de trincas, e não o plano de propagação de trincas longas. Em corpos de prova lisos, o plano crítico se alinha com os ângulos de iniciação observados experimentalmente: sob carregamento axial, ele coincide com os planos de máxima tensão normal, enquanto sob carregamento torcional coincide com os planos de

máxima tensão de cisalhamento, um comportamento de modo misto, também relatado por ZHAO E JIANG (2008) para ligas de alumínio 7075. Nos corpos de prova com defeito, as tensões residuais induzidas pela indentação modificam localmente a orientação do plano crítico. Nos casos de carregamento axial, o desvio na orientação do plano crítico, em relação aos corpos de prova lisos, foi inferior a 5° (Figura 4.3a), indicando apenas pequenas alterações locais. Já nos casos torcionais, observaram-se mudanças mais pronunciadas: a normal dos planos críticos, no ponto de maior intensidade (*hotspot*) dos corpos de prova com indentação, variou de aproximadamente 40° a 18° em relação ao eixo longitudinal, quando comparada às orientações de 0° e 90° observadas nos corpos de prova lisos (Figura 4.3b). Embora o defeito de indentação possa alterar localmente o ângulo de nucleação estimado, a vida em fadiga permanece governada exclusivamente pela magnitude de FP_{max} . Esse tratamento escalar permite estender os dados de fadiga obtidos em corpos de prova lisos para condições gerais de carregamento.

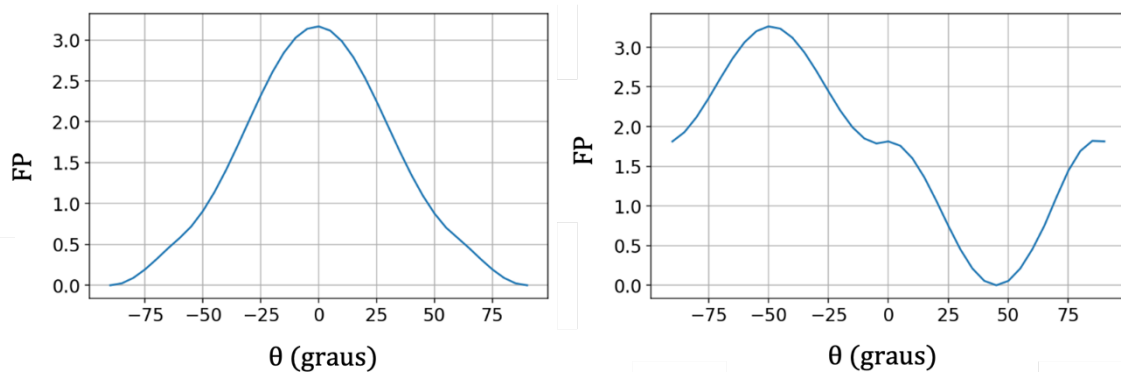


Figura 4.3 – Gráficos de $FP \times \theta$ no ponto de maior intensidade (*hotspot*) do corpo de prova submetido a: **(a)** carregamento axial, com amplitude de tensão nominal $\sigma_a = 275$ MPa; **(b)** carregamento torcional, com amplitude de tensão nominal $\tau_a = 210$ MPa

4.2. ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Buscou-se identificar, por meio da análise das superfícies de fratura, o provável local de iniciação das trincas. A partir da avaliação das amostras submetidas a carregamentos axiais, foi possível identificar três regiões características de um processo de fadiga: (i) iniciação da trinca, (ii) propagação e (iii) ruptura final. Na Figura 4.4, é apresentada a superfícies de fratura de um corpo de prova indented, submetido a um

carregamento axial com amplitude de tensão de 230 MPa, totalmente reverso, resultando em uma vida de 115.095 ciclos. Na figura, a região de iniciação e propagação está limitada por um círculo.

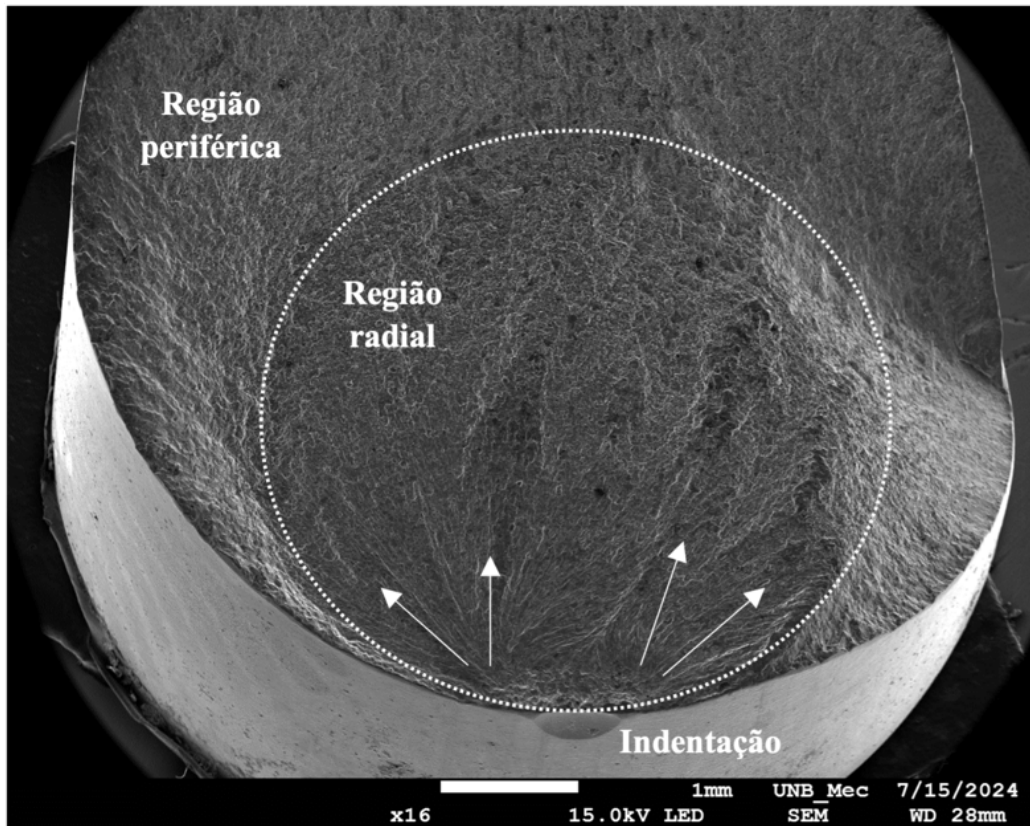


Figura 4.4 – Vista inclinada da superfície de fratura do corpo de prova indentedo, submetido a carregamento axial com $\sigma_a = 230$ MPa

A superfície fraturada apresenta padrões radiais bem definidos, que irradiam a partir de pequenas regiões abaixo da superfície livre, conforme indicado pelas setas, com textura fibrosa clara e detalhada. Essa textura indica modo de fratura dúctil, com propagação estável da trinca, evidenciada pela presença de marcas de rio. Na região periférica, a superfície possui textura rugosa e desorganizada, sugerindo uma fase final de fratura, onde a trinca se propagou rapidamente até a falha completa, indicando fratura mais complexa e menos controlada. A Figura 4.5 apresenta a ampliação da superfície fraturada, na vizinhança da indentação.

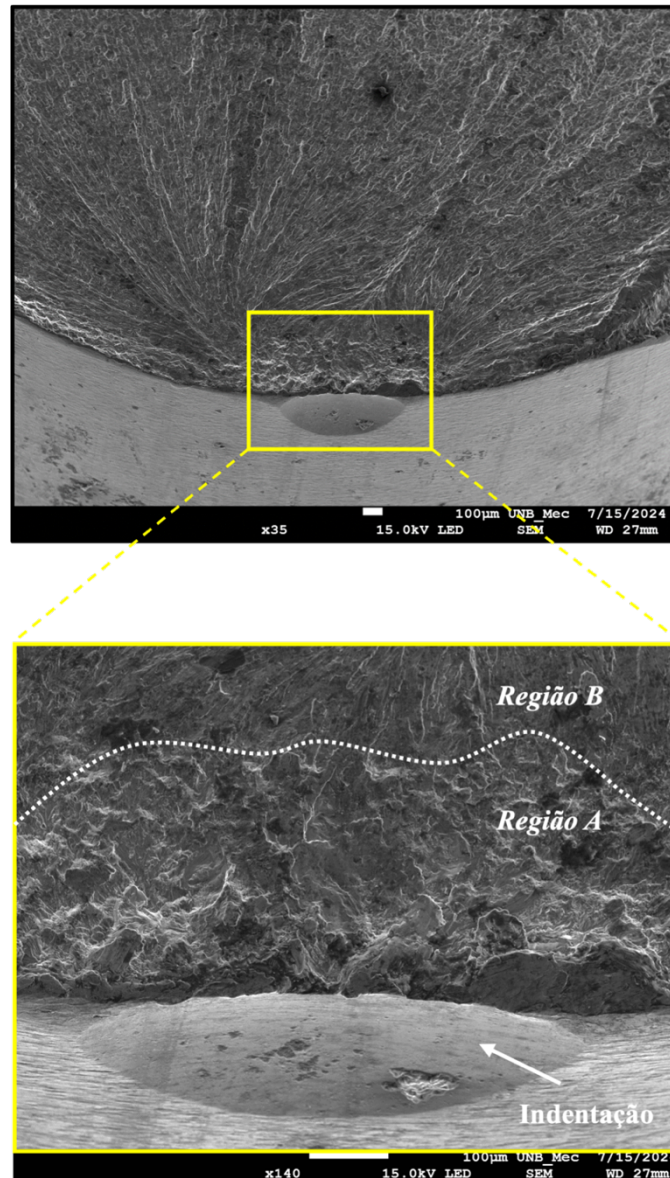
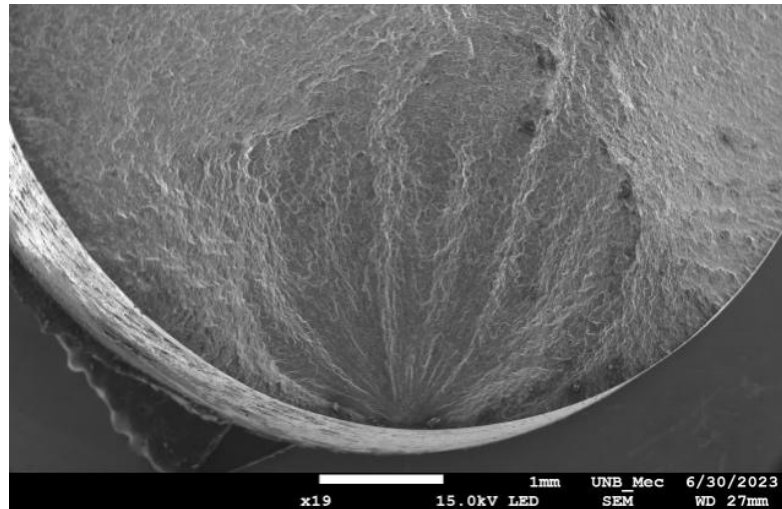


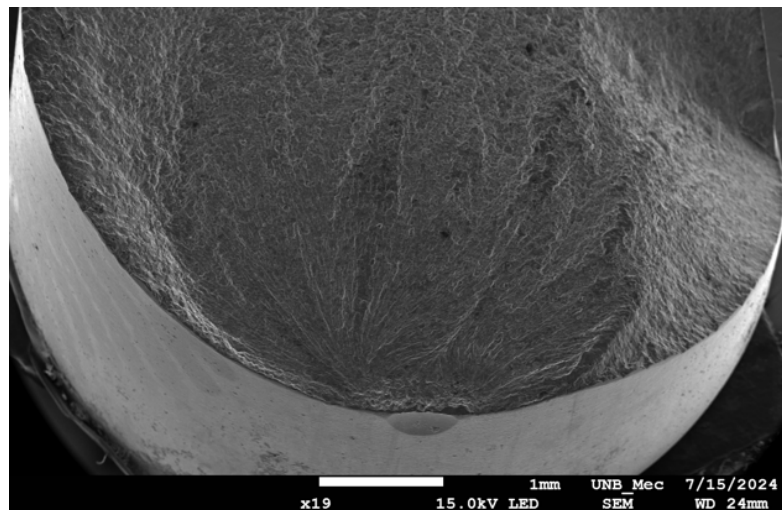
Figura 4.5 – Ampliação da região da indentação, em corpo de prova submetido a carregamento axial, $\sigma_a = 230$ MPa e vida à fadiga de $N_f = 115.095$ ciclos

A *Região A* da Figura 4.5, localizada na vizinhança da indentação e delimitada pela linha pontilhada, apresenta textura rugosa e desorganizada. Essas características sugerem que nesta região não houve nucleação ou propagação de trinca por fadiga. Isto é consistente com a presença de tensões residuais compressivas nesta região, decorrentes do processo de indentação, observadas nos resultados das simulações numéricas. Na *Região B*, observa-se a presença de padrões radiais, que são indicativas da direção de propagação da trinca. Esses padrões radiais, ou marcas de rio, são característicos de uma propagação de trinca sob tensões trativas.

A Figura 4.6 compara as superfícies de fratura de um corpo de prova liso e de um corpo de prova indentado, ambos submetidos a carregamento axial totalmente reverso. Observa-se que, em ambas as superfícies de fratura, são visíveis as marcas de rio características da propagação de trincas, as quais indicam a região de iniciação. No caso do corpo de prova liso, as marcas de rio convergem para a superfície, como ilustrado na Figura 4.6a. Já no corpo de prova indentado, essas marcas originam-se na subsuperfície, conforme apresentado na Figura 4.6b.



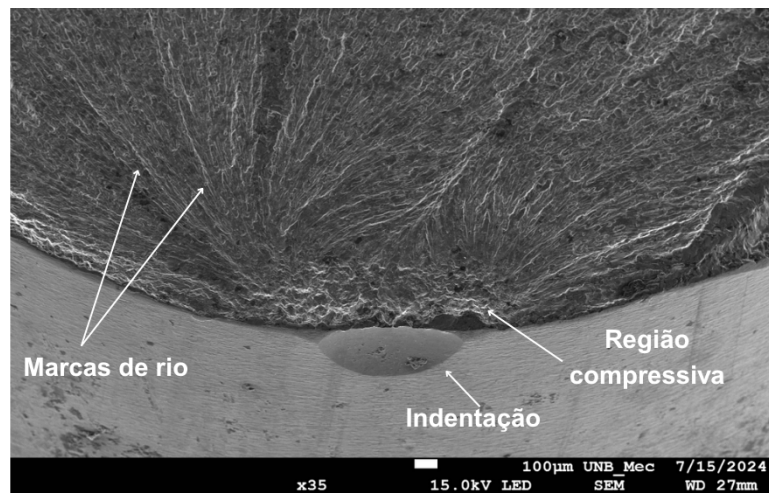
(a)



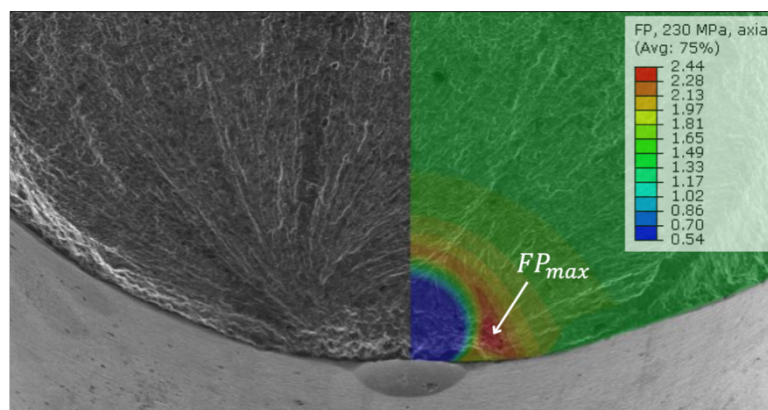
(b)

Figura 4.6 – Superfície de fratura de ensaios de fadiga sob carregamento axial, totalmente reverso, em: **(a)** corpo de prova liso; **(b)** corpo de prova indentado

A Figura 4.7 apresenta uma comparação entre os resultados simulados e as observações experimentais da superfície fraturada. A Figura 4.7a exibe a morfologia da superfície de fratura de um corpo de prova submetido a carregamento axial completamente reverso, com amplitude nominal de $\sigma_a = 230 \text{ MPa}$, revelando marcas de rio características da propagação de trincas por fadiga. Para examinar melhor essa correspondência, a Figura 4.7b sobrepõe a distribuição FP_{max} simulada à imagem da superfície de fratura, permitindo uma comparação visual dos locais de iniciação de trincas previstos e experimentais.



(a)



(b)

Figura 4.7 – (a) Morfologia da superfície fraturada do corpo de prova submetido a carregamento axial completamente reverso com amplitude nominal $\sigma_a = 230 \text{ MPa}$; **(b)** Comparação entre a superfície fraturada e a distribuição do parâmetro de fadiga.

O valor máximo do parâmetro de fadiga, FP_{max} , está localizado na região em vermelho, na subsuperfície do corpo de prova, coincidindo com as zonas de iniciação de trinca observadas na fractografia. Esse resultado está alinhado com a hipótese de que as tensões residuais compressivas geradas pelo processo de indentação inibiram o início da trinca na superfície, favorecendo a formação de trincas na subsuperfície. Essas observações destacam o impacto das tensões residuais na iniciação de trincas sob carregamento cíclico. Embora o presente estudo tenha se concentrado na distribuição inicial das tensões residuais, trabalhos futuros poderão expandir esses resultados incorporando modelos elastoplásticos cíclicos, de modo a capturar a possível relaxação progressiva dessas tensões e aprimorar as estimativas de vida em fadiga sob condições de carregamento mais complexas.

A Figura 4.8 ilustra a superfícies de fratura de um corpo de prova indentado, submetido a um carregamento torcional com amplitude de tensão de 180 MPa, totalmente reverso. No entanto, devido ao atrito causado pelo carregamento torcional, não é possível identificar com clareza as regiões associadas à iniciação da trinca, à propagação e à falha final.

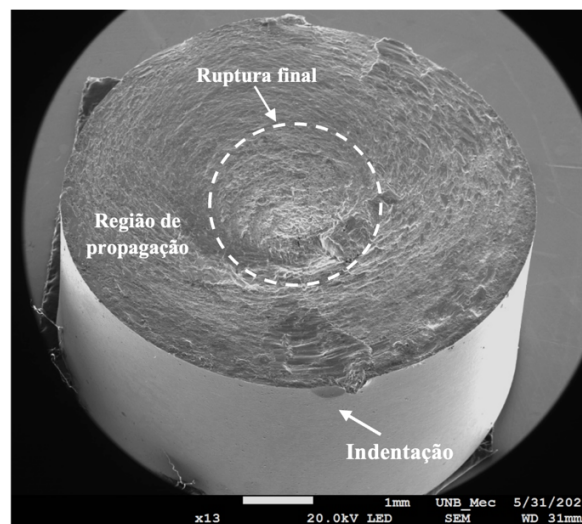


Figura 4.8 – Vista inclinada da superfície de fratura do corpo de prova indentado, submetido a carregamento torcional com amplitude de tensão de $\tau_a = 180$ MPa

A superfície de fratura é plana e apresenta padrões concêntricos, semelhantes a anéis, característicos da carga torcional. Os anéis apresentam convergência para uma região central, que possui textura rugosa e irregular, típica da fase final de fratura. Na

região de propagação, observa-se marcas do processo de atrito, causado pelo contato entre as duas superfícies separadas por trincas. Uma ampliação da superfície fraturada é apresentada na Figura 4.9.

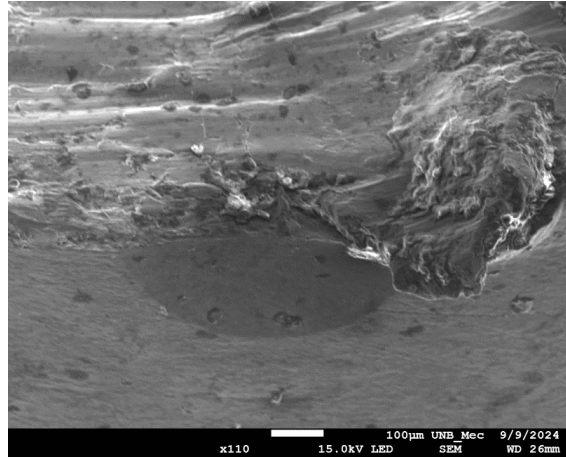


Figura 4.9 – Ampliação da região da indentação, em corpo de prova submetido a carregamento torcional, $\tau_a = 180$ MPa

Em razão do atrito associado ao carregamento torcional, não foi possível identificar características que permitissem a clara identificação da região de iniciação da trinca. Na região próxima à indentação, observa-se uma pequena área sobressaliente, semelhante a uma rebarba, a qual pode ter sido gerada durante a fase final de fratura, no processo de separação das partes do corpo de prova. Conforme apresentado anteriormente, para corpos de prova submetidos a carregamento torcional, as simulações numéricas indicam que o parâmetro FP_{max} está localizado na superfície do corpo de prova. Contudo, não foi possível contrastar esse resultado com as observações experimentais.

4.3. ANÁLISE DAS ESTIMATIVAS DE VIDA

As Tabela 4.1 a Tabela 4.4 apresentam os dados experimentais, bem como os principais parâmetros derivados das simulações numéricas e as estimativas de vida à fadiga. Adicionalmente, são apresentadas as razões $N_{f,pk}/N_f$ e $N_{f,avg}/N_f$, que fornecem informações complementares sobre o desempenho preditivo do modelo. A primeira razão avalia a qualidade das estimativas de vida obtidas quando o valor máximo do parâmetro

de fadiga, FP , é adotado a partir da Eq. (3.1). A segunda razão, por sua vez, avalia a qualidade da estimativa de vida quando se utiliza o parâmetro médio volumétrico, FP_{avg} . Em conjunto, essas razões constituem a base para a avaliação da precisão do modelo em relação aos dados experimentais. A Figura 4.10 compara as vidas à fadiga estimadas e experimentais obtidas a partir do parâmetro de Zhao e Jiang, avaliadas de duas formas: (i) diretamente no ponto de Gauss do ponto crítico, *hotspot*, (Figura 4.10a); e (ii) utilizando as tensões médias volumétricas, conforme o Método do Volume descrito na Seção 3.5 (Figura 4.10b). Em ambas as representações, as linhas tracejadas indicam as faixas de erro 3 e 5, dentro das quais as previsões de vida à fadiga situam-se entre $N_f/3$ e $3N_f$, e entre $N_f/5$ e $5N_f$, respectivamente. Os resultados correspondentes aos ensaios axiais totalmente reversos são representados por círculos, os ensaios axiais com tensão média por losangos, os ensaios torcionais totalmente reversos por triângulos e os ensaios multiaxiais por quadrados.

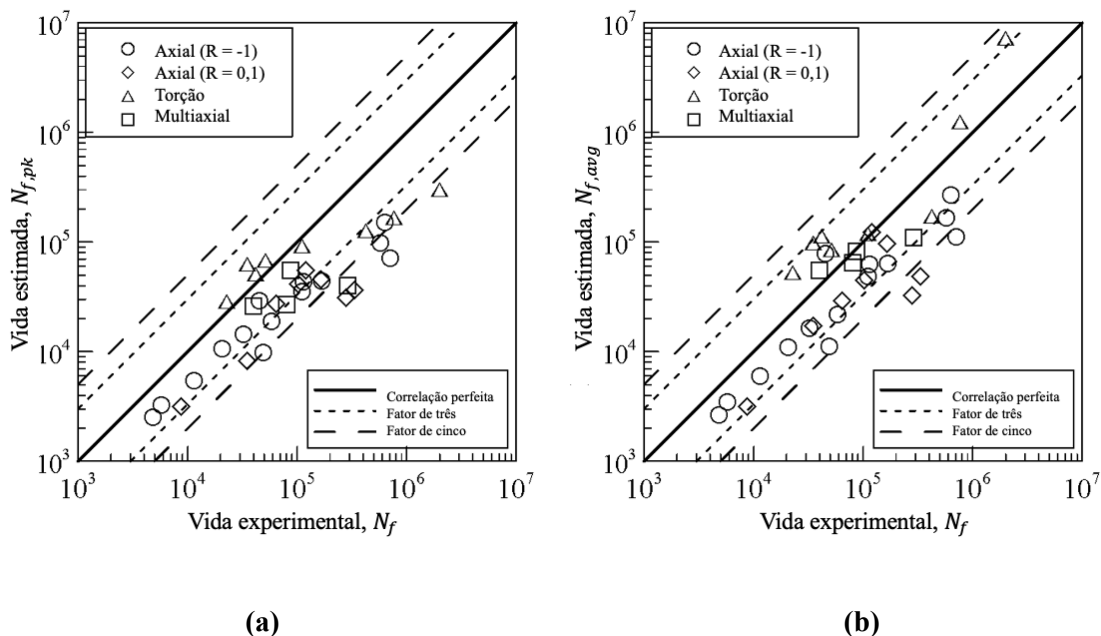


Figura 4.10 – Comparação das previsões de vida à fadiga utilizando o parâmetro SWT modificado avaliado em: **(a)** tensões no ponto de Gauss do ponto crítico (*hotspot*); **(b)** tensões médias volumétricas pelo Método do Volume

A acurácia das previsões apresenta diferenças claras entre as duas abordagens analisadas. Quando os valores de FP , calculados nos pontos Gauss são considerados, apenas 18 casos (53%) situam-se dentro da faixa de erro três, enquanto 10 casos (29%) permanecem entre as faixas de erro três e cinco, e 6 casos (18%) desviam-se além da faixa de erro cinco. Esse desempenho indica que a abordagem baseada no ponto de Gauss

considera os valores de pico do parâmetro de fadiga e ignora eventuais gradientes elevados do parâmetro, resultando em estimativas excessivamente conservadoras, observada no posicionamento da maioria dos dados abaixo da linha de correlação perfeita, conforme indicado pela Figura 4.10a.

Em contraste, o Método do Volume apresenta um desempenho preditivo superior. Sob essa abordagem, 28 dos 34 casos (82%) situam-se dentro da faixa de erro três, apenas 3 casos (9%) encontram-se entre as faixas de erro três e cinco, e outros 3 casos (9%) permanecem fora dos limites da faixa de erro cinco. Esse desempenho confirma que a média volumétrica atenua a influência excessiva dos picos de tensão localizados, resultando em estimativas de vida à fadiga mais precisas em diferentes cenários de carregamento, incluindo ensaios multiaxiais.

A Figura 4.11 aprofunda a análise dos resultados experimentais ao correlacionar o número de ciclos até a falha com o parâmetro de fadiga ($FP_* - FP_{th}$), em que o asterisco indica o subscrito *pk* (valor de pico) ou *avg* (valor médio volumétrico). Essa representação alternativa destaca a eficácia da relação constitutiva $(FP_* - FP_{th})^\xi \cdot N_{f,*} = C$ em reproduzir as tendências experimentais. No caso do parâmetro FP calculado no ponto de Gauss (Figura 4.11a), a correlação é comprometida devido aos picos de tensões residuais, especialmente sob carregamento axial, em que vários pontos de dados se afastam visivelmente da linha de correlação perfeita. Por outro lado, o Método do Volume (Figura 4.11b) produz uma distribuição de dados substancialmente mais compacta, com a maioria dos pontos agrupando-se próximos à linha de correlação. Essa melhoria é particularmente evidente nos ensaios torcionais e multiaxiais, nos quais a média volumétrica reduz a variabilidade que, de outro modo, seria introduzida pelas heterogeneidades locais de tensão.

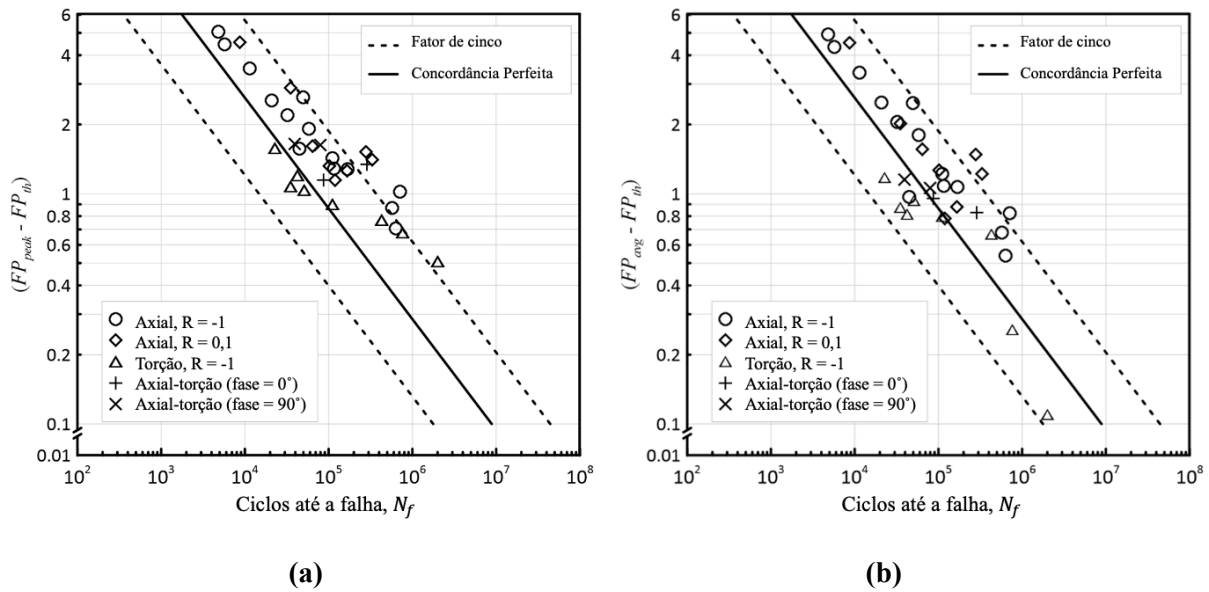


Figura 4.11 – Correlação das vidas em fadiga experimentais com o parâmetro $(FP_* - FP_{th})$ avaliado em: **(a)** tensões nos pontos de Gauss, FP_{pk} , no ponto crítico (*hotspot*); **(b)** FP_{avg} médio volumétrico pelo Método do Volume

Também é importante destacar que os poucos pontos localizados fora dos limites de erro fator cinco surgem de forma esporádica, sem qualquer dependência clara com o tipo de carregamento, a amplitude de tensão aplicada ou o regime de vida à fadiga. Essa ocorrência, aparentemente aleatória, reflete a natureza probabilística intrínseca da fadiga, na qual corpos de prova isolados podem desviar-se significativamente da tendência geral devido a heterogeneidades microestruturais locais ou à presença de múltiplos sítios de iniciação de trincas. É importante ressaltar que esses valores discrepantes (*outliers*) não indicam uma deficiência sistemática do parâmetro proposto, mas correspondem à dispersão natural esperada em conjuntos de dados experimentais de fadiga.

De modo geral, o conjunto de evidências apresentado nas Figura 4.10 e Figura 4.11 confirma que o parâmetro FP calculado por meio do Método do Volume aumenta significativamente a capacidade preditiva do modelo. Ao mitigar os efeitos distorcivos das tensões localizadas, essa abordagem fornece estimativas de vida à fadiga mais precisas e mais robustas sob diferentes modos de carregamento, oferecendo uma base confiável para a previsão de vida em componentes com descontinuidades superficiais.

5. Conclusões

Uma redução severa da vida à fadiga da liga de alumínio 7075-T6511, causada por defeitos rasos produzidos pela compressão de pequenos objetos contra a superfície do material, foi observada neste estudo. Diante de todos os resultados encontrados neste trabalho, que incluem uma extensa campanha experimental e modelagem para estimativa de vida à fadiga, pôde-se concluir que:

- a) Os resultados experimentais demonstraram que os defeitos por indentação causaram reduções significativas na vida à fadiga, chegando a até 29 vezes sob carregamento axial e a até 33 vezes sob carregamento torcional, em comparação com corpos de prova sem defeitos. Foi observado que, quanto menor a amplitude de tensão nominal aplicada, mais severa foi a redução da vida à fadiga em relação aos corpos de prova lisos.
- b) Foi desenvolvida e validada uma metodologia para a estimativa da vida à fadiga de ligas de alumínio na presença de defeitos por indentação, integrando abordagens experimental e numérica. Baseada no parâmetro de fadiga de Zhao e Jiang, a metodologia compreendeu a caracterização do comportamento em fadiga do material sem defeitos, a estimativa computacional dos campos de tensões residuais gerados pelo processo de indentação e a incorporação dessas tensões residuais ao histórico de carregamento nominal para a previsão da vida à fadiga de corpos de prova indentados. Os resultados obtidos forneceram subsídios relevantes para a compreensão do papel das tensões residuais na redução da vida à fadiga e dos locais de nucleação de trincas.
- c) A calibração do modelo de fadiga proposto por Zhao e Jiang, utilizando um valor constante para o parâmetro b , mostrou-se eficaz dentro da faixa de vida considerada. O modelo alcançou um alto coeficiente de determinação ($R^2 = 0,9713$), indicando forte correlação entre as vidas experimentais e estimadas para os corpos de prova lisos. Além disso, a maioria das previsões para corpos de prova

lisos situou-se dentro de faixa de erro fator dois em relação aos valores observados, demonstrando boa precisão preditiva.

- d) Devido aos elevados gradientes do parâmetro de fadiga, FP , considerou-se a média volumétrica de FP , no contexto da Teoria da Distância Crítica. As previsões resultantes para corpos de provas indentados mostraram que 82% das estimativas de vida à fadiga situaram-se dentro de uma faixa de erro fator três em relação aos valores experimentais, enquanto apenas 9% permaneceram dentro de uma faixa de erro fator cinco.
- e) As previsões reproduziram satisfatoriamente as vidas à fadiga observadas experimentalmente, evidenciando que os campos de tensões residuais exercem influência dominante sob as condições de carregamento investigadas. A boa concordância entre resultados numéricos e experimentais decorre de inúmeros fatores, como o parâmetro de fadiga adotado, o procedimento de calibração empregado e a estimativa do campo de tensões residuais, mesmo sem considerar a relaxação progressiva dessas tensões ao longo dos ciclos.
- f) A análise fractográfica confirmou que as trincas não se iniciaram na raiz da indentação, onde a concentração de tensão devido à geometria do defeito é máxima. Em contraste, a nucleação das trincas ocorreu na vizinhança das bordas da indentação, coincidindo com as regiões de pico de tensão residual trativa. Esse resultado indica que, nas condições avaliadas, a redução da vida à fadiga é governada principalmente pelo campo de tensão residual, e não pelo efeito de entalhe da geometria da indentação. Para os carregamentos axiais, o parâmetro de fadiga FP_{\max} foi identificado no interior do material, imediatamente abaixo da borda do defeito, enquanto, nos carregamentos torcionais, FP_{\max} ocorreu na superfície livre, na borda da indentação.

Em resumo, o estudo fornece evidências diretas de que mesmo defeitos rasos, com dimensões inferiores a 1 mm de diâmetro e 40 μm de profundidade, cuja produção gerou tensões residuais significativas, podem provocar reduções severas na vida à fadiga em ligas de alumínio de alta resistência. A metodologia combinada experimental–numérica oferece um modelo preditivo prático e conservador, adequado para aplicações de

engenharia, além de indicar caminhos para aprimoramento futuro por meio de modelagens constitutivas mais avançadas.

5.1. TRABALHOS FUTUROS

Os resultados obtidos neste trabalho abriram diversas possibilidades para o aprofundamento da investigação sobre a severidade dos defeitos superficiais e das tensões residuais na vida à fadiga de ligas metálicas. A metodologia proposta demonstrou potencial para aplicação em diferentes contextos, mas alguns aspectos ainda requerem estudo mais detalhado. Assim, são sugeridas as seguintes direções para trabalhos futuros:

- i. Realizar experimentos e modelagem numérica considerando novas geometrias e profundidades de indentação, com o objetivo de investigar a influência da morfologia dos defeitos na distribuição dos campos de tensões residuais, bem como identificar limitações e oportunidade de aprimoramento da metodologia proposta.
- ii. Incorporar a plasticidade cíclica à modelagem numérica com o objetivo de capturar o possível relaxamento progressivo das tensões residuais ao longo do carregamento, aprimorando as previsões de vida à fadiga sob condições de carregamento mais complexas. Ressalta-se, contudo, que a adoção de modelos constitutivos mais elaborados implica aumento do custo computacional, refletido em maiores tempos de processamento.
- iii. Ampliar o estudo considerando carregamentos multiaxiais, por meio de novos ensaios experimentais e simulações, visando avaliar a robustez do modelo sob condições proporcionais e não proporcionais. Cabe aqui observar que a descrição do comportamento elastoplástico cíclico sob carregamentos multiaxiais não proporcionais ainda representa um desafio em termos de aderência com observações experimentais.

- iv. Estimar com maior precisão os campos de tensões residuais na vizinhança do defeito, em particular nos casos envolvendo carregamentos torcionais.
- v. Estender a aplicação da metodologia desenvolvida neste estudo para a análise de outros materiais. O modelo apresenta potencial de aplicação para diferentes cenários, desde que os campos de tensão residual sejam adequadamente representados por simulações numéricas.

Referências

ABAQUS. **ABAQUS version 6.14: user's manual**. Providence: Dassault Systèmes Simulia Corp., 2014.

ADRIANO, V. S. R.; MARTÍNEZ, J. M. G.; FERREIRA, J. L. A.; ARAÚJO, J. A.; SILVA, C. R. M. The influence of the fatigue process zone size on fatigue life estimations performed on aluminum wires containing geometric discontinuities using the theory of critical distances. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 97, p. 265–278, 2018. DOI: 10.1016/j.tafmec.2018.09.002.

AHN, J.-H.; JEON, E.; CHOI, Y.; LEE, Y.-H.; KWON, D. Derivation of tensile flow properties of thin films using nano-indentation technique. **Current Applied Physics**, v. 2, p. 525–531, 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM metals handbook: properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials**. v. 2. Ohio: ASM International, 1992.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM metals handbook desk edition**. 2. ed. Ohio: ASM International, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM handbook: heat treatment**. v. 4. Ohio: ASM International, 1991.

ARCIERI, E. V.; BARAGETTI, S.; BOZIC, Z. Stress assessment and fracture surface analysis in a foreign object damaged 7075-T6 specimen under rotating bending. **Engineering Failure Analysis**, v. 138, p. 106380, 2022. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2022.106380.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E837 – Determining residual stress by the hole-drilling strain-gauge method**. West Conshohocken, 1985.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E466-15 – Standard practice for conducting force-controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials**. West Conshohocken, 2015.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E606/E606M-21 – Standard test method for strain-controlled fatigue testing**. West Conshohocken, 2021.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E112-13 (Reapproved 2021) – Standard test methods for determining average grain size**. West Conshohocken, 2021.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 6506-1:2019 – Materiais metálicos: ensaio de dureza Brinell: parte 1: método de ensaio**. Rio de Janeiro, 2019.

BASQUIN, O. The exponential law of endurance tests. **Proceedings of the American Society for Testing Materials**, v. 10, p. 625–630, 1910. Disponível em: <https://cir.nii.ac.jp/crid/1570854175181886720>.

BENEDETTI, M.; FONTANARI, V.; SCARDI, P.; RICARDO, C. A.; BANDINI, M. Reverse bending fatigue of shot peened 7075-T651 aluminum alloy: the role of residual stress relaxation. **International Journal of Fatigue**, v. 31, p. 1225–1236, 2009. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2008.11.017.

BELLETT, D.; TAYLOR, D.; MARCO, S.; MAZZEO, E.; GUILLOIS, J.; PIRCHER, T. The fatigue behaviour of three-dimensional stress concentrations. **International Journal of Fatigue**, v. 27, n. 3, p. 207–221, 2005.

BERETTA, S.; FOLLETTI, S.; VALIULLIN, K. Fatigue strength for shallow defects/cracks in torsion. **International Journal of Fatigue**, v. 33, p. 287–299, 2011.

BORREGO, L. P.; JESUS, J. S.; BRANCO, R.; FERREIRA, J. A. M.; ANTUNES, F. V.; NETO, D. M.; SÉRGIO, E. R. Mechanisms of fatigue crack growth in 7050-T6 aluminium alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 194, p. 108830, 2025. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2025.108830.

BOYCE, B. L.; CHEN, X.; PETERS, J. O.; HUTCHINSON, J. W.; RITCHIE, R. O. Mechanical relaxation of localized residual stresses associated with foreign object damage. **Materials Science and Engineering A**, v. 349, p. 48–58, 2003. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00543-9.

CAMPBELL, C. E.; BENDERSKY, L. A.; BOETTINGER, W. J.; IVESTER, R. Microstructural characterization of Al-7075-T651 chips and work pieces produced by high-speed machining. **Materials Science and Engineering A**, v. 430, p. 15–26, 2006.

CHABOCHE, J. L. Time independent constitutive theories for cyclic plasticity. **International Journal of Plasticity**, v. 2, p. 149–188, 1986.

CHIOCCA, A.; FRENDO, F.; AIELLO, F.; BERTINI, L. Influence of residual stresses on the fatigue life of welded joints: numerical simulation and experimental tests. **International Journal of Fatigue**, v. 162, 2022.

CHO, J.; LEE, C. H. FE analysis of residual stress relaxation in a girth-welded duplex stainless steel pipe under cyclic loading. **International Journal of Fatigue**, v. 82, p. 462–473, 2016. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.09.001.

CROSSLAND, B. Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel. In: **INSTITUTION OF MECHANICAL ENGINEERS. *Proceedings of the International Conference on Fatigue of Metals***. [S.l.], 1956. v. 138, p. 12–12.

DA SILVA, B. L.; FERREIRA, J. L. A.; ARAÚJO, J. A. Influence of notch geometry on the estimation of the stress intensity factor threshold by considering the theory of critical distances. **International Journal of Fatigue**, v. 42, p. 258–270, 2012. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2011.11.020.

DAHLE, A. Aluminum alloys: heat treatment of. In: BUSCHOW, K. J.; CAHN, R. W.; FLEMINGS, M. C.; ILSCHNER, B.; KRAMER, E. J.; MAHAJAN, S.; VEYSSIÈRE, P. (ed.). **Encyclopedia of materials: science and technology**. Oxford: Elsevier, 2001. p. 111–113.

DAI, W.; LIU, Z.; LI, C.; HE, D.; JIA, D.; ZHANG, Y.; TAN, Z. Fatigue life of micro-arc oxidation coated AA2024-T3 and AA7075-T6 alloys. **International Journal of Fatigue**, v. 124, p. 493–502, 2019. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.028.

DEY, S.; CHATTERJEE, I.; SIVAPRASAD, S. Effect of pitting corrosion on fatigue life of T6 and T73 of 7075 aluminum alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 200, p. 109073, 2025. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2025.109073.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

DING, L. et al. The natural aging and precipitation hardening behaviour of Al-Mg-Si-Cu alloys with different Mg/Si ratios and Cu additions. **Materials Science and Engineering A**, v. 627, p. 119–126, 2015. DOI: 10.1016/j.msea.2014.12.086.

DIVE, V.; LAKADE, S. Recent research progress on residual stress measurement using non-destructive testing. **Materials Today: Proceedings**, v. 47, p. 3282–3287, 2021. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.07.094.

DOREMUS, L.; CORMIER, J.; VILLECHAISE, P.; HENAFF, G.; NADOT, Y.; PIERRET, S. Influence of residual stresses on the fatigue crack growth from surface anomalies in a nickel-based superalloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 644, p. 234–246, 2015.

EL HADDAD, M. H.; SMITH, K. N.; TOPPER, T. H. Prediction of non-propagating cracks. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 101, n. 1, p. 42–46, 1979a.

FATEMI, A.; SOCIE, D. F. A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 11, n. 3, p. 149–165, 1988.

FLEURY, R. M. N.; NOWELL, D.; SUI, T.; YING, S.; KORSUNSKY, A. M.; TAI, Y. H.; SILVA, F. Characterization of handling and service surface damage on nickel alloys caused by low velocity impacts of blunt hard objects. **Mechanics of Materials**, v. 107, p. 45–55, 2017.

FENG, L.; DAI, Q.; HU, L.; GUO, C.; LI, Y. Local ratcheting and stress relaxation at notch root of CP-Ti specimen under cyclic loading: experiment and simulation. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 131, p. 104425, 2024. DOI: 10.1016/j.tafmec.2024.104425.

GOMES, R.; ARAÚJO, J.; CARDOSO, R.; FERREIRA, J.; SILVA, R. Fatigue life prediction using critical distance on aluminum alloy wire containing indentation produced marks. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 128, p. 104135, 2023. DOI: 10.1016/j.tafmec.2023.104135.

GUO, J.; FU, H.; PAN, B.; KANG, R. Recent advances in residual stress measurement techniques for small-scale features. **Chinese Journal of Aeronautics**, v. 172, p. 108977, 2021. DOI: 10.1016/j.cja.2019.10.010.

HUGHES, T. J. R. **The finite element method: linear and dynamic finite element analysis**. Mineola, NY: Dover Publications, 2000.

HUTCHINGS, M. T.; WITHERS, P. J.; HOLDEN, T. M.; LORENTZEN, T. **Introduction to the characterization of residual stress by neutron diffraction**. Boca Raton: CRC Press, 2005.

JIANG, Y.; SEHITOGLU, H. Modeling of cycling ratchetting plasticity, part I: development of constitutive relations. **Transactions of the ASME: Journal of Applied Mechanics**, v. 63, p. 720–725, 1996. DOI: 10.1115/1.2823355.

KULA, E.; WEISS, V. **Residual stress and stress relaxation**. New York: Springer, 2013.

LAZZARIN, P.; TOVO, R.; MENEGHETTI, G.; ATZORI, B. Fatigue crack initiation and propagation phases near notches in metals with low notch sensitivity. **International Journal of Fatigue**, v. 19, n. 8–9, p. 647–657, 1997.

LIU, A.; XU, Z. W.; LIANG, Z.; WANG, X. S. An evaluation on high cycle fatigue fractures characteristics of 2024-T351 Al alloy with different surface defects. **Mechanics of Materials**, v. 164, 2022.

LOUHICHI, A. M.; POULACHON, G.; LORONG, P.; OUTEIRO, J.; MONTEIRO, E. Experimental and simulative determination of residual stress during heat treatment of 7075-T6 aluminum. **Procedia CIRP**, v. 108, p. 82–87, 2022.

LU, J. **Handbook of measurement of residual stress**. Bethel: SEM, 1996.

MACHADO, L. Q.; MALCHER, L. Isotropic hardening curve characterization by the resultant profile of ball indentation tests. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 41, p. 509, 2019. DOI: 10.1007/s40430-019-1976-4.

MADARIAGA, A.; ORTIZ-DE-ZARATE, G.; ARRAZOLA, P. J. Non-destructive procedure to determine residual stresses and white layers in hole making operations. **NDT International**, v. 151, p. 103304, 2025. DOI: 10.1016/j.ndteint.2024.103304.

MALL, S.; HAMRICK, J. L.; NICHOLAS, T.; et al. High cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V with simulated foreign object damage. **Mechanics of Materials**, v. 33, p. 679–692, 2001.

MARTIN, V.; VÁZQUEZ, J.; NAVARRO, C.; DOMÍNGUEZ, J. Effect of shot peening residual stresses and surface roughness on fretting fatigue strength of Al 7075-T651. **Tribology International**, v. 142, p. 106004, 2020. DOI: 10.1016/j.triboint.2019.106004.

MARTÍNEZ, J. M. G.; ADRIANO, V. S. R.; ARAÚJO, J. A.; FERREIRA, J. L. A.; SILVA, C. R. M. Geometrical size effect in the fatigue life predictions of aluminum wires with micro holes using methods of the critical distance. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 209, p. 147–161, 2018. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2018.12.034.

MARTINS, M. M. M. **Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082**. 2008. Universidade de Aveiro, Portugal. (Dissertação/Monografia)

MASOOMI, M. et al. Residual stress measurements via neutron diffraction of additive manufactured stainless steel 17-4 PH. **Data in Brief**, v. 13, p. 408–414, 2017. DOI: 10.1016/j.dib.2017.06.027.

MAUREL, P.; WEISS, L.; GROSDIDIER, T.; BOCHER, P. How does surface integrity of nanostructured surfaces induced by severe plastic deformation influence fatigue behaviors of Al alloys with enhanced precipitation? **International Journal of Fatigue**, v. 140, p. 105792, 2020. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105792.

MOUSSAOUI, K.; SEGONDS, S.; RUBIO, W.; MOUSSEIGNE, M. Studying the measurement by X-ray diffraction of residual stresses in Ti6Al4V titanium alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 667, p. 340–348, 2016. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.130>

METCUT RESEARCH ASSOCIATES. **Machining data handbook**. 3. ed. Ohio: Institute for Advanced Manufacturing Sciences, 1980.

MURAKAMI, Y.; ENDO, T. Effects of small defects on fatigue strength of metals. **International Journal of Fatigue**, v. 2, p. 23–30, 1980.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 17, n. 1, p. 1–15, 1983.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Effects of hardness and crack geometries on ΔK_{th} of small cracks emanating from small defects. London: **Mechanical Engineering Publications**, 1986. p. 275–293.

MURAKAMI, Y.; TAKAHASHI, K. Torsional fatigue of a medium carbon steel containing an initial small surface crack introduced by tension–compression fatigue: crack branching, non-propagation and fatigue limit. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, p. 1473–1484, 1998.

MURAKAMI, Y. **Metal fatigue: effects of small defects and inclusions**. Oxford: Elsevier Science, 2002.

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

NEUBER, H. **Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material**. 2. ed. Berlin: Springer, 1958.

NOWELL, D.; DUÓ, P.; STEWART, I. F. Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage. **International Journal of Fatigue**, v. 25, p. 963–969, 2003. DOI: 10.1016/S0142-1123(03)00160-9.

OHNO, N.; WANG, J. D. Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, part I: formulation and basic features for ratcheting behavior. **International Journal of Plasticity**, v. 9, p. 375–390, 1993. DOI: 10.1016/0749-6419(93)90042-O.

OLIVEIRA, R. **Avaliação da tensão residual em alumínio 7050 conformado pelo processo peen forming**. 2011. Dissertação (Mestrado em Ciências na área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

PETERSON, R. Notch sensitivity. In: **METAL fatigue**. New York: McGraw-Hill, 1959. p. 293–306. Disponível em: <https://ci.nii.ac.jp/naid/20001274434/en/>.

QUEIROZ, H. S.; ARAÚJO, J. A.; SILVA, C. R. M.; FERREIRA, J. L. A. A coupled critical plane methodology to estimate fatigue life for an AISI 1045 steel with small artificial defects. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 121, p. 103426, 2022. DOI: 10.1016/j.tafmec.2022.103426.

REINKE, G. **Influência de tratamentos térmicos na vida em fadiga e na superfície de fratura de fios de liga de alumínio 6201**. 2021. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2021.

SANCHEZ, A. G.; YOU, C.; LEERING, M.; GLASER, D.; FURFARI, D.; FITZPATRICK, M. E.; WHARTON, J.; REED, P. A. S. Effects of laser shock peening on the mechanisms of fatigue short crack initiation and propagation of AA7075-65. **International Journal of Fatigue**, 2021.

SCHAJER, G. S. **Practical residual stress measurement methods**. 1. ed. United Kingdom: Wiley, 2013.

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

SHEPPARD, T. **Extrusion of aluminium alloys**. Boston, MA: Springer US, 1999. DOI: 10.1007/978-1-4757-3001-2.

SINES, G. Failure of materials under combined repeated stresses with superimposed static stresses. 1955.

STANZL-TSCHEGG, S. E.; MEISCHEL, M.; ARCARI, A.; IYYER, N.; APETRE, N.; PHAN, N. Combined cycle fatigue of 7075 aluminum alloy – fracture surface characterization and short crack propagation. **International Journal of Fatigue**, v. 91, p. 352–362, 2016. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.10.022.

SUSMEL, L. The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, p. 1706–1724, 2008. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2006.12.004.

SMITH, K.; WATSON, P.; TOPPER, T. A stress-strain function for fatigue of metals. **Journal of Materials**, v. 5, p. 767–778, 1970.

SOCIE, D.; MARQUIS, G. **Multiaxial fatigue**. Warrendale: SAE International, 1999.

SOUZA NETO, E. A.; PERIC, D.; OWEN, D. R. J. **Computational methods for plasticity: theory and applications**. Chichester, West Sussex: John Wiley and Sons, 2008.

SU, C. H.; CHEN, T. C.; TSAY, L. W. Improved fatigue strength of Cr-electroplated 7075-T6 Al alloy by micro-shot peening. **International Journal of Fatigue**, v. 167, p. 107354, 2023. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107354.

SUNDER, R.; RAUT, D.; JAYARAM, V.; KUMAR, P.; SHASTRI, V. Near-tip residual stress as an independent load interaction mechanism. **International Journal of Fatigue**, v. 151, p. 106364, 2021. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106364.

SUSMEL, L.; TAYLOR, D. A novel formulation of the theory of critical distances to estimate lifetime of notched components in the medium-cycle fatigue regime. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 30, n. 7, p. 567–581, 2007.

SUTERIO, R.; ARAÚJO, A. A. JR.; AMARAL, F.; PACHECO, A. Residual stress measurement using indentation and a radial in-plane ESPI interferometer. **Proceedings of SPIE – The International Society for Optical Engineering**, fev. 2005.

TABATABAEIAN, A.; GHASEMI, A. R.; SHOKRIEH, M. M.; MARZBANRAD, B.; BARAHENI, M.; FOTOUHI, M. Residual stress in engineering materials: a review. **Advanced Engineering Materials**, 2021.

TANAKA, K. Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches. **International Journal of Fracture**, v. 22, n. 2, p. R39–R46, 1983.

TAYLOR, D. Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model. **International Journal of Fatigue**, v. 21, p. 413–420, 1999. DOI: 10.1016/S0142-1123(99)00007-9.

TAYLOR, D. The theory of critical distances. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, p. 1696–1705, 2007. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2007.04.007.

TAYLOR, D.; WANG, G. The validation of some methods of notch fatigue analysis. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 23, n. 5, p. 387–394, 2000.

TEBALDINI, M.; PETROGALLI, C.; DONZELLA, G.; VECCHIA, G. Estimation of fatigue limit of an A356-T6 automotive wheel in presence of defects. **Procedia Structural Integrity**, v. 7, p. 521–529, 2017.

VISHNUVARDHAN, S.; MURTHY, A. R.; CHOUDHARY, A. A review on pipeline failures, defects in pipelines and their assessment and fatigue life prediction methods. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 201, p. 104853, 2023.

VOCE, E. A practical strain hardening function. **Metallurgia**, 51 (1955), pp. 219-226

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

Yang S, Hu W, Li J, Meng Q, Zhan Z (2021) Fatigue tests and damage model development on Al-Si-Mg aluminum alloys with low-velocity impact pit, *Int J Fatigue*. 153:106466.

ZHANG, X.; MA, Y.; YANG, M.; HUANG, W.; PENG, Y.; WANG, Z. Effects of biaxial residual stress components on mixed-mode fatigue crack propagation behavior in friction stir welded 7075-T6 aluminium alloy panel. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 121, p. 103437, 2022.

ZHAO, T.; JIANG, Y. Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 30, p. 834–849, 2008.

ZOBEC, P.; KLEMENC, J. Application of a nonlinear kinematic–isotropic material model for the prediction of residual stress relaxation under a cyclic load. **International Journal of Fatigue**, v. 150, p. 106290, 2021. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106290.

Apêndice

Este apêndice apresenta as rotinas em Python utilizadas para automatizar o fluxo de pós-processamento no *Abaqus*. A Rotina A.1 extrai os campos de tensão dos arquivos ODB; a Rotina A.2 calcula o parâmetro de fadiga (FP); A.3 Gera arquivos de texto contendo os resultados calculados de FP; e a Rotina A.4 importa esses resultados de volta para o *Abaqus* para visualização.

A.1 Extração do campo de tensão

```
1 """
2 Código para extração do campo de tensões e a coordenada de cada elemento,
3 considerando o centróide (pontos de Gauus) do abaqus
4 """
5
6
7
8 ## Importing libraries ##
9
10 from abaqus import *
11 from abaqusConstants import *
12 from caeModules import *
13 from driverUtils import executeOnCaeStartup
14 executeOnCaeStartup()
15 import numpy as np
16
17
18 ## Input data ##
19
20 # file = open('dir_job.txt','r')
21
22 # dir_job = file.readline()
23
24 # file.close()
25
26 odb_name = '320MPa_mon-ref.odb'
27
28 part_name = 'PART-5-1' # nome da parte avaliada
29
30 set_name = part_name + '.SET-1' # set selecionado para extração de field data (upper case)
31
32 dim = 3 # Dimensao do projeto Problema (2 or 3)
33
34 odb = session.openOdb(name=odb_name) # Opening odb file
35
36 ## Selecting stress components in the region of interest
37 ##(In this example: SET-RESULTS, which was pre-defined on the ABAQUS model) ##
38
39 session.viewports['Viewport: 1'].setValues(displayedObject=odb)
40
41
42 SXX = session.xyDataListFromField(odb=odb, outputPosition=ELEMENT_CENTROID, variable=
43 (('S', INTEGRATION_POINT, ((COMPONENT, 'S11'),)),), elementSets=(set_name,))
44
45 SYX = session.xyDataListFromField(odb=odb, outputPosition=ELEMENT_CENTROID, variable=
46 (('S', INTEGRATION_POINT, ((COMPONENT, 'S22'),)),), elementSets=(set_name,))
47
48 SZZ = session.xyDataListFromField(odb=odb, outputPosition=ELEMENT_CENTROID, variable=
49 (('S', INTEGRATION_POINT, ((COMPONENT, 'S33'),)),), elementSets=(set_name,))
50
51 SXY = session.xyDataListFromField(odb=odb, outputPosition=ELEMENT_CENTROID, variable=
52 (('S', INTEGRATION_POINT, ((COMPONENT, 'S12'),)),), elementSets=(set_name,))
53
54 SXZ = session.xyDataListFromField(odb=odb, outputPosition=ELEMENT_CENTROID, variable=
55 (('S', INTEGRATION_POINT, ((COMPONENT, 'S13'),)),), elementSets=(set_name,))
56
57 SYZ = session.xyDataListFromField(odb=odb, outputPosition=ELEMENT_CENTROID, variable=
58 (('S', INTEGRATION_POINT, ((COMPONENT, 'S23'),)),), elementSets=(set_name,))
59
60 nel = len(SXX) # number of elements in the selected region
61
62 print(nel)
63
64 ## Removing repeated time data ##
65
66 time = [2.0]
67
68 time_id = [0]
69
70 for i in range(1,len(SXX[0].data)):
71
72     if SXX[0].data[i][0] != SXX[0].data[i-1][0]:
73
74         time.append(SXX[0].data[i][0])
75
76         time_id.append(i)
77
```

```

78 time = np.array(time)
79
80 # time = np.array(time)      # time instants
81
82 nt = len(time)              # number of time instants
83
84 ## Defining "empty" arrays to store stress components over time for each element ##
85
86 POS = np.zeros((nel,dim))   # Position elements centroid
87
88 Sxx = np.zeros((nel,nt))    # sigma_xx components
89
90 Syy = np.zeros((nel,nt))    # sigma_yy components
91
92 Szz = np.zeros((nel,nt))    # sigma_zz components
93
94 Sxy = np.zeros((nel,nt))    # sigma_xy components
95
96 Sxz = np.zeros((nel,nt))    # sigma_xz components
97
98 Syz = np.zeros((nel,nt))    # sigma_yz components
99
100 ## Filling arrays ##
101
102 for i in range(nel):
103
104     # Determining centroid coordinates for each element #
105
106     name = SXX[i].name; id1 = name.find('E:'); id2 = name.find('Centroid')
107
108     elem = int(name[id1 + 3:id2 - 1])
109
110     conn = odb.rootAssembly.instances[part_name].elements[elem - 1].connectivity
111
112     pos = np.array([odb.rootAssembly.instances[part_name].nodes[node-1].coordinates[:dim] for node in conn])
113
114     POS[i,:] = np.mean(pos,axis = 0)
115
116     # Storing stress components over time for each element #
117
118     for k, idk in enumerate(time_id):
119
120         Sxx[i,k] = SXX[i].data[idk][1]
121
122         Syy[i,k] = SYY[i].data[idk][1]
123
124         Szz[i,k] = SZZ[i].data[idk][1]
125
126         Sxy[i,k] = SXY[i].data[idk][1]
127
128         Sxz[i,k] = SXZ[i].data[idk][1]
129
130         Syz[i,k] = SYZ[i].data[idk][1]
131
132     ## Saving arrays ##
133
134     tfr = np.nonzero(time == 2)[0][0]
135
136     np.savetxt('time.txt',time[tfr:] -2)
137     np.savetxt('Sxx.txt',Sxx[:,tfr:])
138     np.savetxt('Syy.txt',Syy[:,tfr:])
139     np.savetxt('Szz.txt',Szz[:,tfr:])
140     np.savetxt('Sxy.txt',Sxy[:,tfr:])
141     np.savetxt('Sxz.txt',Sxz[:,tfr:])
142     np.savetxt('Syz.txt',Syz[:,tfr:])
143     np.savetxt('Pos.txt',POS)
144

```

A. 2 Cálculo de FP

```
1  #!/usr/bin/env python3
2  # -*- coding: utf-8 -*-
3  """
4  @author: nataliatorres
5  """
6
7  import numpy as np
8  import matplotlib.pyplot as plt
9
10
11 def FP(Eps, Sig, b):
12     """
13     Cálculo do parâmetro de fadiga:
14
15      $FP = \max(\phi, \theta) [2 \cdot b \cdot \langle \text{Deps} \rangle + (1-b)/2 \cdot \text{Dgamma} \cdot \text{Dtau}]$ 
16
17     """
18
19     # ... formato de escrita de objetos de numpy (e.g. arrays) ...
20     np.set_printoptions(formatter={'float': '{: 10.5f}'.format})
21
22     # ... ângulos phi e theta ...
23     nphi = 1 # se nphi=1 => limitado a phi = 90 graus
24     ntht = 37
25
26     PHI = np.linspace(np.pi/2, np.pi/2, num=nphi, endpoint=True) # de -67.67° até 90°
27     THT = np.linspace(-np.pi/2, np.pi/2, num=ntht, endpoint=True)
28
29     fp_max = -np.inf
30     theta_critico = None
31     phi_critico = None
32
33     for i, phi in enumerate(PHI):
34         #print(f"\n==== PHI {i+1}/{nphi} = {np.degrees(phi):6.2f}° ====")
35
36         # Criar arquivo para salvar os dados de FP vs theta
37         nome_arquivo = f"FP_vs_theta_phi_{np.degrees(phi):.2f}.txt"
38         with open(nome_arquivo, 'w') as f:
39             f.write("theta_deg\tFP\n")
40
41             # ... matriz rotação em phi ...
42             c_phi = np.cos(phi)
43             s_phi = np.sin(phi)
44             Q_phi = np.array([[s_phi, 0, c_phi],
45                               [0, 1, 0],
46                               [-c_phi, 0, s_phi]])
47
48             thetas = []
49             fps = []
50
51
52             for j, tht in enumerate(THT):
53                 c_tht = np.cos(tht)
54                 s_tht = np.sin(tht)
55                 Q_tht = np.array([[c_tht, s_tht, 0],
56                                   [-s_tht, c_tht, 0],
57                                   [0, 0, 1]])
58
59                 # ... inicialização das histórias das variáveis, no plano ...
60                 sig = []
61                 txy = []
62                 txz = []
63                 eps = []
64                 gxy = []
65                 gxz = []
66
67                 for step in range(len(Eps)):
68                     # ... rotação em theta: Q_tht * A * (Q_tht)^T ...
69                     Sig_ = Q_tht @ Sig[step] @ Q_tht.T
70                     Eps_ = Q_tht @ Eps[step] @ Q_tht.T
71
72                     Sig__ = Q_phi @ Sig_ @ Q_phi.T
73                     Eps__ = Q_phi @ Eps_ @ Q_phi.T
74
```

```

75     sig.append(Sig__[0, 0])
76     txy.append(Sig__[0, 1])
77     txz.append(Sig__[0, 2])
78
79     eps.append(Eps__[0,0])
80     gxy.append(Eps__[0,1]*2.) # gamma_xy = 2 * epsilon_xy
81     gxz.append(Eps__[0,2]*2.) # gamma_xz = 2 * epsilon_xz
82
83     Dgxy = max(gxy) - min(gxy)
84     Dgxz = max(gxz) - min(gxz)
85
86     Dtxy = max(txy) - min(txy)
87     Dtxz = max(txz) - min(txz)
88
89     Deps = max(eps) - min(eps)
90
91     sig_max = max([max(sig), 0]) ## 0 se max(sig) < 0
92
93     Dgamma = np.sqrt(Dgxy ** 2 + Dgxz ** 2)
94     Dtau = np.sqrt(Dtxy ** 2 + Dtxz ** 2)
95
96     fp = 2 * b * Deps * sig_max + ((1 - b) / 2) * Dgamma * Dtau
97
98     theta_deg = np.degrees(tht)
99     #print("θ = {theta_deg:0.2f}° -> FP = {fp:10.5f}")
100    f.write(f"θ: {theta_deg:0.5f} \t fp: {fp:0.5f} \n")
101
102    thetas.append(theta_deg)
103    fps.append(fp)
104
105    if fp > fp_max:
106        fp_max = fp
107        theta_critico = theta_deg
108        phi_critico = np.degrees(phi)
109
110    ...
111
112    # Plot após varredura completa de theta
113    plt.figure()
114    plt.plot(thetas, fps, '-.', markersize=3)
115    plt.xlabel("θ (degrees)")
116    plt.ylabel("FP")
117    plt.title(f"FP vs θ")
118    plt.grid(True)
119    plt.tight_layout()
120    plt.savefig(f"FP_vs_theta_phi_{np.degrees(phi):.2f}.png", dpi=300)
121    plt.show()
122
123    ...
124
125    #print(f"\n>> FP máximo = {fp_max:0.5f} no plano θ = {theta_critico:0.2f}°, φ = {phi_critico:0.2f}°\n")
126    return fp_max, theta_critico, phi_critico

```

A.3 Criação do arquivo de texto com os resultados de FP

```
1  #!/usr/bin/env python3
2  # -*- coding: utf-8 -*-
3  """
4  @author: nataliatorres
5  """
6
7  import numpy as np
8  import modifSWT as swt
9
10 def main():
11     Sxx_data = np.loadtxt('Sxx.txt')
12     Syy_data = np.loadtxt('Syy.txt')
13     Szz_data = np.loadtxt('Szz.txt')
14     Sxy_data = np.loadtxt('Sxy.txt')
15     Sxz_data = np.loadtxt('Sxz.txt')
16     Syz_data = np.loadtxt('Syz.txt')
17
18     E = 72e3
19     nu = 0.3
20     b = 0.435
21     G = 27.5e3
22
23     # ... amplitudes de tensão e de deformação ...
24
25     sa = 320 # amplitude de tensão normal
26     sm = 0 # tensão média
27     ea = sa/E # deformação norma
28     em = sm/E # deformação média
29     ta = 0 # amplit tensão cisalhante tauxy_a
30     ga2 = ta/(2*G) # amplit deformação cisalhante epsxy_a
31     tm = 0 # tensão cisalhante média
32     gm2 = tm/(2*G) # deformação cisalhante média epsxy_m
33     phase = 0 * (np.pi/180) # valor em rad, quando for em fase: phase = 0
34
35
36     Sig_a = np.array([[sa, 0, 0], [0, 0, 0], [0, 0, 0]])
37     Eps_a = np.array([[ea, 0, 0], [0, -nu*ea, 0], [0, 0, -nu*ea]])
38     Tau_a = np.array([[0, ta, 0], [ta, 0, 0], [0, 0, 0]])
39     Gamma_a = np.array([[0, ga2, 0], [ga2, 0, 0], [0, 0, 0]])
40     Sig_m = np.array([[sm, 0, 0], [0, 0, 0], [0, 0, 0]])
41     Eps_m = np.array([[em, 0, 0], [0, -nu*em, 0], [0, 0, -nu*em]])
42     Tau_m = np.array([[0, tm, 0], [tm, 0, 0], [0, 0, 0]])
43     Gamma_m = np.array([[0, gm2, 0], [gm2, 0, 0], [0, 0, 0]])
44     Eps_r = np.array([[ea, 0, 0], [0, -nu * ea, 0], [0, 0, -nu * ea]])
45
46     num_pontos = 98750
47     resultados = np.zeros((num_pontos, 3)) # FP, theta, phi
48
49     nsteps = 16
50
51     Eps = np.zeros((num_pontos, nsteps, 3, 3))
52     Sig = np.zeros((num_pontos, nsteps, 3, 3))
53
54     for i in range(num_pontos):
55         print(f'Computing SWT for point {i+1} of {num_pontos}...')
56
57         Sxx = Sxx_data[i][-1]
58         Syy = Syy_data[i][-1]
59         Szz = Szz_data[i][-1]
60         Sxy = Sxy_data[i][-1]
61         Sxz = Sxz_data[i][-1]
62         Syz = Syz_data[i][-1]
63
64         Sig_r = np.array([[Syy, Syz, Sxy], [Syz, Szz, Sxz], [Sxy, Sxz, Sxx]])
65
66
67         for step in range(nsteps):
68
69             Sig[i, step] = Sig_r + Sig_m + (
70                 Sig_a * np.sin(2 * np.pi * (step / nsteps)) +
71                 Tau_m + Tau_a * np.sin(2 * np.pi * (step / nsteps) + phase))
72
73             Eps[i, step] = Eps_r + Eps_m + Eps_a * np.sin(2 * np.pi * (step / nsteps)) + \
74                 Gamma_m + Gamma_a * np.sin(2 * np.pi * (step / nsteps) + phase)
75
76             fp_max, tht, phi = swt.FP(Eps[i], Sig[i], b)
77             resultados[i, 0] = fp_max
78             resultados[i, 1] = tht
79             resultados[i, 2] = phi
80
81     # Salva FP, theta e phi
82     np.savetxt('FP_axial_320_b0435.txt', resultados, header='FP_max Theta (°) Phi (°)')
83
84     if __name__ == "__main__":
85         main()
86
```

A.4 Rotina para inserção dos resultados no *Abaqus*

```
1  -*- coding: utf-8 -*-
2
3  """Criacao de campo de tensao no Abaqus
4
5  """
6
7  from abaqus import *
8  from odbAccess import *
9  from abaqusConstants import *
10 import numpy as np
11
12 # Abertura do arquivo ODB de resultados
13 odb = session.openOdb(name='Torcao_180MPa_tracao.odb')
14
15 # Visualizacao do arquivo
16 session.viewports['Viewport: 1'].setValues(displayedObject=odb)
17
18 # Identificacao das partes do modelo a serem analisadas
19 myInstance1 = odb.rootAssembly.instances['PART-1-1']
20 myInstance2 = odb.rootAssembly.instances['PART-2-1']
21 myInstance5 = odb.rootAssembly.instances['PART-5-1']
22
23 """Leitura do arquivo de texto:
24 """
25 Result = open('FP_torcao_180_b0435.txt')
26 data = (Result.readlines())
27 Result.close()
28 print(data)
29
30 # Criacao de Tuples para leitura do Abaqus
31 # Elemento = ()
32 # Sig_max = ()
33 # Sig_a = ()
34 # Phi = ()
35 # Theta = ()
36 swt = ()
37
38 for i in range(0,np.size(data)):
39     L = data[i].split()
40     print(i)
41     # Elemento = Elemento + ((float(L[0]),),)
42     swt = swt + ((float(L[0]),),)
43     # Sig_a = Sig_a + ((float(L[2]),),)
44     # Sig_max = Sig_max + ((float(L[3]),),)
45     # Phi = Phi + ((float(L[4]),),)
46     # Theta = Theta + ((float(L[5]),),)
47
48 # Numero de Elementos
49 nel = len(swt)
50 print(nel)
51
52 # Criacao de um novo Step e um novo Frame
53
54 scratchOdb = session.ScratchOdb(odb=odb)
55 newStep = scratchOdb.Step(name='Step-FP_max',
56                           description='uresults', domain=TIME, timePeriod=1.0)
57 newFrame = newStep.Frame(frameId=0, frameValue=0.0,
58                           description='Session Frame')
59
60 # Criacao da numeracao dos elementos
61 elLabels = range(1,1+nel)
62 print (elLabels)
63
64 # Criacao dos campos
65
66 SWT_ciclico = newFrame.FieldOutput(name='FP, 180 MPa,Tor', description='Fatigue Index', type=SCALAR)
67 SWT_ciclico.addData(position=INTEGRATION_POINT, instance=myInstance5,labels=elLabels, data=swt)
68
69 odb.save()
70
71 odb.close()
72
73
```