



TESE

**ESTUDO SOBRE O COMPORTAMENTO EM
FADIGA DA LIGA DE ALUMÍNIO 7050-T7451
NA PRESENÇA DE ENTALHE E
CARREGAMENTO AXIAL-TORCIONAL**

Por

Marcus Vinícius Costa Sá

Brasília, 11 de dezembro de 2017

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

FACULDADE DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

Faculdade de Tecnologia

Departamento de Engenharia Mecânica

TESE

ESTUDO SOBRE O COMPORTAMENTO EM FADIGA DA LIGA DE ALUMÍNIO 7050-T7451 NA PRESENÇA DE ENTALHE E CARREGAMENTO AXIAL-TORCIONAL

POR

Marcus Vinícius Costa Sá

Banca Examinadora

Prof. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, UnB/ENM

Prof. Cassius Olivio Figueiredo Terra Ruchert, EEL/ USP

Prof. Fábio Comes de Castro, UnB/ ENM

Prof. Francisco Evangelista Junior, UnB/ ENC

Brasília, 11 de dezembro de 2017

FICHA CATALOGRÁFICA

MARCUS VINÍCIUS COSTA SÁ

Estudo sobre o comportamento em fadiga da liga de alumínio 7050-T7451 na presença de entalhe e carregamento axial-torcional (Distrito Federal)2017.

xvii, 122 p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Doutor, Ciências Mecânicas, 2017)

Tese de Doutorado – Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia

Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Fadiga

2. Multiaxial

3. Entalhe

4. Alumínio 7050-T7451

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA:

I. ENM/FT/UnB II. Título (série)
SÁ, M.V.C (2017) Estudo sobre o comportamento em fadiga da liga de alumínio 7050-T7451 na presença de entalhe e carregamento axial-torcional. Tese de Doutorado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM DT- 046/2017, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 122 p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Marcus Vinícius Costa Sá

TÍTULO: Estudo sobre o comportamento em fadiga da liga de alumínio 7050-T7451 na presença de entalhe e carregamento axial-torcional.

GRAU: Doutor

ANO: 2017

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 reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte dessa tese de doutorado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

Marcus Vinícius Costa Sá
marcusca@gmail.com

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus por conceder-me o dom da vida e as oportunidades de aqui chegar;

Aos meus pais por todo apoio imensurável;

Ao prof. Jorge por toda a paciência e por sempre ter acreditado na missão e nunca ter me abandonado, por sempre me incentivar a seguir em frente, por existir, por toda ajuda concedida, pela orientação, pelos sábios conselhos, pelas broncas, por sempre me estender a mão quando eu mais precisei;

Ao prof. Alex pela co-orientação, pela motivação, pelos incentivos, por todo apoio, pelo exemplo, pelo caráter e pelos valores que transcendem a sala de aula;

Às minhas irmãs Carol e Paulinha por todo o carinho;

Às minhas queridas afilhadas Vanessinha, Paulinha e Alessinha por sempre torcerem por mim;

Aos meus avós pelas emanções positivas;

Aos meus amigos do Laboratório: Léo Brant, Júlio Mandai, Rafael Torres, André Januzzi, Remy, Jesus Maurício, Miéle, Thamise, Braitner, Gustavo Reinke, Maicol, Eduardo Menin, José, Cainã, Renato, Thiago, Tadeu, Luiz Carneiro, Miguel;

Aos técnicos do Laboratório Wesley, Marcão, Pereira, Sr Arthur, Xavier, Fernando, Tarsis, Edson Lucas;

Aos meus padrinhos: Ivaldo, Joana Bosco, Tarcísio e Sandra;

Aos meus compadres: Carlos, Sandra, Alexandre e Dani;

Aos meus primos: Juninho, Anderson, Joan, Genny, Larissa, Ilana, Marcos Aurélio, Fernando, Ramsés, Samira, Darlanzinho, Netinho, Leandro e Mariana;

Aos amigos da turma de graduação em Engenharia Mecânica-ENM (INMENSOS): Alisson, Dalysson, Felipe de Oliveira, Wladson, Glaucio Viegas, André Judá, Ricardo Abdala, Thiago Tolentino, Diego Gobbed, Carlos Magno, Matheus Valverde, Miguel Átila, Guilherme Drummond, André Moura, André Machado, Raphael Queiroz, Rafael

Gabler, Daniel Albernaz, Daniel Machado, Gustavo, Felipe Oliveira, Lilian e Brunão (*in memorian*);

Aos professores que participaram da minha formação acadêmica durante o doutorado: Fábio, Lucival, Edgar Mamiya, Aida Fadel, Daniel Rosa, Palloma, Aline, Edson e Cosme;

Aos irmãos da 709 Sul: Thales, Thiago, Phelipe, David, Lipe, André, Bruno Taciano, Bruno Santiago, Gustavo, Rafael e Cleiton;

À Adriana Stringari por sempre ter me incentivado a continuar e jamais desistir, pelos lanches que trazia ao Laboratório nas tardes de sábado. Por ter ficado ao meu lado em inúmeros momentos difíceis;

Aos irmãos em armas da 16ª turma de oficiais da PMDF: Arakaki, Broocke, Cunha Silva, Diego, Flavinho, Eiras, Krohn, Cesinha, Figueiredo, Bruno Sérgio, Moraes, Renan, Roberto, Rodrigues, Wagão, Bueno e Talita;

Aos amigos da Escola Paroquial Santo Antônio: Toninho, Maíra, Renata Coelho, Alexandre, Honório, Eduardo Braga, Roberto e Nathalie;

Aos amigos Simone e Pedrão;

Ao Instituto Federal de Brasília (IFB) pela licença concedida para conclusão da tese;

Aos amigos do IFB: Leonardo Leodido, Rodrigo Maia, Fabiano, Pablo, Nestor, Luciano, Elvane, Cleide, Zeca, Falk, Sérgio Cruz, Diana, Tiago Trindade, Lucas, Elaine, Amélia, Vanessa, Gabriel Negrão, Marciano, Virginia, Diana, Duda, Gustavo, Pedro e Marcélio;

Aos meus alunos do IFB;

À equipe de limpeza do prédio SG9;

Aos porteiros do prédio SG9: Reginaldo e Raimunda;

À CAPES pelo auxílio financeiro;

À TAESA pelo investimento nas instalações físicas dos laboratórios e na aquisição das máquinas de ensaios e demais equipamentos;

Todos vocês fazem parte dessa conquista. Muito obrigado por tudo!!

Esse trabalho propõe uma reformulação da Teoria da Distância Crítica para previsão de vida à fadiga em componentes entalhados submetidos a carregamentos multiaxiais. Diferentemente da abordagem clássica, para a construção da função que relaciona a distância crítica à vida, foram utilizados parâmetros representativos de modelos de falha sob condições de carregamento multiaxial. Nesse sentido, propôs-se a utilização do parâmetro de Smith-Watson-Topper, P_{SWT} , e do parâmetro de Fatemi-Socie, P_{FS} , para representarem a relação entre a distância crítica e a vida. Na construção do modelo, foi desenvolvido um programa experimental com o objetivo de caracterizar o comportamento à fadiga do material em condições uniaxiais utilizando-se espécimes lisos e entalhados fabricados com a liga Al 7050-T7451. Assim, foram geradas as curvas de Wöhler sob condições de tração-compressão (σ -N), torção alternada (τ -N), bem como as curvas que relacionam a vida aos parâmetros P_{SWT} e P_{FS} . Com base nesse conjunto de dados experimentais, foram geradas um total de seis curvas de distância crítica divididas segundo dois critérios distintos: a) condição de carregamento do ensaio (tração-compressão e torção alternada) e b) modelo de falha (tensão principal, tensão cisalhante, parâmetro de Smith-Watson-Topper e parâmetro de Fatemi e Socie). Para a validação do modelo, testes de fadiga utilizando espécimes lisos e entalhados foram conduzidos sob condições de carregamento multiaxial em fase. Também foi desenvolvido um conjunto de algoritmos computacionais para a previsão de vida sob condições multiaxiais. Além dos algoritmos que executam a previsão de vida considerando as curvas de distância crítica expressas em termos dos parâmetros P_{SWT} e P_{FS} , implementou-se o algoritmo para a previsão de vida segundo o método da curva de Wöhler modificada (MCWM). Com base nos resultados obtidos numérica e experimentalmente, verificou-se que a metodologia proposta, quando considerado o modelo que melhor representa esse fenômeno, é capaz de realizar previsões de vida com níveis de acerto da ordem de 86,4% para faixa de variação de vida com fator 3.

ABSTRACT

This thesis proposed a reformulation of the Theory of Critical Distances aiming to predict fatigue life of multiaxial notched specimens subjected to in phase multiaxial fatigue loads. As opposed to the classical approach, for the construction of a function that correlates the critical distance to the fatigue life, it has been used parameters that use models of multiaxial failure. In this sense the parameter of Smith-Watson-Topper, P_{SWT} , and Fatemi-Socie, P_{FS} , are used to represent the relation between critical distance against fatigue life curve. In the of model construction, an experimental program was developed aiming to characterize the fatigue behavior of the material under uniaxial conditions using plain and notched Al 7050-T7451 specimens. In this sence, the Wöhler curves were generated for push-pull (σ -N) and torsional (τ -N) load conditions the same way that the curves which correlate the parameters P_{SWT} e P_{FS} were obtained. Based on the set of experimental data, six curves of critical distances where generated according to the following criteria: a) the load condition (push-pull and torsional) and b) the model of failure (principal stress, shear stress, Smith-Watson-Topper and Fatemi-Socie parameters). In order to validate the proposed methodology, a set of multiaxial fatigue tests were carried out using plain and “V” notched specimens. Besides the algorithms designed to life prediction considering critical distance curves expressed in terms of P_{SWT} e P_{FS} parameters, there were also designed an algorithm for life prediction according to the Modified Wöhler Curve Method (MWCM). Taking into account the numerical and experimental results obtained, the proposed methodology was able to realize life predictions up to 86,4% of accuracy in a life variance range with factor 3, according to the chosen failure model.

SUMÁRIO

FICHA CATALOGRÁFICA	3
CESSÃO DE DIREITOS	3
Lista de Tabelas	11
Lista de Figuras	12
Lista de Símbolos	15
Lista de siglas e abreviaturas	20
1 INTRODUÇÃO	21
1.1 ASPECTOS GERAIS	21
1.2 ESTADO DA ARTE	21
1.3 CONTRIBUIÇÕES DO TRABALHO	25
1.4 ESTRUTURA DA TESE	25
2 FADIGA	27
2.1 CONCEITOS	27
2.2 MECANISMOS DE FADIGA EM METAIS	27
2.2.1 INICIAÇÃO DA TRINCA	28
2.2.2 PROPAGAÇÃO DA TRINCA	29
2.2.3 FALHA CATASTRÓFICA	31
2.3. ABORDAGENS DE FADIGA	32
2.3.1 ABORDAGENS EM TERMOS DA VIDA TOTAL	32
2.3.2 ABORDAGENS DE TOLERÂNCIA AO DANO	33
2.3.3 CONCEITO DE VIDA SEGURA E FALHA SEGURA	33
2.4 ABORDAGEM TENSÃO-VIDA	33
2.4.1 A CURVA S-N	33
2.4.2 LIMITE DE FADIGA	35
2.5 ANÁLISE DE FADIGA EM CORPOS ENTALHADOS	35
2.5.1 CONCENTRADORES DE TENSÕES	35
2.5.2 FATOR DE REDUÇÃO DE RESISTÊNCIA A FADIGA	36
2.5.3 TEORIA DAS DISTÂNCIAS CRÍTICAS	40
2.5.3.1 MÉTODO DO PONTO	41
2.5.3.2 MÉTODO DA LINHA	42
2.5.3.3 MÉTODO DA ÁREA E DO VOLUME	42
3 FADIGA MULTIAXIAL	44
3.1 MODELOS DE FADIGA MULTIAXIAL	44
3.1.1 MODELOS BASEADOS EM PLANOS CRÍTICO	45
MÉTODO DA CURVA DE WOHLER MODIFICADA- MCWM	45
FATEMI E SOCIE	51

SMITH-WATSON-TOPPER (SWT).....	53
3.2 TENSÃO CISALHANTE NO PLANO	54
4 MATERIAL E MÉTODOS.....	57
4.1 LIGA Al 7050-T7451.....	57
4.1.1 TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA	57
4.2 CORPOS DE PROVA	58
4.3 METODOLOGIA	61
4.3.1 MODELO DE ELEMENTOS FINITOS.....	61
4.3.2 ENSAIO DE DUREZA	64
4.3.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO MONOTÔNICO	65
4.3.4 ENSAIOS DE FADIGA UNIAXIAL	66
4.3.5 ENSAIOS MULTIAXIAIS	67
4.3.6 MÁQUINAS DE ENSAIO	68
4.3.7 CALIBRAÇÃO DA CURVA DE WÖHLER MODIFICADA (CWM).....	69
4.3.8 CURVAS DE CORRELAÇÃO DO PARÂMETRO SMITH-WATSON-TOPPER E FATEMI-SOCIE EM FUNÇÃO DA VIDA	71
4.3.9 CURVAS DE DISTÂNCIA CRÍTICA EM FUNÇÃO DA VIDA.....	73
4.3.10 METODOLOGIA PARA PREVISÕES DE VIDA BASEADAS NO MÉTODO DA CURVA DE WOHLER MODIFICADA	76
4.3.11 METODOLOGIA PARA PREVISÕES DE VIDA BASEADAS NOS MODELOS DE SMITH-WATSON-TOPPER E FATEMI-SOCIE	78
5 RESULTADOS EXPERIMENTAIS	81
5.1 ANÁLISE MICROGRÁFICA	81
5.2 CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO MATERIAL	83
5.3 ENSAIOS DE FADIGA EM ESPÉCIMES LISOS E ENTALHADOS SOB CONDIÇÕES DE TRAÇÃO E DE TORÇÃO	85
5.3.1 CARACTERIZAÇÃO DAS CURVAS QUE RELACIONAM A VIDA A FADIGA AOS PARÂMETROS DE SMITH-WATSON-TOPPER E FATEMI E SOCIE.....	89
5.4 ENSAIOS DE FADIGA EM ESPÉCIMES LISOS SOB CONDIÇÕES MULTIAXIAIS	90
5.5 ENSAIOS DE FADIGA EM ESPÉCIMES ENTALHADOS SOB CONDIÇÕES MULTIAXIAIS	92
5.6 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	94
5.6.1 ESPÉCIMES LISOS SUBMETIDOS A CONDIÇÕES DE TRAÇÃO-COMPRESSÃO E TORÇÃO ALTERNADA	94
5.6.2 ESPÉCIMES NÃO ENTALHADOS SUBMETIDOS A CONDIÇÕES MULTIAXIAIS EM FASE.....	95
5.6.3 ESPÉCIMES ENTALHADOS SUBMETIDOS A CONDIÇÕES DE TRAÇÃO-COMPRESSÃO, TORÇÃO ALTERNADA E MULTIAXIAIS.....	96
6 RESULTADOS NUMÉRICOS.....	104
6.1 INTRODUÇÃO	104

6.2	CAMPO DE TENSÕES - MODELAGEM NUMÉRICA	104
6.3	CURVAS DE DISTÂNCIA CRÍTICA	107
6.4	ANÁLISE DOS RESULTADOS DAS PREVISÕES BASEADAS NAS CURVAS DE DISTÂNCIA CRÍTICA	108
6.4.1	ESTIMATIVA DOS PLANOS CRÍTICOS	108
6.4.2	PREVISÕES DE VIDA	111
7	CONCLUSÕES	115
7.1	TRABALHOS FUTUROS.....	117
	REFERÊNCIAS.....	118

Lista de Tabelas

TABELA 2.1. DEFINIÇÕES DE CARREGAMENTOS CÍCLICOS COM AMPLITUDE CONSTANTE.	34
TABELA 2.2 - VALORES TÍPICOS PARA O PARÂMETROS DE ENTALHE, N .	38
TABELA 2.3 - VALORES TÍPICOS PARA OS PARÂMETROS DE MATERIAL, M .	38
TABELA 3.1 - PROPRIEDADES AXIAIS E TORCIONAIS.	52
TABELA 4.1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA DE ALUMÍNIO 7050-T7451.	57
TABELA 4.2 - CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DO CP SEM ENTALHE.	59
TABELA 4.3 - CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DO CP COM ENTALHE.	60
TABELA 4.4 - TAMANHO NECESSÁRIO DE UMA AMOSTRA- ASTM E739-10 (2015).	66
TABELA 4.5 - REPLICAÇÕES NECESSÁRIAS- ASTM E739-10 (2015).	66
TABELA 4.6 - SÍNTESE DO QUANTITATIVO DOS ENSAIOS DE FADIGA UNIAXIAL.	67
TABELA 4.7 - CONDIÇÕES NOMINAIS DE ENSAIOS EM CORPOS DE PROVA ENTALHADOS.	68
TABELA 4.8 - CONFIGURAÇÃO DAS MÁQUINAS DE ENSAIOS: MTS 809 E MTS 810.	69
TABELA 5.1 - VARIAÇÃO DOS TAMANHOS DE GRÃO NOS DIFERENTES PONTOS DE RETIRADA DAS AMOSTRAS, EM FUNÇÃO DOS PLANOS DE LAMINAÇÃO.	83
TABELA 5.2 - MEDIDAS DE DUREZA VICKERS.	83
TABELA 5.3 - ESTIMATIVAS DO MÓDULO DE ELASTICIDADE E DO LIMITE DE ESCOAMENTO.	84
TABELA 5.4 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DO MATERIAL ESTUDADO.	84
TABELA 5.5 - SÍNTESE DOS ENSAIOS DE CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO A FADIGA DO MATERIAL.	87
TABELA 5.6 - PARÂMETROS ESTIMADOS PARA AS CURVAS P_{SWT} VERSUS N_f E P_{FS} VERSUS N_f .	90
TABELA 5.7 - SÍNTESE DOS ENSAIOS DE FADIGA EM ESPÉCIMES LISOS SOB CONDIÇÕES MULTIAXIAIS.	91
TABELA 5.8 - SÍNTESE DOS ENSAIOS REALIZADOS SOB CONDIÇÕES MULTIAXIAIS.	93
TABELA 6.1 - SÍNTESE DOS PARÂMETROS ESTIMADOS A PARTIR DO PROCEDIMENTO DE CALIBRAÇÃO DAS CURVAS DE DISTÂNCIA CRÍTICA VERSUS VIDA.	107
TABELA 6.2 - ESTIMATIVA DOS ÂNGULOS QUE DEFINEM OS PLANOS CRÍTICOS SEGUNDO OS MODELOS DE SMITH-WATSON-TOPPER E FATEMI E SOCIE PARA AS CONDIÇÕES DE CARREGAMENTO APLICADAS EM ESPÉCIMES LISOS (OBS.: O SÍMBOLO * REPRESENTA TODOS OS NÍVEIS DE TENSÃO TESTADOS).	110

Lista de Figuras

FIGURA 1.1 - ACIDENTES AÉREOS OCASIONADOS POR FADIGA: (A) FALHA NA FUSELAGEM (DISPONÍVEL EM: < HTTP://DEICINGINNOVATIONS.COM/P=3015 > ACESSO EM DEZ. 2017); (B) FALHA EM TREM DE POUSO (DISPONÍVEL EM: < HTTP://WWW.IASA.COM.AU/FOLDERS/SAFETY_ISSUES/RISKMANAGEMENT/ALOHAAGAIN-2.HTML > ACESSO EM DEZ. 2017).	21
FIGURA 2.1 - ESTÁGIO DE NUCLEAÇÃO.	28
FIGURA 2.2 - INICIAÇÃO DE TRINCA – MODIFICADO DE POLÁK E MAN (2016).	29
FIGURA 2.3 - (A) INICIAÇÃO DE TRINCA DEVIDO A PRESENÇA DE INCLUSÃO NÃO METÁLICA NA MICRO-ESTRUTURA DE 42CRMO ₄ ; (B) INICIAÇÃO DE TRINCA CAUSADA PELA PRESENÇA DE POROS EM FERRO FUNDIDO. (FONTE: BAYRAKTAR <i>ET AL.</i> , 2006).	29
FIGURA 2.4 - ESTÁGIOS DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA (FONTE: MODIFICADO DE SOCIE E MARQUIS (1999)).	30
FIGURA 2.5 - SUPERFÍCIE DE FRATURA NUM ALUMÍNIO 7075-T6 (MODIFICADO DE HALFORD, 2006)	31
FIGURA 2.6- MACROGRAFIA DE UM TRILHO DE TREM QUE FALHOU POR FADIGA (FONTE: ASM METALS HANDBOOK- FRACTOGRAPHY, 1987).	32
FIGURA 2.7 - CURVAS S-N TÍPICAS PARA METAIS FERROSOS E NÃO-FERROSOS.	35
FIGURA 2.8 - MÉTODO DO PONTO (MP).	41
FIGURA 2.9 - MÉTODO DA LINHA (ML).	42
FIGURA 2.10 - MÉTODOS DA ÁREA E DO VOLUME.	43
FIGURA 3.1 - BANDAS DE DESLIZAMENTO PERSISTENTE (FONTE: MODIFICADO DE SUSMEL (2009)).	46
FIGURA 3.2 - ESPÉCIME SUBMETIDO À ESTADO BIAxIAL DE TENSÃO (FONTE: MODIFICADO DE SUSMEL (2009)).	48
FIGURA 3.3 - REPRESENTAÇÃO DOS ESTADOS DE TENSÃO PARA CARREGAMENTOS CÍCLICOS COMPLEMENTE REVERSO: (A) TRAÇÃO/COMPRESSÃO; (B) TORÇÃO (FONTE: MODIFICADO DE SUSMEL (2009)).	48
FIGURA 3.4 - CURVA DE WOHLER MODIFICADA (MCWM).	49
FIGURA 3.5 - EFEITO DE ρ SOBRE τA , $Ref\rho$ (FONTE: MODIFICADO DE SUSMEL (2009)).	50
FIGURA 3.6 - MCWM APLICADA À PREVISÃO DE VIDA (FONTE: MODIFICADO DE SUSMEL (2009)).	51
FIGURA 3.7- REPRESENTAÇÃO DO MODELO DE FATEMI E SOCIE (FONTE: MODIFICADO DE SOCIE E MARQUIS (1999)).	51
FIGURA 3.8- REPRESENTAÇÃO DO MODELO SWT (FONTE: MODIFICADO DE SOCIE E MARQUIS (1999)).	53
FIGURA 3.9 - CORPO SUBMETIDO A CARREGAMENTO CÍCLICO .	54
FIGURA 3.10 - VETOR TENSÃO T E SUAS COMPONENTES NORMAL σ E CISALHANTE τ .	55
FIGURA 3.11 - TRAJETÓRIA DESCRITA PELA TENSÃO CISALHANTE NUM DADO PLANO MATERIAL.	56
FIGURA 4.1 - CURVA DE TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA AL 7050- T7451.	58
FIGURA 4.2 - DESENHO TÉCNICO DO CORPO DE PROVA SEM ENTALHE.	59
FIGURA 4.3 - DESENHO TÉCNICO DO CORPO DE PROVA COM ENTALHE.	60
FIGURA 4.4 – FOTOS DOS ESPÉCIMES: (A) CP SEM ENTALHE (FONTE: ARQUIVO PESSOAL); (B) CP COM ENTALHE (FONTE: ARQUIVO PESSOAL).	61
FIGURA 4.5 - SUB-ÁREAS GERADAS NA PROXIMIDADES DA RAIZ DO ENTALHE.	62
FIGURA 4.7 - (A) PLACA GERATRIZ; (B) MODELO TRIDIMENSIONAL.	64
FIGURA 4.8 - DURÔMETRO ZHU 250 ZWICK/ROELL.	65
FIGURA 4.9 - EXTENSÔMETRO ACOPLADO AO CP DURANTE ENSAIO DE TRAÇÃO.	65
FIGURA 4.10 - MÁQUINAS DE ENSAIO UNIVERSAL: (A) MTS 809 (FONTE: ARQUIVO PESSOAL); (B) MTS 810 (DISPONÍVEL EM: HTTPS://WWW.MTS.COM/EN ACESSO EM DEZ. 2017).	69
FIGURA 4.11 - CÍRCULO DE MOHR PARA CARREGAMENTO DE TORÇÃO.	70
FIGURA 4.12 - CÍRCULO DE MOHR PARA CARREGAMENTO DE TRAÇÃO.	71
FIGURA 4.13 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA CURVA DE WÖHLER MODIFICADA.	71
FIGURA 4.14 - DETALHE DAS CURVAS $\sigma-N$ REPRESENTANDO O COMPORTAMENTO DOS ESPÉCIMES ENTALHADOS E NÃO ENTALHADOS E A DEFINIÇÃO DA VIDA DE FALHA, Nf , 1, ADOTADA PARA O INÍCIO DO PROCESSO ITERATIVO PARA A CONSTRUÇÃO DA CURVA $L\sigma - N$	73
FIGURA 4.15 - DETERMINAÇÃO DE $\sigma SENf$, 1 E $\sigma CENf$, 1.	74

FIGURA 4.16 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO CAMPO DE TENSÕES UTILIZANDO ANÁLISE DE ELEMENTOS FINITOS (ANSYS).	74
FIGURA 4.17 - APLICAÇÃO DO MÉTODO DO PONTO PARA DETERMINAÇÃO DA DISTÂNCIA CRÍTICA.	75
FIGURA 4.18 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA CURVA $L_{\sigma} = ANfB$.	75
FIGURA 4.19 - CAMPO DE TENSÕES OBTIDO POR ANÁLISE DE ELEMENTOS FINITOS.	77
FIGURA 4.20- DETERMINAÇÃO DE $L_{\sigma}(NMWCM)$.	77
FIGURA 4.21 - DETERMINAÇÃO DE $PSWT_{\sigma}(Ni)$.	78
FIGURA 4.22- DETERMINAÇÃO DE $L_{\sigma}(Ni)$.	79
FIGURA 4.23- DETERMINAÇÃO DE r_i .	79
FIGURA 5.1 - MICROGRAFIA DA LIGA AL 7050-T7451.	81
FIGURA 5.2 - AMOSTRAS DE AL 7050- T7451.	82
FIGURA 5.3 - CURVAS TENSÃO <i>VERSUS</i> DEFORMAÇÃO (A) E FORÇA <i>VERSUS</i> DESLOCAMENTO (B).	84
FIGURA 5.4 - CURVAS TENSÃO <i>VERSUS</i> VIDA, $S-N$, OBTIDAS SOB CONDIÇÕES DE CARREGAMENTO AXIAL TOTALMENTE ALTERNADO: (A) ÁREA BRUTA E (B) ÁREA LIQUIDA.	86
FIGURA 5.5 - CURVAS TORSÃO <i>VERSUS</i> VIDA, $\tau-N$, OBTIDAS SOB CONDIÇÕES DE TORÇÃO ALTERNADA CONSIDERANDO: (A) ÁREA BRUTA E (B) ÁREA LIQUIDA.	87
FIGURA 5.6 - DIAGRAMA VIDA ESTIMADA <i>VERSUS</i> VIDA EXPERIMENTAL.	88
FIGURA 5.7 - CURVAS REPRESENTATIVAS DA RELAÇÃO ENTRE A VIDA DE FADIGA E O PARÂMETRO DE SMITH-WATSON-TOPPER (A) E O PARÂMETRO DE FATEMI E SOCIE (B).	89
FIGURA 5.8 - DIAGRAMA VIDA ESTIMADA <i>VERSUS</i> VIDA EXPERIMENTAL CONSIDERANDO OS CRITÉRIO DE FALHA DE (A) SMITH-WATSON-TOPPER E DE (B) FATEMI E SOCIE.	92
FIGURA 5.9 - DIAGRAMA DE DISPERSÃO ENTRE A VIDA DE FADIGA E (A) AMPLITUDE DA TENSÃO DE VON MISES E (B) AMPLITUDE DA MÁXIMA TENSÃO PRINCIPAL.	94
FIGURA 5.10 - FRACTOGRAFIA DOS ESPÉCIMES LISOS QUE FALHARAM DURANTE OS ENSAIOS DE TRAÇÃO-COMPRESSÃO.	98
FIGURA 5.11 - FRACTOGRAFIA DOS ESPÉCIMES LISOS QUE FALHARAM DURANTE OS ENSAIOS DE TORÇÃO ALTERNADA.	99
FIGURA 5.12 - FRACTOGRAFIA DOS ESPÉCIMES LISOS QUE FALHARAM DURANTE OS ENSAIOS MULTIAXIAIS EM FASE.	100
FIGURA 5.13 - FRACTOGRAFIA DOS ESPÉCIMES ENTALHADOS QUE FALHARAM DURANTE OS ENSAIOS DE FADIGA EM TRAÇÃO-COMPRESSÃO.	101
FIGURA 5.14 - FRACTOGRAFIA DOS ESPÉCIMES ENTALHADOS QUE FALHARAM DURANTE OS ENSAIOS DE FADIGA EM TORÇÃO.	102
FIGURA 5.15 - FRACTOGRAFIA DOS ESPÉCIMES ENTALHADOS QUE FALHARAM DURANTE OS ENSAIOS DE FADIGA EM CONDIÇÕES MULTIAXIAS.	103
FIGURA 6.1 - CONVERGÊNCIA DAS ESTIMATIVAS DOS FATORES TEÓRICOS DE CONCENTRAÇÃO DE TENSÕES CONSIDERANDO A DISCRETIZAÇÃO DA MALHA NA REGIÃO DO CONCENTRADOR DE TENSÕES NO SENTIDO RADIAL E LONGITUDINAL (A) E NO DIREÇÃO TANGENCIAL (B).	105
FIGURA 6.2 - (A) DETALHE REPRESENTANDO UM ARCO DE 15º DA MALHA TRIDIMENSIONAL UTILIZADA NO ESTUDO E (B) DETALHE DA DISCRETIZAÇÃO RADIAL DO ELEMENTO.	105
FIGURA 6.3 - DISTRIBUIÇÃO DAS COMPONENTES DE TENSÃO AO LONGO DA DISTÂNCIA λ RESULTANTE DA APLICAÇÃO DE ESFORÇO LONGITUDINAL.	106
FIGURA 6.4 - DISTRIBUIÇÃO DAS COMPONENTES DE TENSÃO AO LONGO DA DISTÂNCIA λ RESULTANTE DA APLICAÇÃO DE ESFORÇO TORCIONAL.	106
FIGURA 6.5 - COMPORTAMENTO DAS CURVAS DE DISTÂNCIA CRÍTICA <i>VERSUS</i> VIDA.	108
FIGURA 6.6 - REPRESENTAÇÃO DAS TENSÕES ATUANTES NO PLANO CRITICO E DOS SISTEMAS DE COORDENADAS GLOBAL E LOCAL UTILIZADAS NESSE ESTUDO (FONTE: MODIFICADO DE SOCIE E MARQUIS (1999)).	110
FIGURA 6.7 - DIAGRAMA VIDA EXPERIMENTAL <i>VERSUS</i> VIDA ESTIMADA SEGUNDO MCWM EM CONJUNTO COM CURVAS $L_{\sigma}-N$ E $L_{\tau}-N$.	112
FIGURA 6.8 - DIAGRAMA VIDA EXPERIMENTAL <i>VERSUS</i> VIDA ESTIMADA SEGUNDO SWT EM CONJUNTO COM CURVAS $L_{\sigma}-N$ E $L_{\tau}-N$.	113
FIGURA 6.9 - DIAGRAMA VIDA EXPERIMENTAL <i>VERSUS</i> VIDA ESTIMADA SEGUNDO FS EM CONJUNTO COM CURVAS $L_{\sigma}-N$ E $L_{\tau}-N$.	113
FIGURA 6.10 - DIAGRAMA VIDA EXPERIMENTAL <i>VERSUS</i> VIDA ESTIMADA SEGUNDO SWT EM CONJUNTO COM CURVAS $LPSWT_{\sigma} - N$ E $LPSWT_{\tau} - N$.	114

FIGURA 6.11 - DIAGRAMA VIDA EXPERIMENTAL VERSUS VIDA ESTIMADA SEGUNDO FS EM CONJUNTO
COM CURVAS $LPFS_{\sigma} - N$ E $LPFS_{\tau} - N$.

114

Lista de Símbolos

A	Coeficiente de resistência à fadiga
A_{KH}	Constante material do modelo de Kuhn e Hardrath
A_{wz}	Parâmetro que caracteriza o material segundo o modelo de Wang e Zhao
a_{MCWM}	Constante utilizada para determinação de κ_τ segundo o Método da Curva de Wöhler Modificada
a_N	Constante empírica do modelo de Neuber
a_P	Constante empírica do modelo de Peterson
α_{MCWM}	Constante utilizada para determinação de $\tau_{A,Ref}$ segundo o Método da Curva de Wöhler modificada
b	Expoente de resistência à fadiga
b_{MCWM}	Constante utilizada para determinação de κ_τ segundo o Método da Curva de Wöhler Modificada
b_{wz}	Parâmetro que caracteriza o material segundo o modelo de Wang e Zhao
b_0	Expoentes de resistência à fadiga
β_{MCWM}	Constante utilizada para determinação de $\tau_{A,Ref}$ segundo o Método da Curva de Wöhler modificada
C_H	Constante associada ao limite de resistência do material segundo o modelo de Heywood
c_s	Parâmetro que caracteriza o material segundo o modelo de Siebel e Stieler
c_0	Expoente de ductilidade à fadiga
D	Diâmetro do penetrador
\bar{d}	Diâmetro médio da impressão do penetrador utilizado no ensaio de dureza Brinell
ΔK_{th}	Faixa do limiar de propagação
E	módulo de elasticidade
ε'_f	Coeficiente de ductilidade à fadiga axial
G	Módulo de cisalhamento
H	Aumento relativo de resistência à fadiga

HB	Escala para medida de dureza Brinell
h	Altura da calota esférica da impressão gerada pelo penetrador durante o ensaio de dureza Brinell
K	Fator de intensidade de tensão
K_a	Fator de acabamento superficial
K_b	Fator de tamanho
K_c	Tenacidade a fratura
K_{carr}	Fator de carregamento
K_d	Fator de temperatura
K_e	Fator de confiabilidade
K_f	Fator de redução de resistência a fadiga
k_{fr}	Fator de redução de resistência a fadiga em torção
K_t	Fator de concentrador de tensão
K_v	Fator de efeitos variados
k	Constante do material obtida a partir de testes de fadiga axiais e torcionais no modelo de Fatemi-Socie
κ_τ	Coefficiente angular que caracteriza inclinação da Curva de Wöhler Modificada para um ρ específico
L	Comprimento característico do material
$L_{P_{FS}} _\sigma - N$	Curva de Distância crítica (obtida a partir do parâmetro FS gerado com base em testes de fadiga em tração-compressão) versus vida
$L_{P_{FS}} _\tau - N$	Curva de Distância crítica (obtida a partir do parâmetro FS gerado com base em testes de fadiga em torção alternada) versus vida
$L_{P_{SWT}} _\sigma - N$	Curva de Distância crítica (obtida a partir do parâmetro SWT gerado com base em testes de fadiga em tração-compressão) versus vida
$L_{P_{SWT}} _\tau - N$	Curva de Distância crítica (obtida a partir do parâmetro SWT gerado com base em testes de fadiga em torção alternada) versus vida
l_{ML}	Distância crítica segundo o método da linha
l_{MP}	Distância crítica segundo o método do ponto
M	Constante associada ao tipo de material segundo o modelo de Heywood
N_{est}	Vida estimada

N_f	Número de ciclos até a falha
$N_{f,1}$	Vida do espécime para o primeiro processo iterativo
N_0	Número de ciclos referentes à condição de resistência à fadiga
n	Parâmetro que depende do tipo do entalhe
P	Carga aplicada
P_{FS}	Parâmetro de Fatemi-Socie
$P_{m\acute{a}x}$	Carga máxima aplicada
P_{min}	Carga mínima aplicada
P_{SWT}	Parâmetro de Smith-Watson-Topper
$P_{FS} _{\sigma}$	Parâmetro de FS obtido a partir de ensaios de fadiga em condição de tração-compressão ($R=-1$)
$P_{FS} _{\tau}$	Parâmetro de FS obtido a partir de ensaios de fadiga em condição de torção alternada
$P_{SWT} _{\sigma}$	parâmetro de SWT obtido a partir de ensaios de fadiga em condição de tração-compressão ($R=-1$)
$P_{SWT} _{\tau}$	parâmetro de SWT obtido a partir de ensaios de fadiga em condição de torção alternada
q	Sensibilidade ao entalhe
Q	Parâmetro geométrico do modelo de Chapetti
R	Razão de carregamento
$R_{m\acute{a}x}$	Semi-eixo maior da mínima elipse circunscrita
R_{min}	Semi-eixo menor da mínima elipse circunscrita
r_{ent}	Raio na raiz do entalhe
S_e	Limite de resistência no local crítico de uma peça de máquina na geometria e na condição de uso
S_e^{\wedge}	Limite de resistência a fadiga do corpo de prova
$S_{e_{ent}}^{\wedge}$	Limite de resistência a fadiga do espécime entalhado
$S-N$	Abordagem de fadiga tensão-vida
S_{rt}	Tensão de resistência a tração

S_u	Tensão de ruptura
S_y	Tensão de escoamento do material
$\sigma_{CE}(N_{f,1})$	Tensão aplicada ao espécime com entalhe cuja vida correspondente é $N_{f,1}$
$\sigma_{SE}(N_{f,1})$	Tensão aplicada ao espécime liso (sem entalhe) cuja vida correspondente é $N_{f,1}$
σ'_f	Coeficiente de resistência à fadiga axial
$\sigma_{n,máx}$	Máxima tensão normal ao plano crítico
σ_{na}	Amplitude de tensão normal num plano
σ_{nm}	Tensão normal média num plano
σ_{VM}	Tensão de Von-Mises
$\tau_{A,Ref}$	Amplitude de tensão cisalhante referente à condição de limite de resistência a fadiga
τ_a^c	Amplitude da tensão cisalhante no plano crítico
τ'_f	Coeficiente de resistência à fadiga cisalhante
w	Abertura de ângulo do entalhe
X	Gradiente de tensão relativo da componente de tensão atuante na raiz do entalhe de raio e direcionada segundo a direção do carregamento
$\Delta\sigma$	Faixa de tensão
$\Delta\sigma_1$	Faixa da máxima tensão principal
$\Delta\sigma_0$	Limite de resistência a fadiga do material
$\mathcal{E}-N$	Abordagem de fadiga deformação-vida
Ψ	Trajectoria do vetor tensão cisalhante num determinado plano material
ϕ	Ângulo <i>phi</i>
θ	Ângulo <i>theta</i> .
σ_a	Amplitude de tensão normal
σ_m	Tensão normal média
$\sigma_{máx}$	Tensão normal máxima
$\sigma_{mín}$	Tensão normal mínima
σ_{Misses}	Tensão de von Misses

σ_{nom}	Tensão nominal
σ_{p1}	Tensão principal
τ_a	Amplitude de tensão cisalhante
ρ	Razão entre a tensão normal máxima e amplitude da tensão cisalhante num plano crítico segundo o Método da Curva de Wöhler Modificada
γ	Distorção angular
γ'_f	Coefficiente de ductilidade à fadiga torcional

Lista de siglas e abreviaturas

BDP	Bandas de deslizamento persistente
CE	Com entalhe
CP	Corpo de prova
FAC	Fadiga de alto ciclo
FBC	Fadiga de baixo ciclo
FS	Fatemi-Socie
MA	Método da área
MCWM	Método da curva de Wöhler modificada
MFLE	Mecânica da fratura linear-elástica
ML	Método da linha
MP	Método do ponto
MV	Método do volume
SE	Sem entalhe
SWT	Smith-Watson-Topper
TDC	Teoria da distância crítica

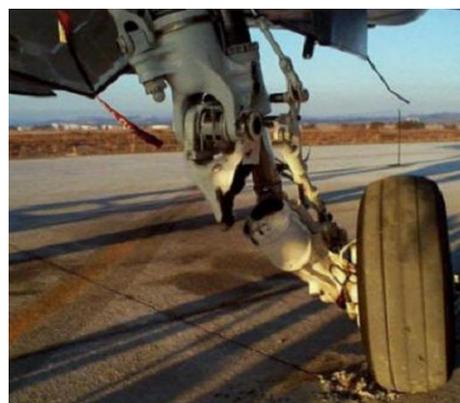
1 INTRODUÇÃO

1.1 ASPECTOS GERAIS

Componentes mecânicos com funções estruturais são frequentemente submetidos a carregamentos variáveis no tempo. Árvores de transmissão, eixos, barras de torção, vasos de pressão, tubulações em plantas químicas e refinarias, junções pás de turbina/rotor, componentes aeronáuticos entre outros estão frequentemente sob estados bi-axiais ou tri-axiais de tensão que, quando originados por carregamentos cíclicos, podem levar à iniciação e propagação de trincas de fadiga. O processo de fadiga sob estes estados complexos de tensão é conhecido como fadiga multiaxial e sua consideração é de fundamental importância para o correto dimensionamento e aumento da confiabilidade de componentes que na sua vida operacional estejam submetidos a esse tipo de carregamento. A Fig. 1.1 ilustra algumas falhas ocorridas em aeronave comercial, resultantes de carregamentos cíclicos.



(a)



(b)

Figura 1.1 - Acidentes aéreos ocasionados por fadiga: (a) falha na fuselagem (disponível em: <<http://deicinginnovations.com/p=3015> > acesso em dez. 2017); (b) falha em trem de pouso (disponível em: <http://www.iasa.com.au/folders/Safety_Issues/RiskManagement/AlohaAgain-2.html> acesso em dez. 2017).

1.2 ESTADO DA ARTE

A previsão de vida à fadiga de componentes reais submetidos a carregamentos complexos envolve inúmeras variáveis. Desde o final do século XIX, vários pesquisadores direcionaram seus esforços no sentido de desenvolver metodologias aplicáveis para prever e estimar o dano em componentes mecânicos reais solicitados por estados de tensão/deformação biaxial/triaxial. Lanza (1886) realizou as primeiras investigações sobre o assunto ao publicar resultados de testes envolvendo a combinação de flexão e torção num

eixo. Já no século XX, Mason (1917), Haigh (1923), Nishiara e Kawamoto (1941), Gough *et al.* (1951) e Sines (1955) publicaram mais resultados experimentais e formularam as primeiras hipóteses teóricas para explicar o processo de fadiga sob cargas multiaxiais. Na tentativa de desenvolver teorias que possam ser utilizadas nas situações mais gerais e complexas da fadiga multiaxial, inúmeros modelos já foram propostos para solucionar o problema. De um modo geral, os modelos apresentados podem ser classificados em:

- empíricos;
- baseados nos invariantes do tensor das tensões;
- energia;
- baseados em tensões médias;
- baseados em tensões mesoscópicas e;
- planos críticos.

Os modelos de planos críticos têm se apresentado uma boa alternativa no que se refere a precisão de previsão de vida. Nesse sentido, essa tese terá como foco os critérios associados a planos críticos. Essa classe de abordagens considera que as trincas de fadiga têm origem em certos planos materiais onde as combinações de tensões ou deformações cisalhantes e normais são mais severas. Esses critérios são capazes de prever não apenas a resistência à fadiga do material e o local de iniciação da trinca, mas também sua orientação. Além disso, apresentam boa precisão ao estimar limite de fadiga mesmo na presença de carregamentos fora de fase. Dentre os métodos de plano crítico, pode-se citar os modelos propostos por Findley (1958), Brown e Miller (1973), Matake (1977), Socie (1987), McDiarmid (1991, 1994), Carpinteri e Spagnoli (2001), Susmel e Lazzarin (2002), entre outros.

Stanfield (1935) foi o primeiro a propor a ideia de plano crítico em fadiga multiaxial considerando os parâmetros de máxima tensão cisalhante e a deformação normal. Desde então, um grande interesse em modelos envolvendo esse tipo abordagem tem sido observado. Findley (1958) definiu como plano crítico o plano material que apresenta o máximo valor da combinação linear entre a amplitude de tensão cisalhante e tensão normal máxima. Para considerar o efeito das tensões médias, Brown e Miller (1973) propuseram um modelo onde a máxima faixa de deformação cisalhante é combinada à faixa de

deformação normal e à tensão normal média perpendiculares ao plano da máxima deformação cisalhante. Do ponto de vista prático, quando o fenômeno da propagação da trinca está restrito à superfície do componente analisado, Brown e Miller sugeriram o uso de abordagens de plano crítico aplicado em conjunto com a curva de Manson-Coffin.

Matake (1977) apresentou um critério de fadiga usando uma combinação linear entre a máxima amplitude da tensão cisalhante observado no plano crítico com a máxima tensão normal para nesse plano. Socie (Socie (1987); Fatemi e Socie (1988)) propuseram que o dano a fadiga em condições de carregamento multiaxial poderia ser melhor previsto utilizando a máxima tensão normal ao plano crítico ao invés da deformação normal, uma vez que essa tensão pode ser melhor relacionada com a taxa de crescimento de trinca. Partindo desse pressuposto, Socie elaborou um método que vai ao encontro do mecanismo de falha do material: quando o processo de iniciação de trinca é predominantemente governado pelo Modo I, o plano crítico é aquele no qual a tensão/deformação normal atinge o valor máximo devendo a vida à fadiga ser estimada por meio dos parâmetros de Smith-Watson-Topper; caso contrário, quando o processo de iniciação é predominantemente governado pelo Modo II, o plano crítico é aquele que apresenta a máxima amplitude de deformação cisalhante e a vida à fadiga pode ser prevista utilizando-se a curva de Manson-Coffin.

Carpinteri e Spagnoli (Carpinteri et al, 2000; Carpinteri e Spagnoli, 2001) propuseram um método que correlaciona a orientação do plano crítico com as direções das tensões principais. O dano à fadiga é estimado utilizando-se uma correlação não linear da máxima tensão normal e amplitude da tensão cisalhante relativa ao plano onde inicia-se a trinca. Susmel e Lazzarin (2002) apresentaram um método para estimar a resistência à fadiga de alto ciclo em condições de carregamento multiaxial. A interpretação física dos danos por fadiga é baseada na teoria de deformação cíclica em cristais. Essa teoria também é usada para destacar as componentes de tensão que podem ser consideradas significativas para a nucleação e crescimento no primeiro estágio da propagação. Estimativas de vida à fadiga são realizadas por meio de uma Curva de Wöhler Modificada que pode ser aplicada para componentes com ou sem entalhes submetidos a carregamentos em fase ou fora de fase. As curvas de Wöhler são funções que relacionam a resistência à fadiga com a máxima amplitude de tensão cisalhante macroscópica. O plano onde se observa a máxima amplitude de tensão cisalhante é considerado um coincidente com aquele onde inicia uma microtrinca e, portanto, crítico. As curvas modificadas de Wöhler levam em conta a componente

normal da tensão nesse plano, assim como os ângulos de fase.

Susmel e Taylor (2008) propuseram uma metodologia para previsão de vida em componentes entalhados submetidos a carregamentos multiaxiais baseando-se na Curva de Wöhler Modificada e também na Teoria das Distâncias Críticas, utilizando-se da curva de distância crítica versus vida gerada com base nos ensaios de tração. Segundo o método proposto por Neuber (1958), conhecido como Teoria das distâncias críticas (TDC), a tensão elástica no concentrador de tensões não atinge valores tão elevados como aqueles que a mecânica dos meios contínuos prevê. A tensão efetiva que representa a tensão real deverá ser estimada próxima ao entalhe analisado sobre unidades materiais (cristais, partículas estruturais). Peterson (1959) propôs em sua abordagem que ao se analisar o limite de fadiga do material a tensão de referência deve ser calculada a uma dada distância a partir do ápice do concentrador de tensões (Susmel e Taylor, 2007). A TDC tem vantagem sobre diversas outras abordagens uma vez que tanto o gradiente de tensões quanto o efeito do tamanho do concentrador são abordados (Nicholas, 2006). Quando se trata de espécimes entalhados sujeitos a carregamentos multiaxiais, há relativamente poucos dados experimentais se comparados aos componentes sem entalhes. Em contrapartida, há muitas estruturas com presença de entalhes que estão sujeitas a cargas multiaxiais, podendo ser uma combinação de flexão e torção ou tração e torção (Socie, 1993). Ao se avaliar a tensão para esse tipo de carregamento, Wang (2014) afirma que é importante salientar as diferenças entre as abordagens invariantes de tensão e os planos críticos. Para a caracterização de fadiga no local do concentrador de tensões em fadiga multiaxial, deve-se considerar o tamanho do entalhe, a forma, o gradiente de tensões, as cargas aplicadas e sua fase (Socie, 1993).

Castro *et al.* (2009) apresentaram um critério de resistência à fadiga sob condições de carregamento multiaxial a partir da representação da distância crítica como uma função associada a um parâmetro representativo de um modelo de falha por fadiga. Nesse sentido, os autores deduziram expressões que relacionavam a posição da distância crítica por meio do uso dos critérios de Crossland, de Dang Vang e do Método da Curva de Wöhler Modificada. Os modelos foram avaliados utilizando-se dados experimentais obtidos de espécimes com entalhes severos fabricados com os aços SAE 1015, 1022 e 1045 e com a liga de aço 2.25Cr-1Mo submetidos a carregamentos proporcionais. Para os casos analisados, o Método da Curva de Wöhler Modificada forneceu as melhores estimativas.

1.3 CONTRIBUIÇÕES DO TRABALHO

A presente tese estende os conceitos desenvolvidos no trabalho de Castro *et al.* (2009), propondo uma reformulação da Teoria das Distâncias Crítica para previsão de vida à fadiga em componentes entalhados submetidos a carregamentos multiaxiais. Diferentemente da abordagem clássica, foram utilizadas funções de falha que contêm informações sobre o tensor das tensões e/ou de deformações partindo do pressuposto que a distância crítica pode ser relacionada com a vida à fadiga. Propõe-se o uso dos parâmetros de Smith-Watson-Topper e Fatemi-Socie como parâmetros representativos da condição de falha. Assim, para quantificação do comportamento da distribuição da vida, a estimativa da curva de distância crítica *versus* vida e os algoritmos de pesquisa de plano crítico e previsão de vida foram desenvolvidos com base no parâmetro SWT e FS. Para a validação do modelo foram utilizados resultados de testes de fadiga realizados em espécimes lisos (sem entalhe) e com entalhe, fabricados com a liga Al 7050-T7451, sob condições de carregamentos uniaxiais (tração-compressão e torcional) e multiaxial (torção-tração). Além dos modelos acima citados, verificou-se também a eficiência do Método da Curva de Wöhler Modificada quando acoplado à curvas de distância crítica *versus* vida calibradas a partir de ensaios de fadiga uniaxiais em condições de tração-compressão e torção alternada.

1.4 ESTRUTURA DA TESE

Esta tese está organizada em sete capítulos:

- O capítulo 2 aborda os fundamentos teóricos de fadiga, trazendo as definições e conceitos básicos sobre o tema: mecanismos físicos do processo, iniciação e propagação da trinca, tipos de abordagem, concentrador de tensões e os métodos de distância crítica.
- O capítulo 3 aborda o enfoque teórico de fadiga multiaxial explicando os modelos de plano crítico empregados na tese e também os métodos para cálculo de amplitude de tensão cisalhante no plano crítico.
- O capítulo 4 apresenta a liga Al 7050-T7451 e as metodologias numérico/experimental empregadas.

- O capítulo 5 apresenta os resultados dos ensaios que se relacionam à caracterização do material: micrografia, tração, dureza, fadiga uniaxial, fadiga multiaxial.
- O capítulo 6 apresenta os resultados das simulações em elementos finitos, as curvas de distância crítica geradas e os diagramas de vida observada *versus* vida estimada conforme metodologia proposta.
- O capítulo 7 reúne as conclusões do trabalho e sugere alguns temas a serem desenvolvidos futuramente.

2 FADIGA

2.1 CONCEITOS

A palavra fadiga tem origem na expressão latina *fatigare* e comumente está associada à processos de exaustão física e mental. No âmbito da engenharia, essa terminologia refere-se aos danos e consequentes falhas de materiais sujeitos à solicitações cíclicas (Suresh, 1998).

Segundo a norma ASTM E 1823-13 (2013), fadiga é o processo de alteração progressiva, localizada e permanente que ocorre em materiais submetidos a tensões ou deformações flutuantes em um ou vários pontos que podem ocasionar o surgimento de trincas e até mesmo a fratura após um número suficiente de solicitações cíclicas.

Os primeiros trabalhos nessa área remontam ao engenheiro de minas Albert (1837) que desenvolveu um aparato experimental para estudar as falhas observadas em correntes de guindastes. Entretanto o termo fadiga propriamente dito somente começou a ser empregado a partir dos trabalhos de Poncelet em 1839. Desde então inúmeras pesquisas foram realizadas no sentido de entender e aumentar a previsibilidade deste complexo fenômeno. As importantes contribuições de vários pesquisadores cobrindo o período de 1837 a 1996 podem ser encontradas no trabalho de Schutz (1996).

Apesar da maioria dos dados presentes na literatura se referirem à fadiga em materiais metálicos, observa-se um crescente interesse em materiais não-metálicos e compósitos que apresentam potencial para aplicação mecânica. Nesse âmbito, verificam-se pesquisas de fadiga relacionadas à materiais cerâmicos (Suresh, 1990; Roebben et al., 1996), poliméricos (Hertzberg e Manson, 1980; Hertzberg, 1996) e compósitos.

O entendimento desse fenômeno e os sucessivos avanços no sentido de compreendê-lo ou minimizá-lo perpassam as questões econômicas na medida em que se evitam desastres, poupando vidas.

2.2 MECANISMOS DE FADIGA EM METAIS

Um elemento estrutural, mesmo quando submetido a tensões e deformações abaixo de seu limite de escoamento, pode sofrer uma falha por fadiga. Esse tipo de falha tem origem em

danos microscópicos no material. Com o passar do tempo, esse dano assume escalas maiores até atingir uma escala macroscópica. De um modo geral, a falha por fadiga pode ser resumida nos seguintes estágios:

- i) alterações microscópicas e subestruturais que geram nucleação de danos permanentes no material;
- ii) surgimento de trincas microscópicas;
- iii) crescimento e coalescimento dos defeitos microscópicos;
- iv) propagação estável da trinca;
- v) instabilidade estrutural e consequente falha.

2.2.1 INICIAÇÃO DA TRINCA

Análises microscópicas realizadas desde o início do século XX (Ewing e Rosenhain (1899); Ewing e Humfrey (1903)) evidenciam que o processo de nucleação de trincas tem origem em micro trincas geradas nas bandas de deslizamentos. Com o advento da microscopia eletrônica, grandes avanços foram realizados no sentido de desenvolver uma melhor compreensão dos processos de alterações sub estrutural e microscópica induzidas pelas deformações cíclicas. A Fig. 2.1 ilustra o processo de formação das bandas de deslizamento decorrentes dos pontos de intrusão e extrusão.

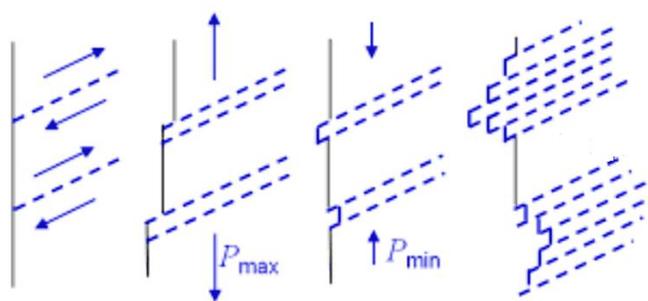


Figura 2.1 - Estágio de nucleação.

A nucleação de trincas por fadiga envolve a movimentação cíclica de discordâncias, que tende a agrupá-las e formar as bandas de deslizamento persistente (BDP). Essas bandas ocorrem preferencialmente na superfície do material devido à micro deformações plásticas verificadas nos grãos dessas regiões uma vez que, nessas regiões, a resistência ao deslizamento é menor. A Fig. 2.2 ilustra a iniciação de uma trinca.

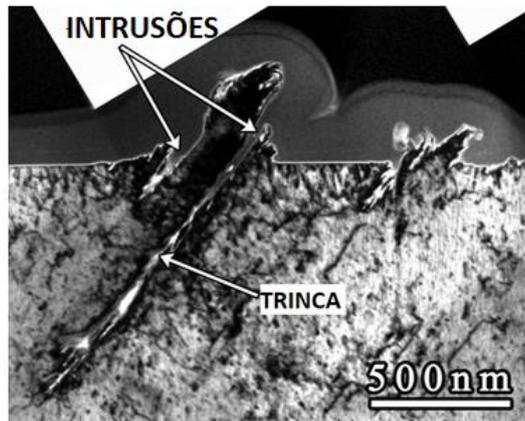


Figura 2.2 - Iniciação de trinca – modificado de Polák e Man (2016).

A nucleação de trincas também pode estar associada a presença de micro vazios nos contornos de grãos, inclusões, poros e não homogeneidade do material. As Figs. 2.3-a e 2.3-b apresentam, respectivamente, trinca originada por uma inclusão não metálica e por porosidade do material.

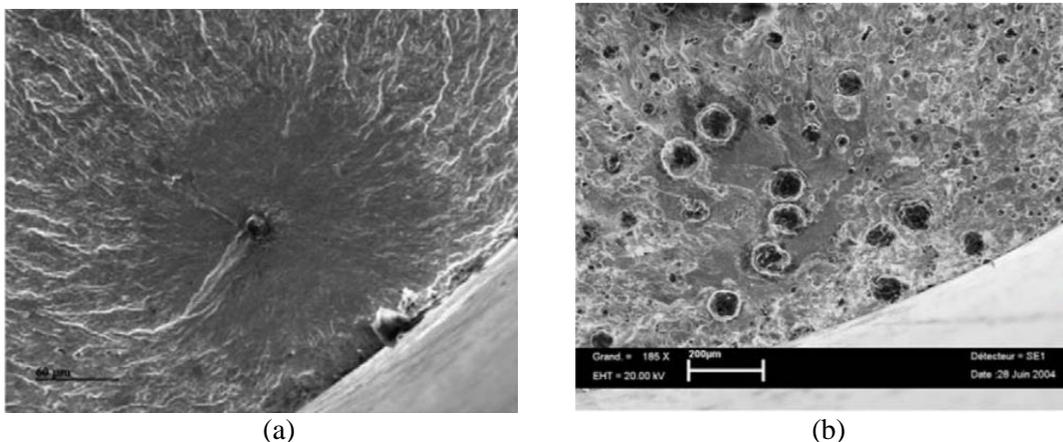


Figura 2.3 - (a) iniciação de trinca devido a presença de inclusão não metálica na micro-estrutura de 42CrMo₄; (b) iniciação de trinca causada pela presença de poros em ferro fundido. (fonte: Bayraktar *et al.*, 2006).

2.2.2 PROPAGAÇÃO DA TRINCA

Após o período de iniciação, a trinca por fadiga tende a se propagar caso o carregamento cíclico permaneça atuante. Em materiais dúcteis, o processo de propagação pode ser caracterizado em dois estágios, conforme ilustrado na Fig. 2.4. No estágio I, a trinca tende a se propagar no plano de máxima tensão cisalhante. Já no estágio II, a propagação ocorre no plano de máxima tensão normal.

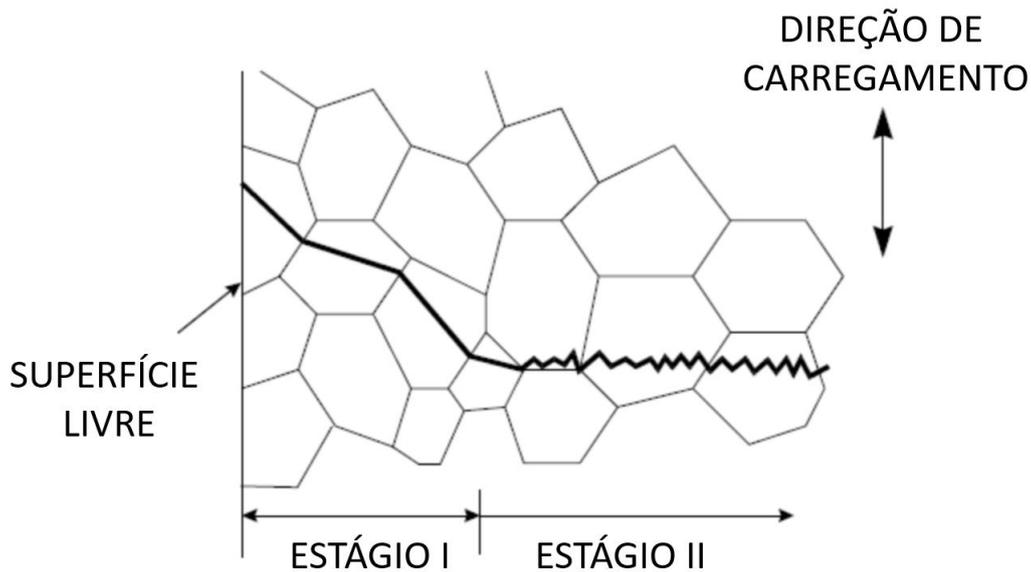


Figura 2.4 - Estágios de propagação da trinca por fadiga (fonte: modificado de Socie e Marquis (1999)).

A trinca mais pontiaguda gera uma concentração de tensões maior que a proporcionada pelo entalhe original. Nesse ínterim, uma zona plástica se desenvolve na ponta da trinca cada vez que uma tensão de tração alonga a mesma. Isso faz com que no estágio II a trinca seja menos afetada pelas propriedades microestruturais, pois a formação dessa zona é maior que a microestrutura do material. Por outro lado, essa zona ameniza as tensões na ponta da trinca e reduz a concentração de tensão efetiva. Assim a trinca cresce um pouco mais. Quando a tensão de fadiga passa a ser compressiva ou nula, a trinca se fecha, o escoamento momentaneamente cessa e a trinca se torna novamente pontiaguda, agora com comprimento maior. Esse processo continua enquanto a tensão está variando de valores abaixo da tensão de escoamento para outros acima da tensão de escoamento, na ponta da trinca (Norton, 2004).

A trinca se propaga em planos normais aos de tensão máxima de tração e o seu crescimento se deve à tensão de tração, ainda que tensões cisalhantes iniciem o processo de fadiga em materiais dúcteis. Além disso, tensões de compressão não contribuem com o desenvolvimento da trinca, visto que as mesmas tendem a fechá-las (Garcia et al, 2000). A trinca em fadiga avança de maneira cíclica. A cada novo ciclo de tensão ou etapa de abertura e fechamento esse avanço deixa na superfície de fratura marcas características que podem ser observadas ao microscópio eletrônico como marcas de praia e estrias. Deve-se observar que as estrias se encontram dentro das marcas de praia, que podem ser dezenas ou centenas. A Fig. 2.5 apresenta a superfície de falha num alumínio 7075-T6 com a

formação característica de estrias e a orientação da propagação das marcas de praia.

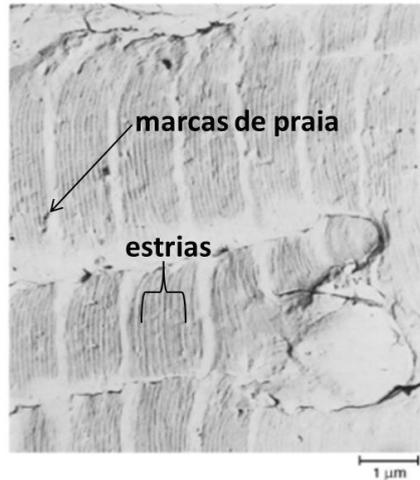


Figura 2.5 - Superfície de fratura num alumínio 7075-T6 (modificado de Halford, 2006)

2.2.3 FALHA CATASTRÓFICA

A trinca permanecerá crescendo enquanto houver tensões trativas suficientes. Em um dado momento, a trinca assume um tamanho grande o bastante para elevar o fator de intensidade de tensão do material, K , na extremidade da trinca até o nível de tenacidade à fratura, K_c , quando ocorre uma falha repentina de maneira instantânea. O exame a olho nu de peças que falharam por fadiga exibe um padrão típico. A região próxima à origem da microtrinca tem aparência polida e frequentemente exibe as marcas de praia. A região áspera, semelhante a uma fratura frágil, corresponde à porção do material que rompeu catastroficamente quando a trinca atingiu seu tamanho limite. A Fig 2.6 ilustra a macrografia da superfície de um trilho de trem que falhou por fadiga: uma trinca se formou na parte superior esquerda, a fratura rápida ocorreu ao longo da área que possui uma textura opaca e fibrosa.



Figura 2.6- Macrografia de um trilho de trem que falhou por fadiga (fonte: ASM Metals Handbook- Fractography, 1987).

2.3. ABORDAGENS DE FADIGA

O fenômeno da fadiga pode ser tratado segundo duas abordagens: uma em termos da vida total (*Total-life approaches*) e outra em termos da tolerância ao dano (*Defect-tolerant approach*). Estas filosofias de projeto divergem quanto à quantificação da iniciação e propagação de trincas. Sendo que a nucleação e a taxa de avanço das mesmas dependem de fatores microestruturais, mecânicos e ambientais.

2.3.1 ABORDAGENS EM TERMOS DA VIDA TOTAL

As duas abordagens clássicas com base na vida total são aquelas caracterizadas em termos da tensão (abordagem $S-N$) e da deformação (abordagem $\epsilon-N$). Através de ensaios conduzidos em laboratório, para espécimes inicialmente sem trinca e sob amplitudes controladas por tensão ou deformação, tais métodos visam predizer a vida em número de ciclos, N_f , até a ocorrência de falha.

A abordagem tensão-vida, também conhecida como Fadiga de Alto Ciclo (FAC) é indicada para $N_f > 10^3$. Todavia, é o procedimento menos preciso principalmente em aplicações onde a vida é de $1 \leq N_f \leq 10^3$, esses casos são denominados de Fadiga de Baixo Ciclo (FBC). Essas abordagens também se diferem pelo nível de tensão envolvido. Nos casos em que o nível de tensão está próximo do limite de escoamento, envolvendo deformações plásticas significantes, a abordagem por deformação é recomendada. Em contrapartida, quando o nível de sollicitação está abaixo da tensão de escoamento a abordagem por tensão é

indicada.

2.3.2 ABORDAGENS DE TOLERÂNCIA AO DANO

O uso da mecânica da fratura para o projeto de fadiga parte do pressuposto de que os componentes já contêm falhas intrínsecas. Estas podem ser determinadas por ensaios não-destrutivos como líquido penetrante, raio-X, métodos ultra-sônicos, magnéticos ou acústicos. A vida a fadiga é definida através do número de ciclos para a propagação de uma trinca a partir de um tamanho inicial até uma dimensão crítica (Suresh, 1998).

A tenacidade a fratura define o tamanho crítico da trinca para cada material. De acordo com as simplificações admitidas pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), o método de tolerância ao dano é aplicável somente onde a zona de plastificação na ponta da trinca é bem pequena em relação às dimensões do componente em análise.

2.3.3 CONCEITO DE VIDA SEGURA E FALHA SEGURA

As abordagens de vida segura e falha segura foram desenvolvidas por engenheiros aeroespaciais (Suresh, 1998). Gurney (1968) notou que métodos de vida segura se fundamentam na prevenção do início de trinca para uma vida prevista em projeto. Ou seja, um componente pode estar submetido a solicitações dinâmicas e alcançar uma vida específica sem o desenvolvimento de trincas de fadiga até a fratura. Contudo, o conceito de falha segura é fundamentado no argumento de que se existir uma falha na estrutura a mesma deve ter integridade estrutural suficiente para operar seguramente até que a trinca seja detectada (Suresh, 1998).

2.4 ABORDAGEM TENSÃO-VIDA

2.4.1 A CURVA S-N

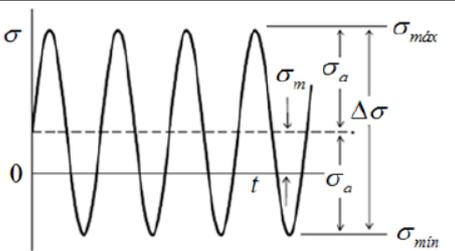
A abordagem *Tensão-Vida* consiste na caracterização da vida à fadiga em termos da tensão nominal. Wöhler (1870), analisando o processo de fadiga em eixos ferroviários, sugeriu um diagrama, denominado de curva *S-N*, que relaciona a amplitude de tensão nominal em um corpo de prova padrão com o número de ciclos até a fratura, conforme a Fig. 2.7. Em 1910, Basquin notou que os dados gerados poderiam ser descritos por um modelo linear, em escala log-log, para os casos em que os dados de fadiga são provenientes de amostras

aleatórias, como mostra a Eq. 2.1, onde σ_a é a amplitude de tensão, N é o número de ciclos de fadiga, A é o coeficiente de resistência à fadiga e b é o expoente de resistência à fadiga. Estes dois últimos são determinados experimentalmente. A notação comumente utilizada para caracterizar um carregamento cíclico com amplitude constante é mostrada na Tabela 2.1.

$$\sigma_a = A(N)^b \quad (2.1)$$

Devido a heterogeneidades nas propriedades microestruturais, diferenças superficiais, variáveis metalúrgicas, alinhamento do corpo de prova no equipamento, presença de tensão média e a freqüência dos ensaios, por exemplo, os resultados de vida à fadiga são bem dispersos. Essa variação no valor da vida em fadiga, N , para vários corpos sob o mesmo nível de tensão pode levar a incertezas de projeto significativas quando a vida em fadiga e/ou a resistência à fadiga estiverem sendo considerados (Callister, 2002).

Tabela 2.1. Definições de carregamentos cíclicos com amplitude constante.

Amplitude de tensão	$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	Representação gráfica 
Tensão média	$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	
Variação de tensão	$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}$	
Razão de carregamento	$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}}$	

Entretanto, uma vez que esses resultados são obtidos em condições atentamente controladas, é irreal esperar que o limite de resistência de um componente mecânico ou estrutural seja igual ao determinado em laboratório para corpos padronizados. Shigley (2005) aponta algumas diferenças: material (composição, base de falha e variabilidade), manufatura (método, tratamento térmico, corrosão por microabrasão, condição de superfície e concentração de tensão), ambiente (corrosão, temperatura, estado de tensão e tempo de relaxação) e projeto (tamanho, forma, vida, estado de tensão, concentração de tensão, velocidade, microabrasão e escoriação).

No entanto, Marin (1962) identificou fatores que quantificavam os efeitos da condição de superfície, K_a ; tamanho, K_b ; carregamento, K_{car} ; temperatura, K_d ; confiabilidade, K_e e efeitos variados, K_v , na tentativa de ajustar o limite de resistência por correções subtrativas

ou multiplicativas. A proposta de Marin é então descrita pela Eq. 2.2, onde S_e' é o limite de resistência do corpo de prova e S_e é o limite de resistência no local crítico de uma peça de máquina na geometria e na condição de uso.

$$S_e = K_a K_b K_{carr} K_d K_e K_v S_e' \quad (2.2)$$

2.4.2 LIMITE DE FADIGA

Para alguns tipos de material, como os metais ferrosos, verifica-se experimentalmente um patamar de vida constante abaixo do qual se tem teoricamente vida infinita. Este patamar é conhecido como limite de resistência à fadiga (*endurance limit*) e ocorre em torno de $2 \cdot 10^6$ ciclos. Todavia, para metais não-ferrosos tal limite não é bem definido, como mostra a Fig. 2.7. Para tanto, em geral, define-se o limite de resistência à fadiga acima de 10^7 ciclos.

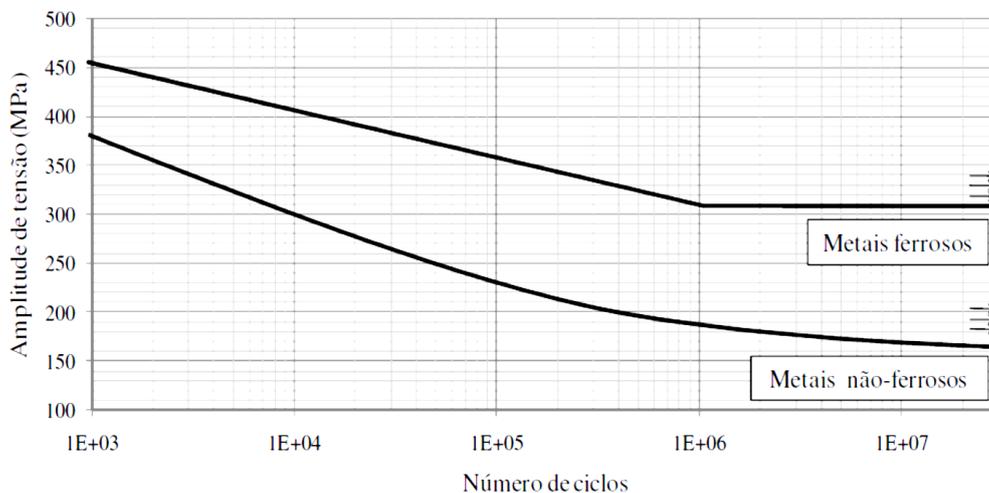


Figura 2.7 - Curvas S-N típicas para metais ferrosos e não-ferrosos.

A resistência à fadiga é a tensão correspondente a uma vida específica de fadiga de alto ciclo. Os experimentos de resistência à fadiga têm como objetivo estimar a sua distribuição estatística e são muito usados na determinação do limite de resistência à fadiga dos materiais.

2.5 ANÁLISE DE FADIGA EM CORPOS ENTALHADOS

2.5.1 CONCENTRADORES DE TENSÕES

A maioria dos elementos de máquinas reais tem seções transversais não-uniformes.

Descontinuidades geométricas tais como furos, chavetas, estrias, trincas entre outras alteram a distribuição de tensões provocando aumentos localizados na intensidade do campo de tensões. A razão entre a tensão máxima observada e a tensão nominal é chamada de concentrador de tensão e determinado pelo fator de concentração de tensão, K_t , cuja relação básica é apresentada na Eq. 2.3:

$$K_t = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{nom}} \quad (2.3)$$

O fator de concentração de tensão pode ser obtido experimentalmente através da fotoelasticidade e da extensometria, por exemplo; numericamente, com métodos de modelagem por elementos finitos, e analiticamente através da teoria da elasticidade.

2.5.2 FATOR DE REDUÇÃO DE RESISTÊNCIA A FADIGA

A presença de entalhes pode influenciar significativamente a vida à fadiga de um determinado componente. Os materiais apresentam diferentes sensibilidades a concentrações de tensão, denominadas sensibilidade ao entalhe do material, q . Em geral, quanto mais dúctil é o material, menor sua sensibilidade ao entalhe. Materiais frágeis são mais sensíveis à descontinuidade. A sensibilidade ao entalhe depende também do raio de arredondamento do entalhe. (Norton, 2004).

Gough (1926) introduziu o conceito de fator de sensibilidade a partir da necessidade de caracterizar a redução da resistência mecânica diante de entalhes sob carregamentos cíclicos. Posteriormente, Thum definiu o fator de redução de resistência a fadiga como a razão entre o limite de fadiga para um espécime não entalhado e o limite de fadiga de um espécime entalhado (Schütz, 1996), conforme apresentado na Eq. 2.4. A Eq. 2.5 correlaciona o fator de redução de resistência a fadiga, K_f , com o fator de sensibilidade ao entalhe, q , e o fator de concentrador de tensões, K_t .

$$K_f = \frac{S_e}{S_{e_{ent}}} \quad (2.4)$$

$$K_f = 1 + q(K_t + 1) \quad (2.5)$$

Vários modelos foram propostos no sentido de modelar a influência de entalhes no comportamento a fadiga. Kuhn e Hardrath (1952) foram os pioneiros e propuseram um modelo, Eq. 2.6, com base nas tensões médias a frente da raiz do entalhe onde r_{ent} é o raio na raiz do entalhe, w é a abertura do ângulo e A_{KH} é uma constante material em função da resistência a tração do material.

$$K_f = 1 + \frac{(K_t+1)}{1 + \frac{\pi}{\pi-w} \sqrt{\frac{AKH}{r_{ent}}}} \quad (2.6)$$

Em 1958, Neuber considerou que a falha por fadiga ocorre quando a média das tensões ao longo de uma distância a frente do entalhe se equivalem ao limite de fadiga. Em 1961, ele formulou a Eq. 2.7 onde $a_N = f(S_{rt})$ é uma constante empírica quantificada em função da resistência à tração S_{rt} , e do raio da raiz do entalhe, r_{ent} . Para aços com $S_{rt} > 550 \text{ MPa}$, a_N pode ser estimado pela Eq. 2.8 (Neuber, 1961).

$$K_f = 1 + \frac{(K_t-1)}{1 + \sqrt{\frac{a_N}{r_{ent}}}} \quad (2.7)$$

$$a_N = 10^{\frac{134-S_{rt}}{586}} \quad (2.8)$$

Peterson (1959) assumindo que a falha por fadiga ocorre quando a tensão em um ponto específico a frente da raiz do entalhe corresponde ao limite de resistência à fadiga do material. Além disso, propôs que a distribuição de tensões a frente do concentrador de tensões decai linearmente como se observa na Eq. 2.9, onde a_p é uma constante material da função da resistência à tração estimada pela Eq. 2.10:

$$K_f = 1 + \frac{(K_t-1)}{1 + \frac{a_N}{r_{ent}}}, \sigma_{rt} < 1520 \text{ MPa} \quad (2.9)$$

$$a_p = \begin{cases} 0,185 \left(\frac{700}{S_{rt}}\right), & S_{rt} < 700 \text{ MPa} \\ 0,254 \left(\frac{2079}{S_{rt}}\right)^{1,8}, & S_{rt} > 700 \text{ MPa} \end{cases} \quad (2.10)$$

Vários outros pesquisadores propuseram diferentes formulações, porem baseados em princípios diferentes. Heywood (1962) constatou que o limite de resistência a fadiga para espécimes entalhados é normalmente maior que o que seria predito pelo fator de concentração de tensão teórico; concluiu assim que o limite de resistência a fadiga de corpos entalhados é aumentado do ponto de vista de teoria elástica, justificando que este aumento de resistência à fadiga se deve ao fato da região de concentração de tensão ser muito localizada em extensão. Heywood expressou o efeito da presença do concentrador sobre a resistência a fadiga (independente de tamanho de espécime) em termos de $\sqrt{n r_{ent}}$, onde n representava um parâmetro que depende do tipo de entalhe e r_{ent} representava o raio da raiz do entalhe. Assim, considerando que o aumento da resistência à fadiga esperada para o corpo entalhado era resultante que era uma função do tipo de concentrador de tensões, ele propôs a seguinte expressão apresentada na Eq. 2.11 para quantificar o aumento relativo da resistência à fadiga, H :

$$H = \frac{K_t}{K_f} - 1 = \frac{M}{\sqrt{n r_{ent}}} \quad (2.11)$$

onde M representava uma constante associada ao tipo de material que estava relacionada de forma diretamente proporcional ao ganho relativo de resistência à fadiga. Assim, quanto maior o valor de M , o maior seria o aumento relativo da resistência à fadiga ou seja, o menor era a sensibilidade ao entalhe.

Com base em resultados experimentais disponíveis na época, Heywood correlacionou o parâmetro com a relação $1/\sqrt{r_{ent}}$, encontrando elevados níveis de correlação linear entre esses dois parâmetros, desde que extratificados os tipos de materiais e os tipos de entalhes. Como resultado, foi possível determinar os valores M e n para alguns materiais e concentradores de tensão. Tais resultados são resumidos nas Tabelas 2.2 e 2.3.

Tabela 2.2 - Valores Típicos para o Parâmetros de Entalhe, n .

Classe de Material	Valor de n
Ligas de Alumínio	0,090
Ligas de Cobre	0,070
Aços Carbonos Planos	0,065
Ligas de Magnésio	0,044
Aços Tratados Termicamente	0,030

Uma forma mais atual apresentar a relação de Heywood é realizada por meio da Eq. 2.12.

$$K_f = 1 + \frac{K_t}{1+2\sqrt{\frac{C_H}{r_{ent}}}} \quad (2.12)$$

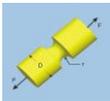
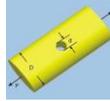
onde C_H dependerá da geometria dos corpos de prova e do limite de resistência a tração S_{rt} do material, de acordo com as relações:

$$\sqrt{C_H} = \frac{174}{S_{rt}}, \text{ para uma placa com furo central,} \quad (2.13)$$

$$\sqrt{C_H} = \frac{139}{S_{rt}}, \text{ para eixos com redução de seção na forma de ombro} \quad (2.14)$$

$$\sqrt{C_H} = \frac{104}{S_{rt}}, \text{ para eixos com redução de seção na forma de pescoço,} \quad (2.15)$$

Tabela 2.3 - Valores Típicos para os Parâmetros de Material, M .

Componente	Eixo		
	Pescoço	Ombro	Furo Transversal
Forma do Entalhe			
Valor	1,00	0,35	0,26

Chapetti et al.(1998) derivaram uma relação para o efeito do tamanho do entalhe com base em evidências experimentais de que o limite de fadiga (de componentes entalhados ou não) representa o limiar da tensão da tensão necessária para a nuclear e propagar microestruturalmente trincas curtas. A relação derivada caracteriza o fator de sensibilidade ao entalhe por meio do parâmetro k_{td} , definido como a *concentração de tensão* introduzida pelo entalhe a uma distância d da superfície da raiz do entalhe igual a distância entre as barreiras microestruturais. Como resultado do seu trabalho, Chapetti apresentou a Eq. 2.16 para descrever o fator de redução da resistência a fadiga.

$$K_f = \frac{K_t}{\sqrt{1+4,5\frac{L_0}{r_{ent}}}} \quad (2.16)$$

O valor de L_0 é determinado da condição que o limite de fadiga de espécimes não entalhados, $\Delta\sigma_0$, é determinado pela não propagação de trincas intrínsecas ao material com dimensões iguais ou inferiores a L_0 . Com base em conceitos de mecânica da fratura, tal dimensão é estimada pela Eq. 2.17.

$$L_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{Q\Delta\sigma_0} \right) \quad (2.17)$$

onde ΔK_{th} é o valor limite da gama do fator de intensidade de tensões, Q é um parâmetro geométrico, e $\Delta\sigma_0$ é a gama associada ao limite de resistência da fadiga do material.

Baseando-se em uma grande quantidade de dados empíricos, Siebel e Stieler (1955) propuseram que o valor de K_f fosse quantificado pela Eq. (2.18)

$$K_f = \frac{K_t}{\sqrt{1+C_S X}} \quad (2.18)$$

Nessa mesma linha de raciocínio, Wang e Zhao (1992) propuseram que o valor de K_f fosse quantificado por uma expressão que tivesse um maior grau de ajuste. Assim, eles propuseram que o fator K_f dependesse de c por meio de uma função potencial, ou seja:

$$K_f = \frac{K_t}{0,88+A_{wz}X^{b_{wz}}} \quad (2.19)$$

onde C_S , A_{wz} e b_{wz} são parâmetros que caracterizam o material e X representa o gradiente de tensão relativo da componente de tensão atuante na raiz do entalhe de raio e direcionada segundo a direção do carregamento.

$$X = \frac{1}{\sigma_{m\acute{a}x}} \cdot \frac{\partial\sigma(r_{ent}=0)}{\partial r} \quad (2.20)$$

2.5.3 TEORIA DAS DISTÂNCIAS CRÍTICAS

O desenvolvimento da Teoria das Distâncias Críticas (TDC) remonta à década de 1930 com Neuber, na Alemanha, e Peterson, nos Estados Unidos, ambos interessados em prever falhas por fadiga de componentes metálicos na presença de concentradores de tensões (Neuber, 1936; Peterson, 1938). Suas ideias foram aperfeiçoadas até por volta da década de 1950 e apresentadas em duas importantes publicações: *Theory of notch stresses* (Neuber, 1958) e *Notch-sensitivity* (Peterson, 1959).

Neuber propôs o que atualmente denomina-se o Método da Linha (ML). De acordo com esse método, avalia-se a média das tensões elásticas ao longo de uma linha cuja origem é a raiz do entalhe e apresenta comprimento igual à distância crítica. Inicialmente a motivação de Neuber não era prever falha por fadiga mas sim uma atividade envolvendo análise de tensões. Segundo Neuber, as teorias clássicas para previsão de tensões elásticas em componentes eram errôneas em situações de superfícies com elevada curvatura e portanto com elevado gradiente de tensões. Diferentemente da abordagem de Neuber, Peterson propôs a análise de tensões num ponto localizado a uma determinada distância crítica a partir da raiz do entalhe, dando origem ao Método do Ponto (MP).

Os trabalhos de Neuber e Peterson foram aplicados de maneira vasta em problemas envolvendo metais durante a década de 1960. Naquela década propuseram o emprego do MP e do ML para a previsão de fraturas frágeis a partir do espaçamento atômico como distância crítica (McClintock e Irwin, 1965; Novozhilov, 1969) ideia também empregada recentemente para prever o comportamento de pequenas amostras tais como nano tubos de carbono. Ainda em 1958, McClintock havia proposto uma abordagem que empregava uma média das deformações ao invés de uma média de tensões como critério de falha em condições de severa plasticidade (McClintock, 1958).

Whitney e Nuismer (1974), ao estudar falhas monotônicas em materiais compósitos, desenvolveram teorias idênticas ao MP e ao ML para prever os efeitos do tamanho do furo e do comprimento do entalhe sobre a resistência estática de laminados compósitos com longas fibras. Whitney e Nuismer deram grande contribuição ao estabelecer uma relação entre o MP e o ML e a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) possibilitando expressar a distância crítica em função da tenacidade à fratura, K_c . Apesar de derivação teórica idêntica e igualmente válida, a relação com a Fadiga de Alto Ciclo (FAC) somente

foi estabelecida uma década depois (Tanaka, 1983) Tanaka apresentou uma relação teórica entretanto não forneceu dados experimentais para fins de comparação. Inicialmente, este trabalho foi fortemente ignorado no meio acadêmico mas suas idéias foram revisitadas e objeto de validação experimental através de pesquisas desenvolvidas posteriormente (Lazzarin et al, 1997; Taylor, 1999; Taylor e Wang, 2000), comprovando assim, a viabilidade de se prever limite de resistência a fadiga por meio da interseção entre Teoria de Distâncias Críticas e Fadiga de Alto Ciclo.

De uma maneira geral, a Teoria das Distâncias Críticas é um conjunto de métodos que faz uso da análise de tensões linear-elástica, podendo ser formalizada pelo Método do Ponto (MP), Método da Linha (ML), Método da Área (MA) e Método do Volume (MV).

2.5.3.1 MÉTODO DO PONTO

Segundo o Método do Ponto (MP), a falha irá ocorrer se a uma dada distância crítica a partir da raiz do concentrador de tensão, l_{MP} , a tensão observada for superior ou igual ao limite de resistência a tração do material analisado. De modo análogo à previsão realizada para fratura frágil, a estimativa de falha por fadiga também é possível ser feita substituindo-se o limite de resistência a tração pelo limite de resistência a fadiga do material, $\Delta\sigma_0$ (Tanaka (1987) e Taylor(1999)). Os trabalhos de Tanaka (1983), Whitney e Nuismer (1974) e Taylor (1999) apresentam fortes indícios teóricos que $r_c=L/2$ onde $\Delta\sigma_1$ é a faixa da máxima tensão principal, conforme a Eq. 2.21. A Fig 2.8 mostra e representação esquemática da aplicação do MP.

$$\Delta\sigma_1(r = l_{MP}, \theta = 0) = \Delta\sigma_0 \quad (2.21)$$

$$\Delta\sigma_1(r = L/2, \theta = 0) = \Delta\sigma_f \quad (2.22)$$

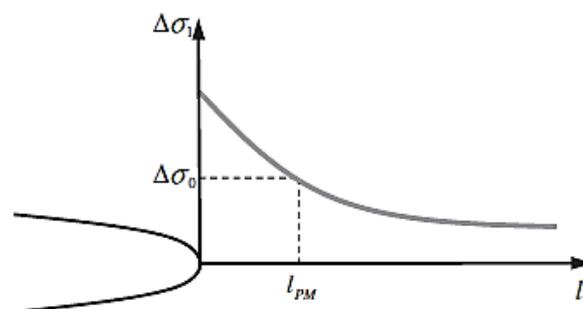


Figura 2.8 - Método do Ponto (MP).

2.5.3.2 MÉTODO DA LINHA

O Método da Linha (ML) considera que a falha por fadiga irá ocorrer quando a média das tensões atuantes ao longo de uma linha com comprimento igual à l_{ML} e origem na raiz do entalhe ou concentrador de tensão for igual ou superior ao limite de resistência a fadiga do material conforme mostra a Eq. 2.23. Fundamentos teóricos indicam que l_{ML} também se relaciona com o comprimento característico do material, L , assumindo o valor de $2L$ conforme apresentado na Eq. 2.24. A Fig. 2.9 mostra a representação esquemática da aplicação do ML.

$$\frac{1}{l_{ML}} \int_0^{l_{ML}} \Delta\sigma_1(l, \theta = 0) dl = \Delta\sigma_0 \quad (2.23)$$

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \Delta\sigma_1(l, \theta = 0) dl = \Delta\sigma_0 \quad (2.24)$$

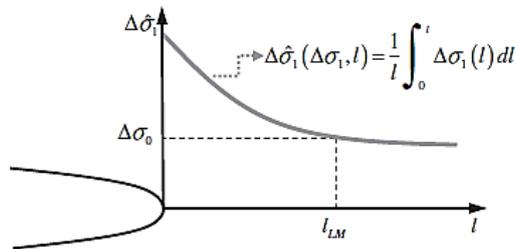


Figura 2.9 - Método da Linha (ML).

2.5.3.3 MÉTODO DA ÁREA E DO VOLUME

O Método da Área (MA) considera a média da faixa das máximas tensões principais sobre uma área semicircular nas proximidades do concentrador de tensão conforme Eq. 2.25, enquanto o Método do Volume (MV) realiza a mesma análise sobre um volume de semi-esférico (Taylor, 2007) em conformidade com a Eq. 2.26. Por meio de integrações do campo de tensões a frente do concentrador de tensões, Bellett et al. (2005) mostraram que o raio da semi circunferência é igual a $1,32L$ para o MA enquanto que o raio da semi-esfera é igual a $1,54L$ para o MV. A Fig. 2.10 mostra a representação esquemática da aplicação dos métodos MA e MV.

$$\frac{4}{\pi d_{MA}^2} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \int_0^{d_{MA}} \Delta\sigma_1(r, \theta) dr d\theta = \Delta\sigma_0 \quad (2.25)$$

$$\frac{1}{V} \int_0^{l_{MV}} \Delta\sigma_1(r, \theta) dV = \Delta\sigma_0 \quad (2.26)$$

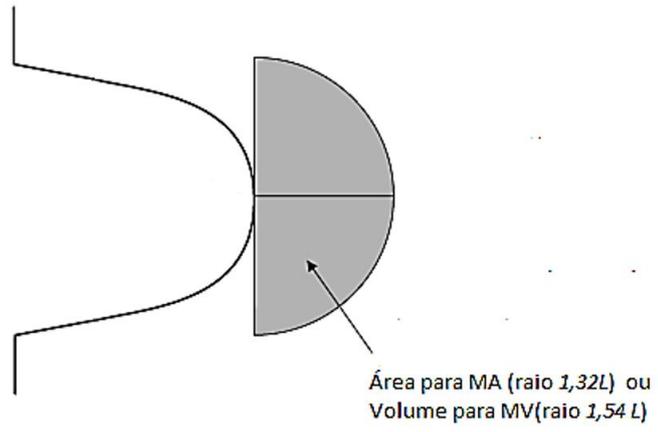


Figura 2.10 - Métodos da Área e do Volume.

3 FADIGA MULTIAXIAL

3.1 MODELOS DE FADIGA MULTIAXIAL

Menos de 30 anos após Wöhler estabelecer o conceito de tensão segura de trabalho, abaixo da qual a falha por fadiga não iria ocorrer, engenheiros direcionaram seus esforços no sentido de estudar questões envolvendo carregamentos multiaxiais. Lanza, em 1886, reportou uma máquina de torção/flexão rotativa e apresentou alguns resultados preliminares. Os primeiros modelos de fadiga multiaxial eram baseados em estimativas elásticas de tensões combinadas.

Em 1949, Gough ressaltou em seu artigo a importância de se considerar a flexão e a torção reversas bem como tensões médias de torção e flexão ao se projetar componentes mecânicos, já que, na maioria das vezes, esses elementos estão submetidos a esses tipos de solicitações. A maior parte dos dados experimentais disponíveis até hoje envolve essas quatro variáveis. As teorias de fadiga a utilizam para extrapolação desses dados para prever o comportamento a fadiga em estado de tensões mais complexos.

A partir de 1970, boa parte dos esforços foram direcionados no desenvolvimento de modelos de fadiga multiaxial baseados em deformação, amplamente utilizados em casos de fadiga a baixo-ciclo. Entretanto, de um modo geral, os modelos baseados em tensões continuam sendo mais amplamente empregados na medida em que conseguem prever situações de operações tanto acima quanto abaixo dos limiares de fadiga. Boa parte dos modelos baseados em tensões conseguem prever vida a fadiga de maneira satisfatória desde que as deformações elásticas são relativamente pequenas.

Atualmente existe um grande número de modelos de fadiga multiaxial. Os critérios multiaxiais encontrados na literatura classificam-se segundo as seguintes abordagens:

- Critérios empíricos;
- Critérios baseados nos invariantes do tensor tensão;
- Critérios de energia;
- Critérios baseados em tensões médias;

- Critérios baseados em tensões mesoscópicas
- Critérios associados a planos críticos.

O presente trabalho irá focar modelos de planos crítico.

3.1.1 MODELOS BASEADOS EM PLANOS CRÍTICO

Observações experimentais indicam que a nucleação e o crescimento das trincas ocorrem em planos específicos chamados de planos críticos. Dependendo do material e das condições de carregamento, podem ocorrer planos de tensão de tração ou cisalhamento máximo.

Os modelos baseados em planos críticos podem prever não somente a vida em fadiga como também a orientação da trinca ou planos de fratura. Com o auxílio dos critérios de tensões, deformações e energia diferentes parâmetros são utilizados para análises dos danos causados pelos critérios do plano crítico.

MÉTODO DA CURVA DE WOHLER MODIFICADA- MCWM

O MCWM parte do princípio que o dano à fadiga em materiais homogêneos e isotrópicos pode ser previsto com base na modelagem da iniciação e do início da propagação de micro/meso trincas, lembrando que de acordo com a definição de Bolotin(1999), o comportamento do processo de falha em materiais de engenharia pode ser analisado nos níveis: micro, meso e macro. Mais precisamente, micro-trincas apresentam dimensões comparáveis ao tamanho do grão; trincas médias envolvem a dimensão de alguns grãos e, por fim, macro-trincas abrange um número relativamente elevado de grãos. De acordo com Miller (1982,1993), a única maneira de modelar corretamente o comportamento de micro/meso trincas é considerando a real morfologia do material assim como o comportamento elasto-plástico dos grãos. Entretanto, estimar a resistência a fadiga considerando rigorosamente os aspectos acima mencionados, resultaria numa metodologia extremamente complexa e de difícil aplicação em situações reais de campo. Esse é o motivo pelo qual, inevitavelmente, aproximações precisam ser introduzidas ao modelo, considerando, por exemplo, o material isotrópico, homogêneo e trabalhando no regime linear elástico.

Diante das limitações mencionadas acima, o MCWM descreve a iniciação e o início da propagação de micro/meso trincas utilizando as tensões macroscópicas calculadas de acordo com a mecânica do contínuo. Considere um plano material submetido ao complexo sistema de forças que resultam num estado multiaxial de tensão provocando danos por fadiga na zona de processo, conforme ilustrado na Fig. 3.1. O MCWM assume que, nos regimes de fadiga a médio e alto ciclo, tanto a nucleação quanto o início da propagação da trinca dependem da tensão cisalhante na medida em que esta gera o dano por fadiga na zona de processo (Brown and Miller, 1973; Socie e Bannatine, 1988). A validação dessa consideração baseia-se em evidências experimentais que indicam a relação entre a nucleação e início da propagação de micro/meso trincas com a variação cíclica das forças cisalhantes. A presença das bandas persistentes de deslizamento no grão está relacionada ao fato que, durante o ciclo de carregamento, certos planos atômicos específicos deslizam em direções preferenciais formando zonas de intrusões e extrusões. Após um determinado número de ciclos, surgem micro-trincas nos grãos que por sua vez irão gerar micro-concentradores de tensão. As forças que regem o fenômeno descrito acima são as micro-deformações plásticas de cisalhamento que agem nos planos de cisalhamento (Suresh, 1998). Pode-se ainda demonstrar que essa deformação pode ser quantitativamente proporcional à tensão linear-elástica cisalhante macroscópica (Papadopoulos, 1996). Finalmente, quando as trincas atingem o tamanho de alguns grãos, finaliza-se o estágio I de propagação e as trincas tendem a se orientar no sentido de máxima tensão normal (modo I de carregamento, estágio II de propagação).

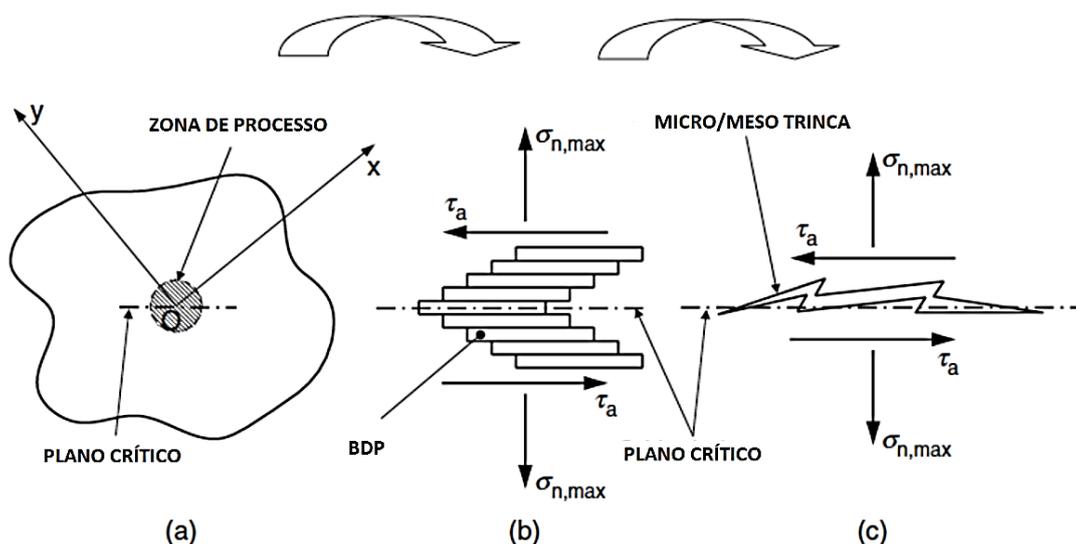


Figura 3.1 - bandas de deslizamento persistente (fonte: modificado de Susmel (2009)).

As considerações acima mostram evidências que a tensão de cisalhamento é um parâmetro que está relacionado à nucleação e ao início da propagação de trinca. Nesse sentido, pode-se assumir que essa componente de tensão pode ser empregada para estimativa do dano à fadiga. Isso implica que durante o processo de fadiga multiaxial, dentre os infinitos planos que passam por um ponto crítico, o plano no qual o dano atinge seu valor máximo é aquele que apresenta a máxima amplitude de tensão cisalhante. O fenômeno de fadiga também é extremamente influenciado pela componente de tensão normal ao plano de iniciação (Socie, 1987). As tensões normais de tração atuam no sentido de abrir as faces da trinca enquanto as tensões normais compressivas provocam um decréscimo na taxa de propagação devido à fricção entre as superfícies da trinca, de fato, tensões normais compressivas inibem o escoamento laminar das bandas de deslizamento – BDP (Susmel e Lazzarin, 2002). Considerando que tensões estáticas influenciam fortemente esse fenômeno, o efeito de tensões médias pode ser representado pela tensão máxima normal ao plano crítico, $\sigma_{n,max}$ (Findley, 1959; Matake, 1977).

De acordo com a concepção do MCWM (Susmel, 2000; Susmel e Lazzarin, 2002; Lazzarin e Susmel, 2003), para se estimar corretamente a resistência à fadiga, deve-se considerar o grau de multiaxialidade por meio da razão, ρ , relativa às tensões do plano crítico:

$$\rho = \frac{\sigma_{n,max}}{\tau_a} \quad (3.1)$$

a grande vantagem do parâmetro de tensão definido acima considera a sensibilidade às tensões estáticas assim como a presença de carregamentos não proporcionais.

Considere o espécime cilíndrico ilustrado na Fig. 3.2, submetido à combinação de tensão e torção de modo que o ponto material O está sujeito a um estado bi-axial de tensão. O ponto O também é considerado a origem do sistema de coordenadas $Oxyz$. As tensões $\sigma_{n,m}$, $\sigma_{n,a}$ e τ_a podem ser obtidas através dos métodos da seção 3.2.

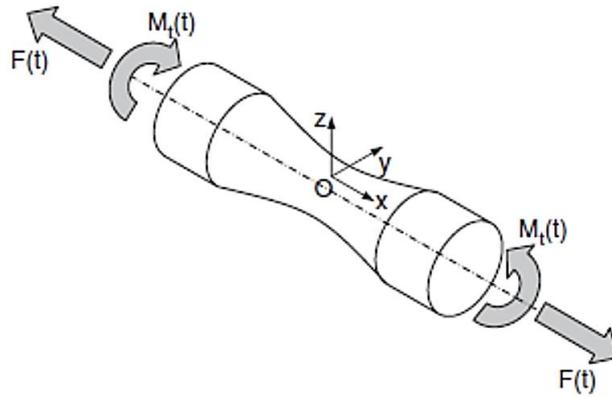


Figura 3.2 - Espécime submetido à estado biaxial de tensão (fonte: modificado de Susmel (2009)).

O MCWM considera que a resistência à fadiga de componentes sujeitos à carregamento cíclico pode ser prevista por meio amplitude da tensão cisalhante no plano crítico, τ_a , e da razão de carregamento, ρ , na zona de processo. O MCWM pode ser calibrado a partir de curvas de ensaios de fadiga uniaxiais. Considerando que o espécime da Fig. 3.2 está inicialmente submetido a um carregamento cíclico completamente reverso ($R=-1$), o círculo de Mohr representando o estado de tensão no ponto O está ilustrado na Fig. 3.3-a. O círculo A é representação do estado de tensão da máxima carga aplica enquanto o círculo B representa o mínimo carregamento aplicado. A análise dos círculos, mostra que a amplitude de tensão cisalhante e a componente de tensão normal relativo ao ponto crítico são:

$$\tau_a = \frac{\sigma_{x,a}}{2} \quad (3.2)$$

$$\sigma_{n,a} = \frac{\sigma_{x,a}}{2} \quad (3.3)$$

$$\sigma_{n,m} = 0 \quad (3.4)$$

e assim $\rho = 1$ para essa condição de carregamento.

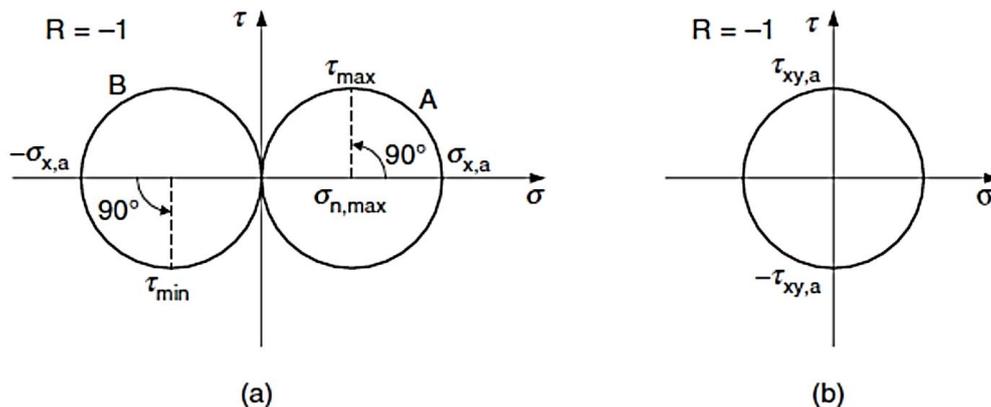


Figura 3.3 - Representação dos estados de tensão para carregamentos cíclicos complemente reverso: (a) tração/compressão; (b) torção (fonte: modificado de Susmel (2009)).

De modo análogo, pode-se realizar o mesmo procedimento para o caso de testes cíclicos envolvendo torsão completamente reversa. A Fig. 3.3-b representa o estado de tensão para esse tipo de carregamento. A análise do círculo indica que, no plano crítico, temos que:

$$\tau_a = \tau_{xy,a} \quad (3.5)$$

$$\sigma_{n,a} = \sigma_{n,m} = 0 \quad (3.6)$$

e assim $\rho = 0$ para essa condição de carregamento.

A curva de Wohler modificada (MCWM) é representada pelo diagrama log-log da amplitude da tensão cisalhante no plano crítico, τ_a , em função da vida de falha, N_f , conforme ilustrado na Fig. 3.4.

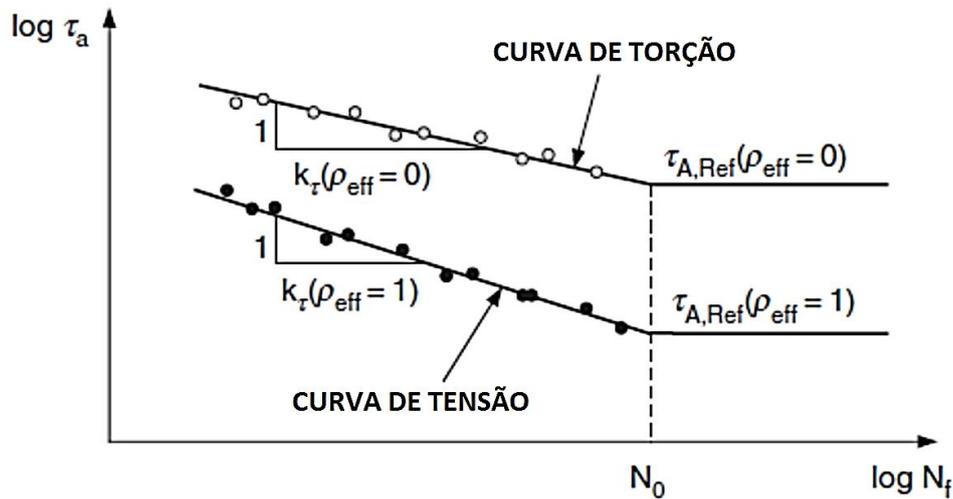


Figura 3.4 - Curva de Wohler Modificada (MCWM).

A curva de tensão é caracterizada pelo coeficiente de inclinação $\kappa_\tau(\rho = 1)$ e pelo limite de fadiga expresso em termos da amplitude $\tau_{A,Ref}(\rho = 1)$ onde $\tau_{A,Ref}(\rho = 1) = \frac{\sigma_0}{2}$. Já a curva de torção é caracterizada pelo coeficiente de inclinação $\kappa_\tau(\rho = 0)$ e pelo limite de fadiga expresso em termos da amplitude $\tau_{A,Ref}(\rho = 0)$ onde $\tau_{A,Ref}(\rho = 0) = \tau_0$. Evidências experimentais mostram que, para um dado material, à medida em que $\tau_{A,Ref}(\rho)$ decresce, ρ aumenta conforme ilustrado da Fig. 3.5.

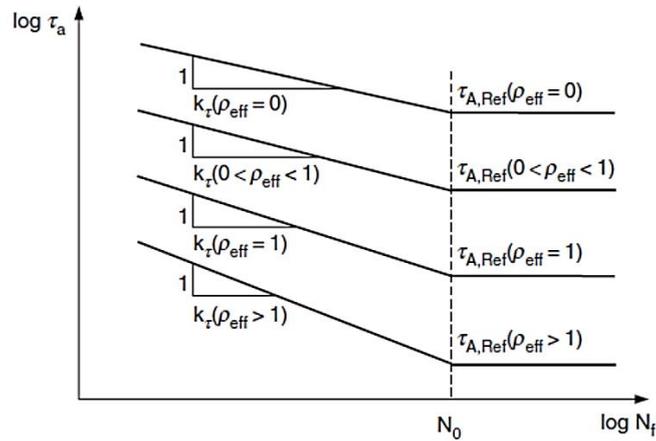


Figura 3.5 - Efeito de ρ sobre $\tau_{A,Ref}(\rho)$ (fonte: modificado de Susmel (2009)).

Uma intensa investigação sistemática (Susmel,2000a; Susmel e Lazzarin,2002; Lazzarin e Susmel,2003; Susmel e Petrone, 2003) provou que as funções de calibração podem ser representadas por meio de simples relações lineares conforme Eqs.3.7-8:

$$\kappa_{\tau}(\rho) = a\rho + b \quad (3.7)$$

$$\tau_{A,Ref}(\rho) = \alpha\rho + \beta \quad (3.8)$$

onde a,b, α e β são constantes do material a serem obtidas experimentalmente. Finalmente, a vida a fadiga pode ser calculada pela Eq. 3.9:

$$N_{f,e} = N_0 \left[\frac{\tau_{A,Ref}(\rho)}{\tau_a} \right]^{\kappa_{\tau}(\rho)} \quad (3.9)$$

A Fig. 3.6 sintetiza o emprego da metodologia da Curva de Wohler modificada para previsão de vida à fadiga.

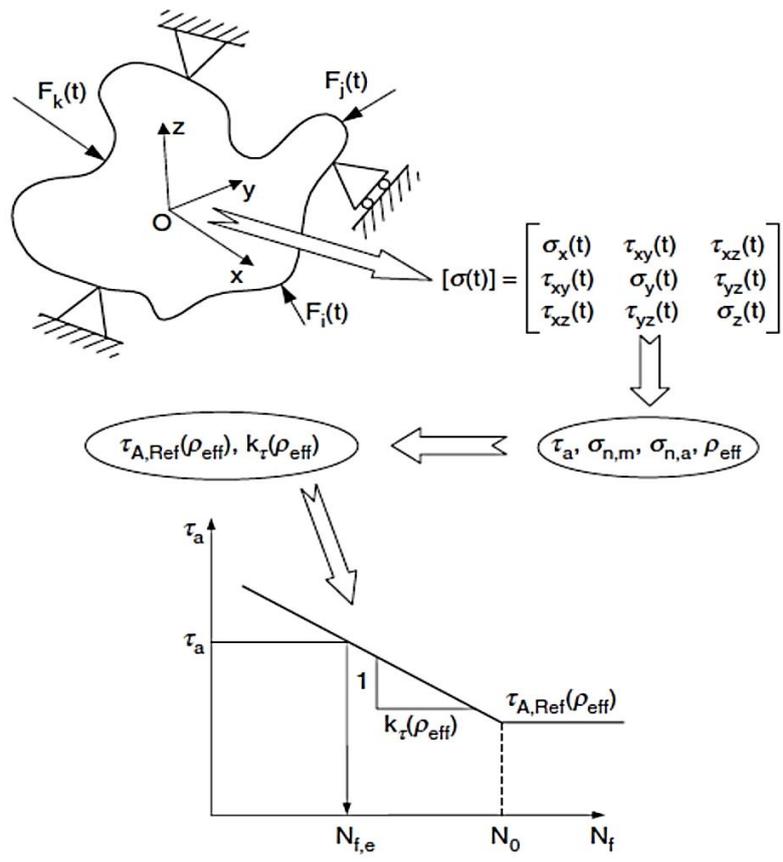


Figura 3.6 - MCWM aplicada à previsão de vida (fonte: modificado de Susmel (2009)).

FATEMI E SOCIE

Fatemi e Socie (1988), com base no modelo de Brown e Miller (1973), sugeriram que a tensão normal é responsável pela diminuição do contato entre as superfícies irregulares de uma micro-trinca, reduzindo significativamente o atrito entre elas e facilitando o trabalho da deformação cisalhante, conforme ilustra a Fig. 3.7.

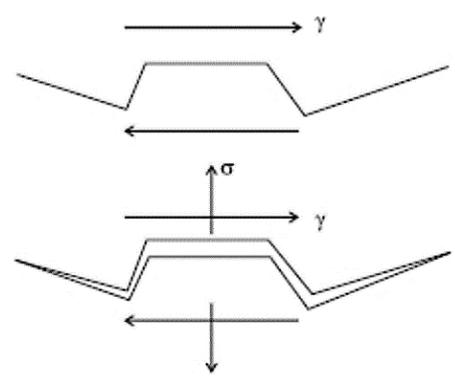


Figura 3.7- Representação do modelo de Fatemi e Socie (fonte: modificado de Socie e Marquis (1999)).

Fatemi e Socie consideraram que o critério de Brown e Miller não era suficiente para explicar os efeitos do endurecimento adicional que ocorrem nos carregamentos não proporcionais. Assim, sugeriram substituir o fator $\Delta\varepsilon_n$ do modelo de Brown e Miller, pela tensão normal $\sigma_{n,max}$ atuando no plano de máxima amplitude de deformação cisalhante, como mostrado na Eq. 3.10:

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,max}}{S_y} \right) = C \quad (3.10)$$

onde S_y é a tensão de escoamento do material e k é uma constante obtida a partir de testes de fadiga uniaxiais e torcionais. A Eq 3.10 também pode ser reinterpretada em função da vida e da deformação cisalhante cíclica modificada pela tensão normal para considerar os efeitos do fechamento da trinca, resultando na Eq. 3.11:

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,max}}{S_y} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (2N_f)^{b_0} + \gamma'_f (2N_f)^{c_0} \quad (3.11)$$

Onde G é o módulo de cisalhamento, τ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga cisalhante, γ'_f é o coeficiente de ductilidade à fadiga cisalhante, b_0 e c_0 são expoentes de resistência a fadiga e ductilidade à fadiga. A Tabela 3.1 apresenta aproximações para obtenção dessas propriedades.

Tabela 3.1 - Propriedades axiais e torcionais.

	Axial	Torcional
Coefficiente de resistência à fadiga	σ'_f	$\tau'_f = \sigma'_f / \sqrt{3}$
Expoente de resistência à fadiga	b	$b_0 \approx b$
Coefficiente de ductilidade à fadiga	ε'_f	$\gamma'_f \approx \varepsilon'_f \sqrt{3}$
Expoente de ductilidade à fadiga	c	$c_0 \approx c$
Módulo	E	G

O plano crítico de Fatemi-Socie é aquele orientado pela máxima amplitude da deformação cisalhante ou seja. Assim, este modelo é adequado para descrever o comportamento de materiais quando a maior parte da vida em fadiga é consumida durante a nucleação das trincas, restando uma pequena parcela da vida para o crescimento das trincas. Este modelo explica a diferença entre carregamentos de tração e torção, além de descrever os efeitos das tensões médias e também o efeito do endurecimento no carregamento cíclico não proporcional.

SMITH-WATSON-TOPPER (SWT)

Os modelos de plano crítico de Brown-Miller e Fatemi-Socie foram desenvolvidos para materiais que falham predominantemente por nucleação e propagação devido ao cisalhamento. O parâmetro desenvolvido por Smith *et al.* (1970) representa uma alternativa para materiais que falham por crescimento de trincas em planos de máximas deformação e tensão, como por exemplo ferros fundidos ou ainda o aço inoxidável 304. A Fig. 3.8 ilustra a concepção do modelo SWT.

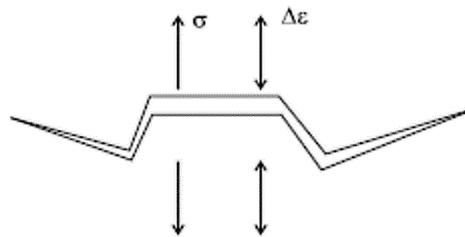


Figura 3.8- Representação do modelo SWT (fonte: modificado de Socie e Marquis (1999)).

Smith *et al.* (1970) apresentaram uma relação que considera tanto a deformação cíclica quanto a máxima tensão normal, conforme mostra a Eq.3.12. O parâmetro SWT pode ser utilizado tanto em análise de carregamentos proporcionais e não proporcionais de materiais que falham pelo modo I de propagação (Socie, 1987):

$$\sigma_{n,max} \frac{\Delta \varepsilon_1}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^{2b} + \sigma'_f \varepsilon'_f (2N_f)^{b+c} \quad (3.12)$$

Dado um carregamento multiaxial, o chamado modelo Smith-Watson-Topper (SWT) considera como plano crítico o plano orientado pelo máximo valor do produto: $\sigma_{n,max} \frac{\Delta \varepsilon_1}{2}$.

Embora fenomenologicamente pouco consistente, o modelo SWT apresenta bons resultados para estimativa em metais pouco dúcteis como o ferro fundido (Szolwinski e Farris, 1996). Para estes materiais, a influência das deformações cisalhantes no processo de falha por fadiga é comparável a dos carregamentos normais em tensão e deformação. Nesta situação, o estágio II do mecanismo de falha começa a ficar relevante, passando a ocupar parcela significativa da vida da peça até sua falha completa.

3.2 TENSÃO CISALHANTE NO PLANO

Considere um objeto, ilustrado na Fig. 3.9, submetido a um carregamento cíclico. O ponto “O” localizado sobre sua superfície é considerado um ponto crítico em termos de resistência à fadiga. Este ponto “O” também coincide com a origem do sistema de coordenadas absolutas O_{xyz} .

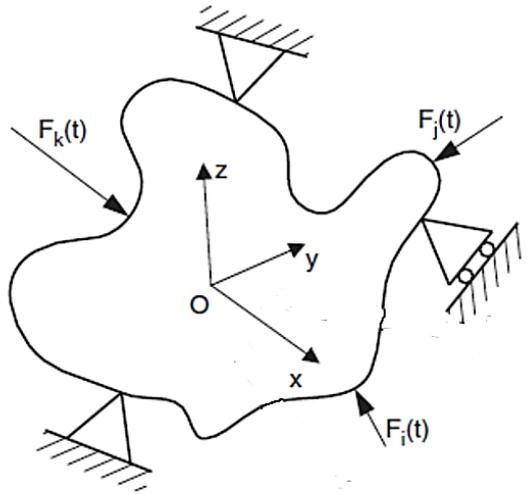


Figura 3.9 - Corpo submetido a carregamento cíclico .

Seja $\sigma(t)$ o tensor das tensões num determinado instante de tempo em um ponto material “O” do objeto ilustrado na Fig. 3.9. O vetor tensão $\mathbf{t}(t)$ em um plano material definido pelo vetor unitário \mathbf{n} , obedece a relação:

$$\mathbf{t}(t) = \sigma(t)\mathbf{n} \quad (3.13)$$

O vetor tensão pode ser decomposto em um vetor normal ao plano, $\mathbf{t}(t)_n$, vetor tensão normal, e um vetor tangente ao plano, $\boldsymbol{\tau}(t)$, denominado vetor tensão cisalhante:

$$\mathbf{t}(t) = \mathbf{t}_n(t) + \boldsymbol{\tau}(t) \quad (3.14)$$

onde

$$\boldsymbol{\tau}(t) = \sigma(t)\mathbf{n} - (\sigma(t)\mathbf{n} \cdot \mathbf{n})\mathbf{n} \quad (3.15)$$

e

$$\mathbf{t}_n(t) = \sigma_n(t)\mathbf{n} \quad (3.16)$$

$$\sigma_n(t)\mathbf{n} = \sigma(t)\mathbf{n} \cdot \mathbf{n} \quad (3.17)$$

A Fig. 3.10 ilustra essas decomposições num determinado plano material, num determinado instante de tempo t .

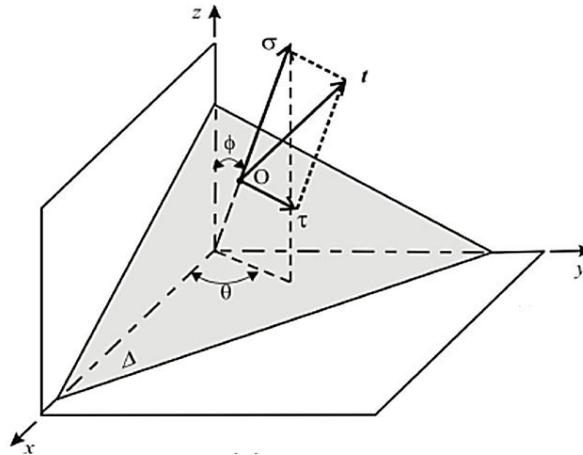


Figura 3.10 - Vetor tensão t e suas componentes normal σ e cisalhante τ .

Como o vetor tensão normal varia apenas na magnitude ao longo de uma história de carregamento, sua amplitude e média são definidos da seguinte forma:

$$\sigma_{na} = \frac{1}{2} (\max \sigma_n(t) - \min \sigma_n(t)) \quad (3.18)$$

$$\sigma_{nm} = \frac{1}{2} (\max \sigma_n(t) + \min \sigma_n(t)) \quad (3.19)$$

Já o vetor tensão cisalhante muda tanto sua direção quanto sua magnitude ao longo do tempo podendo descrever trajetórias como ilustrada na Fig. 3.11. A curva fechada Ψ formada pela projeção do vetor t é diferente em cada plano de corte passando pelo ponto “O”, o que leva a concluir que a amplitude da tensão cisalhante τ_a depende da orientação do plano em que atua, isto é, ele é função do vetor unitário n definida pelas suas coordenadas esféricas ϕ e θ [$\tau_a = \tau(\theta, \phi)$]. Existem na literatura diferentes metodologias para o cálculo da amplitude da tensão cisalhante. Esses métodos serão abordados na próxima seção.

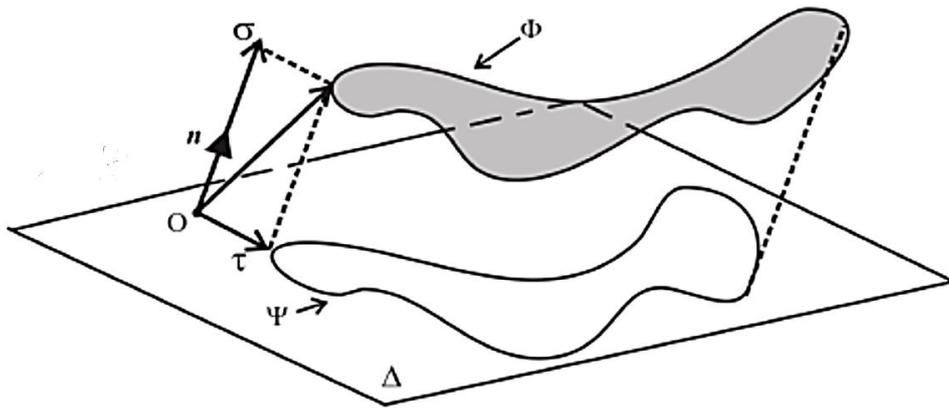


Figura 3.11 - Trajetória descrita pela tensão cisalhante num dado plano material.

4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1 LIGA Al 7050-T7451

A liga Al 7050 apresentada em sua composição química alumínio, zinco, cobre e magnésio entre outros elementos. Protegida pela patente U.S. No. 3.881.966 e fabricada segundo a norma AMS Al-233, essa liga possui inúmeras características dentre as quais pode-se citar: alta resistência mecânica, elevada resistência à corrosão, considerável resistência à fadiga, alta tenacidade à fratura e baixo peso específico. Nesse sentido, dadas as excelentes propriedades mencionadas, essa liga vem sendo amplamente empregada no ramo da aviação civil e militar. Tomando por base uma aeronave convencional, é possível notar a presença dessa liga em diversos componentes: longarinas dos estabilizadores horizontal e vertical e revestimento superior de asas.

Esta liga possui algumas particularidades. Partindo de sua nomenclatura, pode-se caracterizá-la. O primeiro dígito é responsável pela designação da série e descreve o principal elemento de liga, neste caso o Zinco (Zn). Como neste caso o segundo dígito é zero, indica que a liga básica Al-Zn não sofreu modificação, ou seja, não possui impureza além do limite natural. O terceiro e quarto dígitos são responsáveis por identificar a liga em um grupo, onde é caracterizado a composição de cada um dos elementos na liga.

A Tabela 4.1 permite a comparação entre a composição química nominal estipulada em norma e a composição obtida por meio de análise química realizada pela empresa TORK segundo o método de emissão ótica resultante da queima de uma amostra. Verificou-se que o material utilizado nessa pesquisa apresenta conformidade com a composição química prevista em norma.

Tabela 4.1 - Composição química da liga de alumínio 7050-T7451.

REFERÊNCIA	Zn	Ti	Mg	Cu	Zr	Fe	Mn	Cr	Si
NORMA AMS AL-233 [% p]	5,7-6,7	0,06	1,9-2,6	2,0-2,6	0,08-0,15	0,15	0,1	0,04	0,12
TORK [% p]	6,75	0,03	2,31	2,65	0,12	0,05	<0,01	<0,01	0,02

4.1.1 TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA

O segundo conjunto alfanumérico define os processos de tratamento sob os quais a liga foi submetida. A letra T sempre é acompanhada por um número que representa a sequência

específica de tratamentos básicos da liga. No caso em estudo tem-se a sequência T7, que determina que a liga foi solubilizada e estabilizada, estes processos são aplicados para levar a liga além do ponto de máxima resistência mecânica, de modo a permitir o controle de alguma característica específica. O dígito 4 indica a ocorrência de variação do tratamento térmico, neste caso resfriamento rápido. Os últimos dois dígitos 5 e 1 indicam que a liga foi submetida a alívio de tensão por estiramento permanente (onde pode ocorrer até 2% na variação da dimensão original), seguido de duplo envelhecimento artificial, respectivamente. A Fig. 4.1 ilustra o tratamento térmico realizado no processamento dessa liga. Cabe ressaltar que o material utilizado nessa pesquisa já foi recebido com o tratamento térmico abaixo ilustrado.

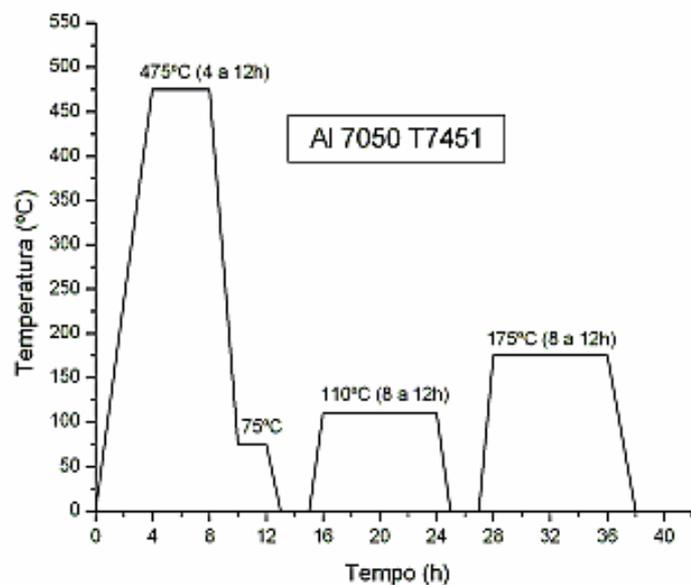


Figura 4.1 - Curva de tratamento térmico da liga Al 7050- T7451.

4.2 CORPOS DE PROVA

No desenvolvimento desse projeto, foram utilizados dois tipos de corpos de prova: lisos (sem entalhe) e com entalhe. O primeiro modelo foi projetado segundo a norma ASTM E606 (1998) que define as principais dimensões, tolerâncias e especifica as condições de fabricação. Embora seja uma norma voltada para ensaios com controle de deformação, não há prejuízo usar estes CP's para ensaios na abordagem $\sigma-N / \tau-N$. O serviço de usinagem desses corpos de prova foi realizado pela empresa MITAY, localizada na cidade de São Paulo-SP. A Tabela 4.2 reúne os principais parâmetros geométricos desse tipo de espécime. A Fig. 4.2 apresenta o desenho técnico do corpo de prova sem entalhe.

Tabela 4.2 - Características geométricas do cp sem entalhe.

PARÂMETRO DIMENSIONAL	VALOR NOMINAL [mm]
Diâmetro maior	15 ($\pm 0,025$)
Diâmetro menor	10
Comprimento útil	40
Raio de concordância	40
Comprimento total	138 (± 1)

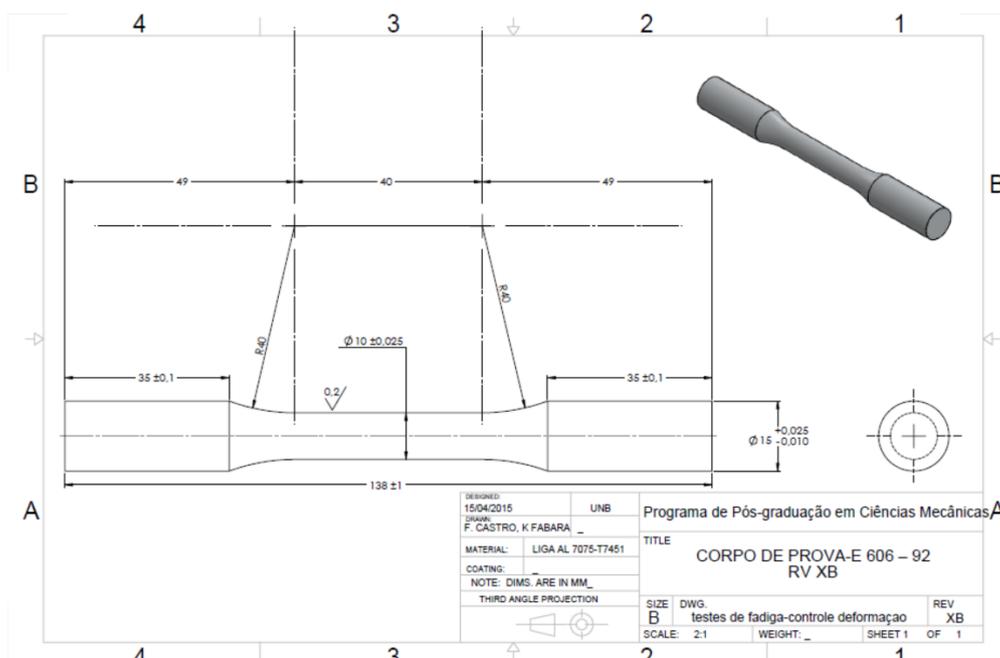


Figura 4.2 - Desenho técnico do corpo de prova sem entalhe.

O outro modelo de corpo de prova utilizado para obtenção das curvas $\sigma-N$ e $\tau-N$ apresenta um entalhe tipo “V” que visa quantificar o efeito da presença de um entalhe afiado na resistência a fadiga. O projeto deste espécime levou em consideração uma das conclusões do trabalho desenvolvido por da Silva *et al* (2012) no qual sugerem que, aplicando-se o método do ponto, estimativas precisas do limiar de propagação, ΔK_{th} , podem ser obtidas com um intervalo de erro de $\pm 20\%$, quando o raio da raiz do entalhe, $r_{entalhe}$, normalizado pelo diâmetro da seção resistente do corpo de prova, d_i , é igual ou inferior a 0,01, ou seja, $r_{entalhe}/d_i \leq 0,1$. Nesse sentido, procurou seguir essa recomendação e trabalhar com o menor $r_{entalhe}$ possível de ser fabricado com a precisão desejada. A Tabela 4.3 reúne os principais parâmetros geométricos desse tipo de espécime. A Fig. 4.3 apresenta o desenho técnico do corpo de prova entalhado. Já as Figs.4.4-a e 4.4-b apresentam as fotos dos espécimes não entalhado e entalhado respectivamente.

Tabela 4.3 - Características geométricas do CP com entalhe.

PARÂMETRO DIMENSIONAL	VALOR NOMINAL [mm]
Diâmetro maior	15 ($\pm 0,020$)
Diâmetro menor	10
Raio na raiz do entalhe	0,1
Comprimento total	125 ($\pm 0,25$)
Ângulo de abertura do entalhe	60°

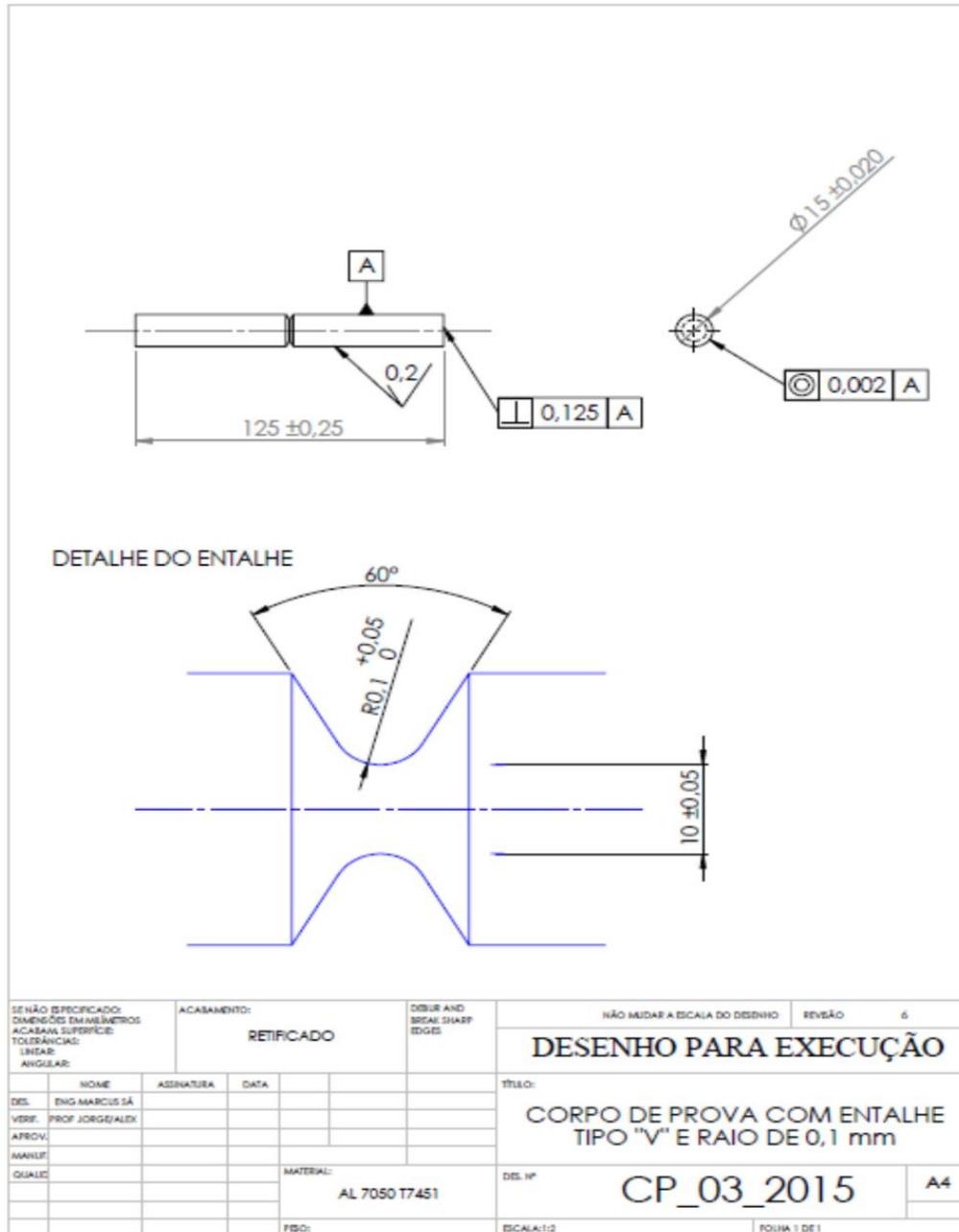


Figura 4.3 - Desenho técnico do corpo de prova com entalhe.



Figura 4.4 – Fotos dos espécimes: (a) CP sem entalhe (Fonte: arquivo pessoal); (b) CP com entalhe (fonte: arquivo pessoal).

4.3 METODOLOGIA

4.3.1 MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

Componentes entalhados apresentam regiões localizadas de elevadas tensões que geralmente são pontos de nucleação e iniciação de trincas por fadiga. As condições geométricas do entalhe podem alterar de maneira significativa o estado de tensões e, conseqüentemente, contribuir para a severidade do gradiente de tensões. A análise de tensões realizada nessa tese teve como finalidade a obtenção da distribuição de tensões nas proximidades dessa descontinuidade geométrica. Nesse sentido, foi desenvolvido um modelo de elementos finitos para simular numericamente o comportamento linear elástico do componente entalhado.

Nas proximidades do entalhe, foram introduzidas as áreas de apoio A1 e A2 para garantir

que a malha próxima a raiz do concentrador de tensões fosse estruturada e construída a partir de elementos quadrilaterais. Na Fig. 4.5 apresenta-se de forma ilustrativa como as áreas A1 e A2 foram concebidas.

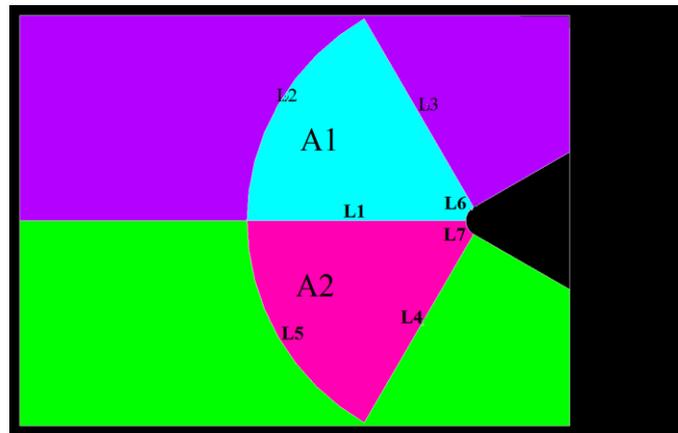


Figura 4.5 - sub-áreas geradas na proximidades da raiz do entalhe.

Além disso, utilizou-se as linhas que definem os contornos das áreas A1 e A2 como base para a discretização da malha. Nesse sentido, prescreveu-se, por meio do comando LESIZE, que as linhas L1, L3 e L4 (que possui 1,55 mm de comprimento) deverá conter K elementos quadrilaterais. Já sobre os arcos L2, L3, L6 e L7 deverão conter J elementos quadrilaterais. A partir dessa caracterização do número de elemento deverão existir no contorno das áreas A1 e A2, foi realizada uma análise de convergência que tinha por finalidade garantir que o modelo representasse de forma consistente os fatores teóricos de concentração de tensões (em torção e em tração) e também que houvesse o mínimo de distorção dos elementos gerados, Usando essa regra, o elemento na raiz do concentrador de tensões possui largura igual a 0,001 mm ($1 \mu m$) e o elemento na interseção das linhas L1, L2 e L5 possui 0,0494 mm ($49,4 \mu m$). Já sobre os arcos L2, L3, L4 e L4, procedeu-se um controle de malha de tal forma que fossem gerados 25 elementos ao longo de cada arco com razão de espaçamento igual a 1 para 15, o que garante que a altura do elemento presente na raiz do concentrador de tensões seja igual a $0,8 \mu m$ e na intercessão do arco L6 com a linha L3 a altura seja da ordem de $7 \mu m$. Na Fig. 4.6 são apresentadas de forma ilustrativa as malhas geradas a partir dos critérios acima relatados.

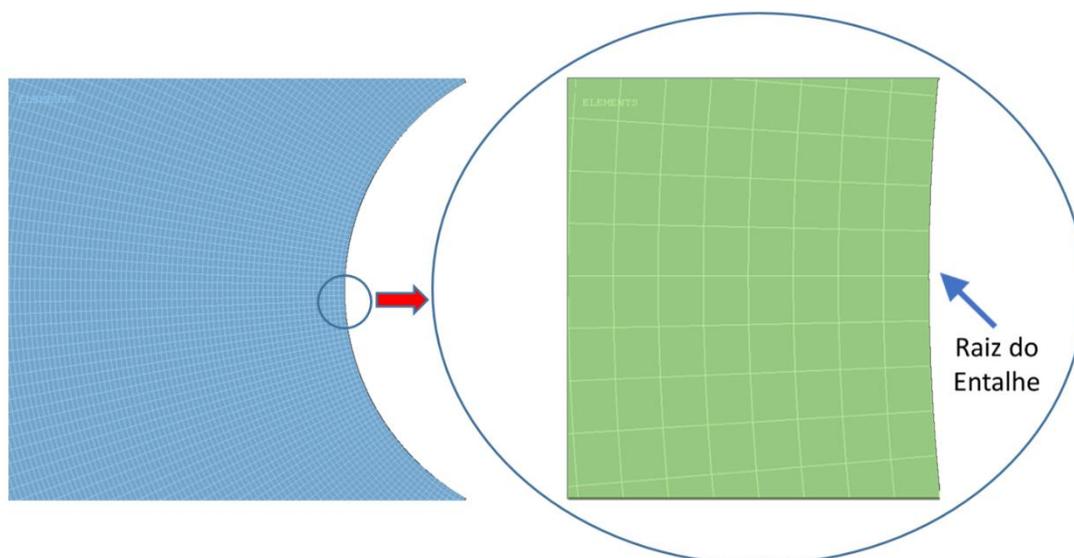


Figura 4.6 - Representação esquemática da estrutura da malha de elementos finitos: discretização da malha na região próxima a raiz do entalhe.

A revolução da malha plana apresentada na Fig. 4.7-a gerou o modelo tridimensional do espécime entalhado, composto por 90 setores, conforme ilustra a Fig. 4.7-b. Nessa etapa, utilizou-se o elemento SOLID 185: um elemento sólido estrutural hexaédrico para modelagem em 3D, definido por 8 nós, cada um dos nós apresentando 3 graus de liberdade (translação nodal nas direções x, y e z).

A análise de tensões foi realizada ao longo da linha L1, ou seja, ao longo do caminho definido por $\theta=0$ em direção ao centro do espécime. O modelo foi solicitado por tensões nominais de tração e torção com valor de 1MPa. Dessa forma, foram obtidas as componentes do tensor das tensões para ambos os casos e também os concentradores de tensões referentes a cada tipo de solicitação.

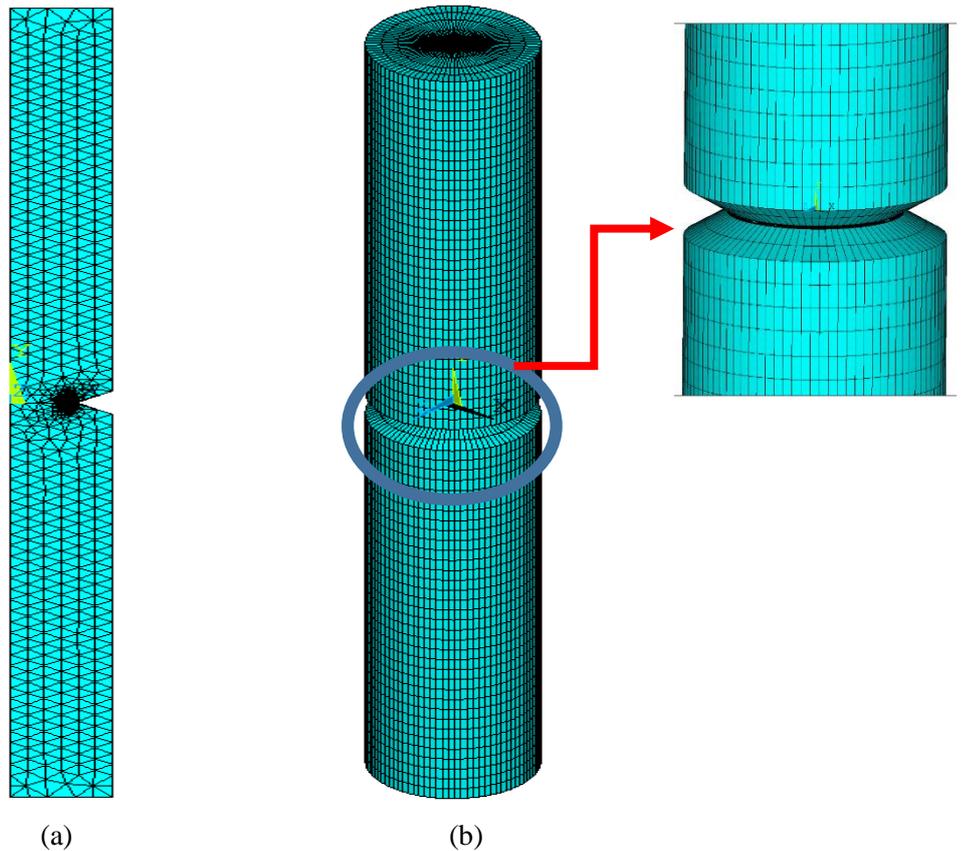


Figura 4.7 - (a) placa geratriz; (b) modelo tridimensional.

4.3.2 ENSAIO DE DUREZA

O teste de dureza Vickers consiste em endentar o material sob teste com um endentador de diamante, na forma de uma pirâmide reta de base quadrada e um ângulo de 136° entre as faces opostas.

A carga plena é aplicada normalmente durante um tempo de 10 a 15 segundos. As duas diagonais da endentação deixadas na superfície do material depois da remoção da carga são medidas usando-se um microscópio. Com os valores lidos calcula-se a média aritmética. A seguir calcula-se a área da superfície inclinada da endentação. A dureza Vickers é o quociente obtido dividindo a carga (em kgf) pela área da endentação conforme Eq. (4.1). A Fig. 4.8 apresenta a máquina utilizada. Foram realizadas sete aferições, utilizando uma carga de 20 kgf.

$$HV = \frac{2 F \operatorname{sen} \left(\frac{136}{2} \right)}{\bar{d}^2} \quad (4.1)$$



Figura 4.8 - Durômetro ZHU 250 Zwick/Roell.

4.3.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO MONOTÔNICO

O ensaio de tração consiste na aplicação de carga uniaxial crescente em um corpo de prova específico até a ruptura. Mede-se a variação no comprimento como função da carga aplicada e após o tratamento adequado dos resultados obtém-se uma curva tensão *versus* deformação. Este ensaio fornece dados quantitativos das características mecânicas do material analisado, dentre as quais pode-se citar: limite de resistência a tração, limite de escoamento, módulo de elasticidade entre outros.

Os dois ensaios de tração foram conduzidos em conformidade com a norma ASTM E8-16a (2016) e realizados na máquina servo-hidráulica MTS 810 com controle de deslocamento numa taxa 2mm/min. Para obtenção de uma deformação mais precisa do espécime, utilizou-se um extensômetro modelo 634.11F-24, ilustrado na Fig. 4.9. Devido às limitações de operação desse acessório, num determinado instante do ensaio o extensômetro foi desacoplado do espécime e o ensaio retomado normalmente. A taxa de aquisição de dados foi 5Hz.



Figura 4.9 - extensômetro acoplado ao CP durante ensaio de tração.

4.3.4 ENSAIOS DE FADIGA UNIAXIAL

Para a quantificação do número de espécimes necessários para a realização dos ensaios, geralmente utiliza-se a metodologia proposta pela norma ASTM E739-10 (2015). Esta norma determina o número mínimo de espécimes para quatro classes de ensaios específicos e se o número de replicações foi ou não adequado aos ensaios efetuados. Tais informações encontram-se resumidas nas Tabelas 4.4 e 4.5.

Tabela 4.4 - Tamanho necessário de uma amostra- ASTM E739-10 (2015).

Tipo de ensaio	Número mínimo de espécimes
Preliminares e exploratórios (Pesquisa e ensaios para desenvolvimento)	6 a 12
Testes de pesquisas e desenvolvimento de componentes e espécimes	6 a 12
Dados admissíveis para projeto	12 a 24
Dados de confiabilidade	12 a 24

Tabela 4.5 - Replicações necessárias- ASTM E739-10 (2015).

Tipo de ensaio	Percentual mínimo de replicações
Preliminares e exploratórios (Pesquisa e ensaios para desenvolvimento)	17 a 33
Testes de pesquisas e desenvolvimento de componentes e espécimes	33 a 50
Dados admissíveis para projeto	50 a 75
Dados de confiabilidade	75 a 88

Conforme recomendado pela norma ASTM E739-10 (2015), o número mínimo necessário de espécimes para se montar uma curva padrão $\sigma-N / \tau-N$ depende do tipo de programa de ensaio desenvolvido. Nesta tese, pretende-se desenvolver ao menos testes de pesquisas e desenvolvimento de componentes e espécimes. Dessa forma, exige-se o uso mínimo de 6 a 12 corpos de prova com um percentual de replicação de 33 a 50 %.

Na curva $\sigma-N$, obtida a partir de espécimes não entalhados, foram testados 15 corpos de prova em 5 níveis de tensão e um percentual de replicação de 66,66. Na curva $\sigma-N$, obtida a partir de espécimes entalhados, foram testados 14 corpos de prova em 8 níveis de tensão e um percentual de replicação de 42,85. Na curva $\tau-N$, obtida a partir de espécimes não

entalhados, foram testados 17 corpos de prova em 6 níveis de tensão e um percentual de replicação de 64,70. Na curva $\tau-N$, obtida a partir de espécimes entalhados, foram testados 11 corpos de prova em 6 níveis de tensão e um percentual de replicação de 45,45. A Tabela 4.6 apresenta de maneira resumida esses dados.

Tabela 4.6 - síntese do quantitativo dos ensaios de fadiga uniaxial.

Condição de ensaio	Nº de níveis	Nº de espécimes	Percentual de replicação
Tração sem entalhe	5	15	66,66
Tração com entalhe	8	14	42,85
Torção sem entalhe	6	17	64,70
Torção com entalhe	6	11	45,45

Os corpos de prova foram testados com uma razão de carregamento igual a menos um, ou seja, $R = -1$. A partir destes testes, a curva foi ajustada pelo método dos mínimos quadrados e foram obtidos os coeficientes e expoentes da equação de Basquim para cada curva:

4.3.5 ENSAIOS MULTIAXIAS

Os corpos de prova entalhados foram testados em 11 condições distintas de carregamento multiaxial em fase ($\varphi = 0$) num total de 22 ensaios. Foram realizadas variações na amplitude de tensão axial, (σ_a), e na amplitude de tensão cisalhante, (τ_a). Os testes foram conduzidos em três razões de carregamento (σ_a/τ_a): 0,5 ; 0,8 e 2. Dessa maneira, tentou-se identificar qual a componente de tensão exercia maior dominância na vida a fadiga do espécime. A Tabela 4.7 apresenta as condições dos ensaios.

Tabela 4.7 - Condições nominais de ensaios em corpos de prova entalhados.

ENSAIO	σ_a	τ_a	$(a)/(b)$	σ_{Misses}
	[MPa] (a)	[MPa] (b)	(c)	[MPa] (d)
1	11,0	22,0	0,5	39,7
2	11,0	22,0		39,7
3	13,0	26,0		46,9
4	13,0	26,0		46,9
5	16,0	32,0		57,7
6	16,0	32,0		57,7
7	18,0	36,0		64,9
8	18,0	36,0		64,9
9	16,0	20,0	0,8	38,2
10	16,0	20,0		38,2
11	16,0	20,0		38,2
12	18,4	23,0		43,9
13	18,4	23,0		43,9
14	25,6	32,0		61,1
15	25,6	32,0		61,1
16	25,2	12,6	2	33,3
17	25,2	12,6		33,3
18	38,0	19,0		50,3
19	38,0	19,0		50,3
20	36,6	18,3		48,4
21	30,0	15,0		39,7
22	30,0	15,0		39,7

4.3.6 MÁQUINAS DE ENSAIO

Os testes de fadiga torcionais e multiaxiais foram conduzidos na máquina de ensaio axial/torsional MTS 809, apresentada na Fig. 4.10-a enquanto os testes de fadiga uniaxiais em condição de tração-compressão ($R=-1$) foram executados na máquina MTS 810, ilustrada na Fig. 4.10-b. A Tabela 4.8 reúne as principais características de cada modelo.

Tabela 4.8 - configuração das máquinas de ensaios: MTS 809 e MTS 810.

	MTS 809	MTS 810
Capacidade de carga axial	+/- 100 kN	+/- 100 kN
Capacidade de torque	+/- 1100 N.m	N/D
Resolução da célula de carga	0,5% do fundo de escala	0,5% do fundo de escala
Deslocamento do atuador hidráulico (axial)	+/- 83 mm	+/- 83 mm
Deslocamento do atuador torcional	+/- 45 ⁰	N/D
Controlador	<i>Flex Test 40</i>	<i>Test Star II</i>



(a)



(b)

Figura 4.10 - máquinas de ensaio universal: (a) MTS 809 (Fonte: arquivo pessoal); (b) MTS 810 (Disponível em: <https://www.mts.com/en> em acesso em dez. 2017).

4.3.7 CALIBRAÇÃO DA CURVA DE WÖHLER MODIFICADA (CWM)

A Curva de Wöhler Modificada (CWM) foi calibrada com base nos dados experimentais das curvas $\sigma-N$ e $\tau-N$ geradas por CP's sem entalhe. Esta curva estabelece uma relação

entre a amplitude da tensão cisalhante no plano crítico, τ_a^c , e a vida à fadiga de um determinado componente, N_f , para um ρ específico, conforme as Eqs. 4.2-4.

$$\tau_{A,Ref}(\rho) = \alpha_{MCWM}\rho + \beta_{MCWM} \quad \text{Eq. (4.2)}$$

$$\kappa_\tau(\rho) = a_{MCWM}\rho + b_{MCWM} \quad \text{Eq. (4.3)}$$

$$N_f = N_0 \left[\frac{\tau_{A,Ref}(\rho)}{\tau_a} \right]^{\kappa_\tau(\rho)} \quad \text{Eq. (4.4)}$$

Onde $\rho = \sigma_{n,m\acute{a}x}/\tau_a^c$. O procedimento descrito abaixo apresenta a metodologia para calibração dessa curva:

- a) A constante β_{MCWM} pode ser obtida com base na análise do círculo de Mohr para o estado de torção, conforme ilustrado na Fig. 4.11. Neste caso, no plano onde ocorre a máxima amplitude da tensão cisalhante, τ_a^c , a tensão normal máxima, $\sigma_{n,m\acute{a}x}$ é zero e portanto, $\rho = \sigma_{n,m\acute{a}x}/\tau_a^c = \frac{0}{\tau_a^c} = 0$. Dessa forma, $\tau_{A,Ref}(\rho = 0) = \alpha_{MCWM} \cdot 0 + \beta_{MCWM}$ e assim, $\beta_{MCWM} = \tau_{A,Ref}(\rho = 0) = \tau_{-1}$ ou seja β_{MCWM} é o limite de resistência a fadiga em torção com $R=-1$.

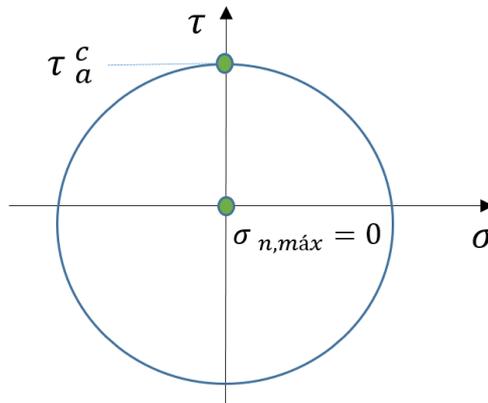


Figura 4.11 - Círculo de Mohr para carregamento de torção.

- b) A constante α_{MCWM} pode ser obtida com base na análise do círculo de Mohr para o estado de tensão uniaxial, conforme representado na Fig. 4.12. Neste caso, verifica-se que, no plano onde a amplitude da tensão cisalhante é máxima, $\rho = \sigma_{n,m\acute{a}x}/\tau_a^c = \frac{\sigma_{-1/2}}{\sigma_{-1/2}} = 1$. Dessa forma, $\tau_{A,Ref}(\rho = 1) = \alpha_{MCWM} \cdot 1 + \tau_{-1}$. Logo $\alpha_{MCWM} = (\sigma_{-1}/2) - \tau_{-1}$.

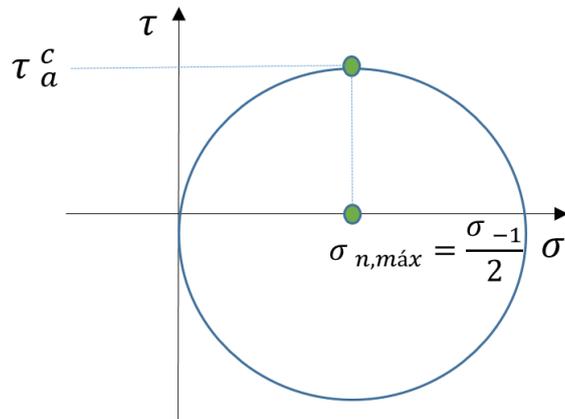


Figura 4.12 - Círculo de Mohr para carregamento de tração.

- c) a constante b_{MCWM} pode ser obtida pela inclinação da Curva de Wöhler Modificada com $\rho=0$, ou seja $b_{MCWM} = \kappa_{\tau}(\rho = 0)$.
- d) já a constante a_{MCWM} é obtida pela diferença das inclinações da Curva de Wöhler Modificada com $\rho=1$ e $\rho=0$, ou seja, $a_{MCWM} = \kappa_{\tau}(\rho = 1) - \kappa_{\tau}(\rho = 0)$. A Fig. 4.11 representa de maneira esquemática a Curva de Wöhler Modificada para $\rho=0$ e $\rho=1$.
- e) uma vez determinadas essas constantes, torna-se possível a aplicação da Eq. 4.4 para se estimar a vida a fadiga de um determinado componente submetido a carregamento multiaxial.

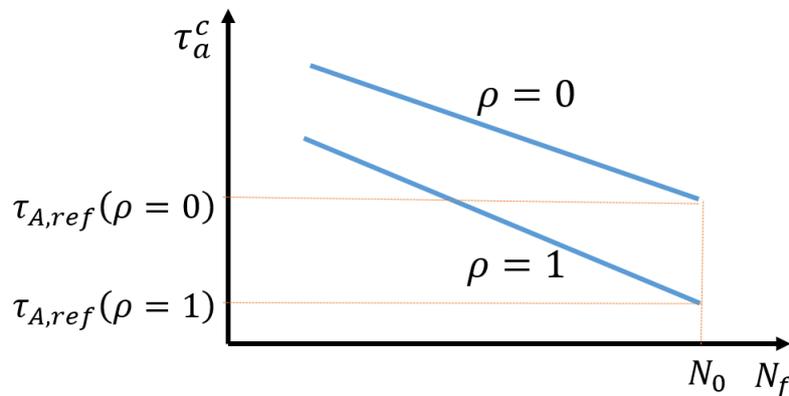


Figura 4.13 - Representação esquemática da Curva de Wöhler Modificada.

4.3.8 CURVAS DE CORRELAÇÃO DO PARÂMETRO SMITH-WATSON-TOPPER E FATEMI-SOCIE EM FUNÇÃO DA VIDA

Com o objetivo de avaliar se as previsões de vida a fadiga em condições multiaxiais podem

ser realizadas de forma direta, utilizando-se do conceito de distância crítica, acoplado ao parâmetro que represente um modelo de falha por fadiga multiaxial, foram primeiramente geradas curvas de Parâmetro de SWT *versus* Vida ($P_{SWT} - N$) e Parâmetro de FS *versus* Vida ($P_{FS} - N$). Essas curvas correlacionam os respectivos parâmetros com vida observada experimentalmente em corpos de prova não entalhados. Considerando que esse material apresentou comportamento a fadiga distinto em relação as condições de ensaio de tração e torção, foram levantadas curvas que caracterizam cada condição específica de tipo de carregamento. Nesse sentido, foram ajustadas as curvas $P_{SWT}|_{\sigma} - N$, $P_{SWT}|_{\tau} - N$, $P_{FS}|_{\sigma} - N$ e $P_{FS}|_{\tau} - N$ onde o sub-índice “ σ ”, refere-se aos ensaios de tração-compressão e o sub-índice “ τ ” aos ensaios de torção. O algoritmo descrito abaixo apresenta a rotina para obtenção da curva de calibração $P_{SWT}|_{\sigma} - N$:

- a) considerando um espécime sem entalhe submetido a ensaio de fadiga em condição de tração-compressão, identifique o respectivo parâmetro de SWT associado a esse espécime. O parâmetro de SWT pode ser obtido pela Eq. 3.12. Note que neste tipo específico de carregamento axial, o plano crítico estará orientado a um ângulo $\theta = 0$. Já para o caso de torção, esse plano se apresenta a $\theta = 45^\circ$.
- b) realize o procedimento do item anterior para todos os pontos experimentais utilizados no levantamento da curva σ - N sem entalhe;
- c) faça o ajuste da curva utilizando o método dos mínimos quadrados, gerando a curva $P_{SWT}|_{\sigma} - N$.
- d) Obtenha o coeficiente e expoente que caracterizam a curva $P_{SWT}|_{\sigma} - N$.

Esse mesmo algoritmo pode ser empregado na geração da curva $P_{SWT}|_{\tau} - N$, entretanto, toma-se como base de dados os ensaios em torção realizados em espécimes não entalhados utilizados no estimativa da curva τ - N . De maneira análoga são geradas as curvas $P_{FS}|_{\sigma} - N$ e $P_{FS}|_{\tau} - N$, considerando-se o parâmetro de FS. Para o caso de FS, foi empregada uma rotina de busca de plano crítico. Nessa rotina, considera-se crítico o plano em que ocorre o máximo valor do parâmetro apresentado na Eq. 3.10.

4.3.9 CURVAS DE DISTÂNCIA CRÍTICA EM FUNÇÃO DA VIDA

Partindo do princípio que o campo de tensões na proximidade de um determinado concentrador de tensões pode fornecer informações importantes a respeito do dano à fadiga, foi construída uma série de curvas de Distância crítica *versus* Vida ($L-N$).

A combinação das curvas $L-N$ com modelos de fadiga multiaxial permite a construção de procedimento para o cálculo de vida de componentes entalhados submetidos a carregamentos multiaxiais. Nesse estudo específico, foram estimadas seis curvas de distância crítica com o objetivo de construir procedimentos de cálculo de vida baseados nos modelos de MCWM, FS e SWT. Posteriormente, os resultados obtidos por essas metodologias foram comparados com resultados experimentais. Assim, foram geradas as seguintes curvas que correlacionam: a primeira tensão principal dos ensaios de tração com a vida ($L_\sigma - N$), a máxima tensão cisalhante com a vida ($L_\tau - N$), o parâmetro de SWT dos ensaios de tração com a vida ($L_{P_{SWT}}|_\sigma - N$), o parâmetro de SWT dos ensaios de torção com a vida ($L_{P_{SWT}}|_\tau - N$), o parâmetro de FS dos ensaios de tração com a vida ($L_{P_{FS}}|_\sigma - N$) e o parâmetro de FS dos ensaios de torção com a vida ($L_{P_{FS}}|_\tau - N$). A rotina abaixo descreve a metodologia para calibração da curva $L_\sigma - N$:

Selecione um intervalo de vida em que a curva $L_\sigma - N$ deverá ser estimada. Esse intervalo deve ser baseado nos dados experimentais disponíveis das curvas $\sigma-N$. Ressalta-se que não é recomendado extrapolar as curvas para além das vidas experimentais obtidas;

- a) Determinar uma vida de falha, $N_{f,1}$, conforme ilustrado na Fig. 4.14:

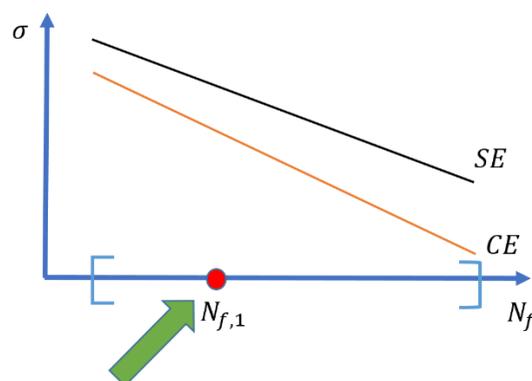


Figura 4.14 - Detalhe das Curvas $\sigma-N$ representando o comportamento dos espécimes entalhados e não entalhados e a definição da vida de falha, $N_{f,1}$, adotada para o início do processo iterativo para a construção da curva $L_\sigma - N$

- b) Determinar as tensões necessárias para induzir falha por fadiga nos CP's sem

entalhe, $\sigma_{SE}(N_{f,1})$, e com entalhe $\sigma_{CE}(N_{f,1})$, conforme ilustrado na Fig. 4.15:

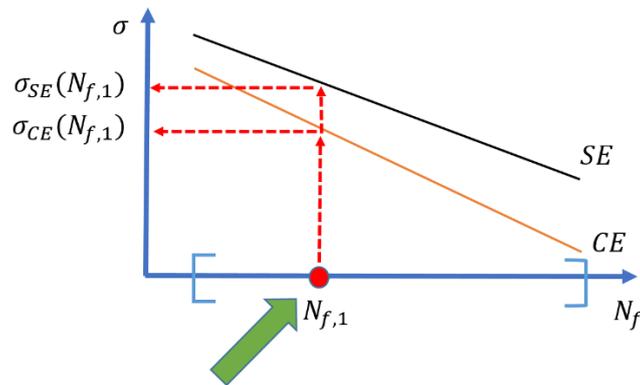


Figura 4.15 - Determinação de $\sigma_{SE}(N_{f,1})$ e $\sigma_{CE}(N_{f,1})$.

- c) Obter a distribuição das tensões principais nas proximidades da raiz do entalhe. Isso pode ser realizado com base na solução analítica ou numérica. Nesse trabalho, optou-se por realizar uma análise numérica via análise de elementos finitos, baseado na mecânica linear-elástica para se obter o campo de tensões. A Fig. 4.16 representa esquematicamente a determinação do campo de tensões.

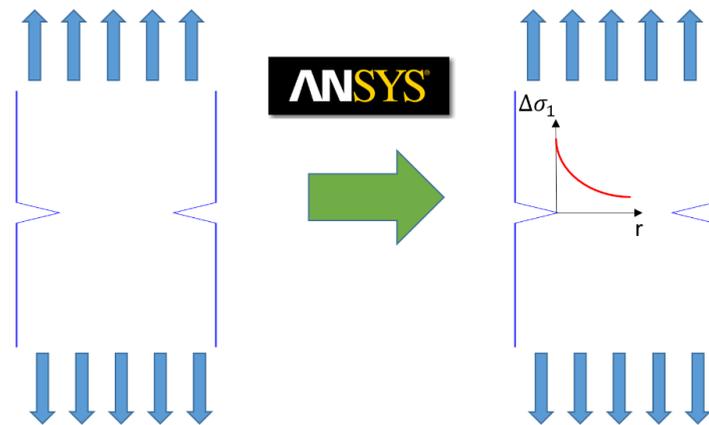


Figura 4.16 - Representação esquemática do campo de tensões utilizando análise de elementos finitos (ANSYS).

- d) Localizar a que distância da raiz do entalhe, a 1ª tensão principal atinge o valor de $\sigma_{SE}(N_{f,1})$. Essa posição, $L_\sigma(N_{f,1})/2$, corresponde à distância crítica segundo o Método do Ponto. Dessa forma, obtemos um par ordenado $(N_{f,1}, L_\sigma(N_{f,1})/2)$, conforme ilustrado na Fig. 4.17.

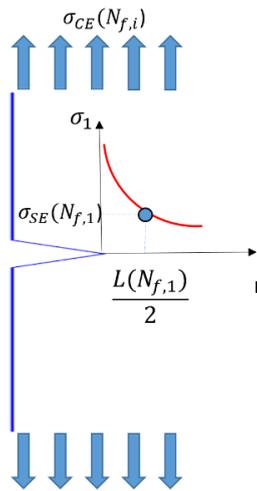


Figura 4.17 - Aplicação do Método do Ponto para determinação da distância crítica.

- e) Repetir o procedimento de “b” a “e” realizando incrementos em N_f para obter a curva $L_\sigma = AN_f^B$, representada na Fig. 4.18.

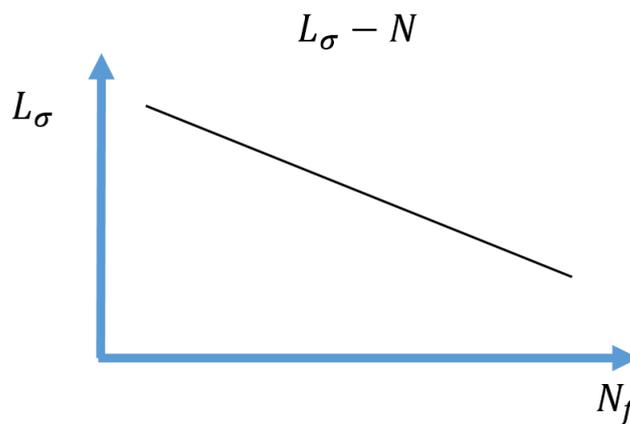


Figura 4.18 - Representação esquemática da curva $L_\sigma = AN_f^B$.

De modo análogo a esse procedimento, obtêm-se a curva $L_\tau - N$. Entretanto, ao invés de solicitar o CP no sentido axial, gera-se um carregamento torcional, utilizando-se, portanto, dados experimentais da geração da curva $\tau-N$ com e sem entalhe.

A geração das curvas $L_{P_{SWT}}|_\sigma - N$ segue um algoritmo bem semelhante ao apresentado acima. Entretanto, ao invés de utilizar a curva $\sigma-N$ para espécimes sem entalhe, utiliza-se a curva $P_{SWT}|_\sigma - N$. Além disso, a curva $\Delta\sigma-l-r$ é substituída pela curva $P_{SWT} - r$. Analogamente procede-se para obtenção de $L_{P_{SWT}}|_\tau - N$, $L_{P_{FS}}|_\sigma - N$ e $L_{P_{FS}}|_\tau - N$.

4.3.10 METODOLOGIA PARA PREVISÕES DE VIDA BASEADAS NO MÉTODO DA CURVA DE WOHLER MODIFICADA

A metodologia apresentada abaixo foi proposta por Susmel e Taylor (2008) com a finalidade de determinação de vida à fadiga de componentes entalhados submetidos a carregamentos multiaxiais complexos:

- a) determine o campo de tensões na proximidade da raiz do entalhe conforme representado esquematicamente na Fig. 4.19. Essa solução numérica pode ser obtida através do modelo apresentado na seção 4.3.1 dessa tese;
- b) construa um sistema coordenada cilíndrica local (r, θ, l) , considerando a raiz do concentrador de tensões como a origem desse sistema. Defina o domínio de análise do campo de tensões e faça a discretização do mesmo. Nesse trabalho, especificamente, será utilizado o método do ponto como critério de distância crítica. Considerando as condições de axissimetria e de simetria do corpo de prova em relação ao plano em que se encontra o concentrador de tensões, o domínio analisado está contido no intervalo $[(0;0;0) \text{ e } (1,05; 0; 0)]$, discretizado uniformemente em 3000 partes.
- c) Para a posição r_i , estime o tensor das tensões e utilizando o método de pesquisa de plano crítico calcule: a amplitude da tensão cisalhante (τ_a), a tensão normal máxima ($\sigma_{n,máx}$) e ρ .

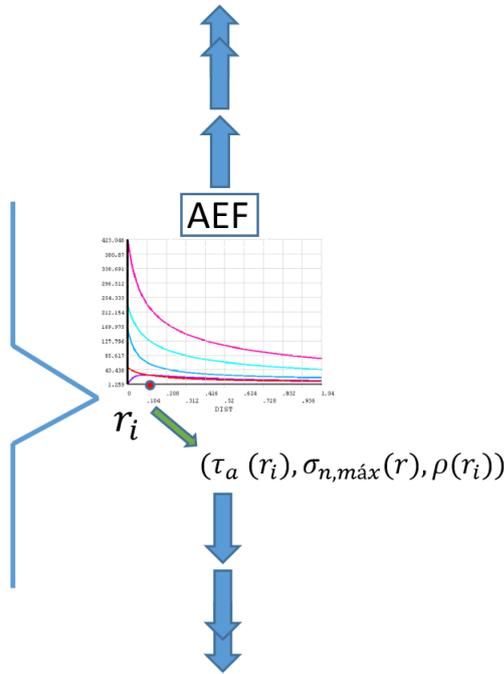


Figura 4.19 - Campo de tensões obtido por análise de elementos finitos.

- d) Assumindo hipoteticamente que a distância crítica esteja localizada no ponto r_i , utilize os procedimentos apresentados no item 4.3.7 para gerar a Curva de Wöhler Modificada considerando o parâmetro de multiaxialidade, $\rho(r_i)$ e obtenha por meio da Eq. 4.4 a suposta vida do componente, $N_{MWCM(r_i)}$, a partir da amplitude de tensão cisalhante máxima, $\tau_a(r_i)$.
- e) Com base na curva $L_\sigma - N$, gerada conforme metodologia apresentada na seção 4.3.9, obtenha o valor da distância crítica para a vida hipotética calculada no item anterior, $L_\sigma(N_{MWCM})$, conforme ilustrado na Fig. 4.20.

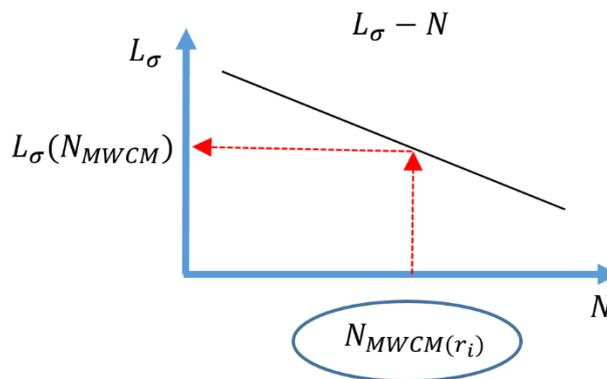


Figura 4.20- Determinação de $L_\sigma(N_{MWCM})$.

- f) Verifique se a distância crítica estimada no item “e”, $L_\sigma(N_{MWCM})$, é igual a

distância r_i em análise. Se os dois valores forem iguais (dentro de uma tolerância específica) aceita-se que o ponto em estudo representa a distância crítica e que a vida estimada do componente é igual a vida N_{MWCM} . Caso contrário, realiza-se um incremento em i e retorne para o passo “c)” até a convergência. Caso não haja convergência deve-se alterar o domínio da pesquisa (passo b) e reiniciar a análise para esse novo domínio.

De modo análogo a esse procedimento, foram realizadas as previsões baseadas na curva $L_\tau - N$.

4.3.11 METODOLOGIA PARA PREVISÕES DE VIDA BASEADAS NOS MODELOS DE SMITH-WATSON-TOPPER E FATEMI-SOCIE

A metodologia apresentada abaixo foi implementada visando a previsão de vida em componentes entalhados submetidos a carregamentos multiaxiais, considerando o modelo de Smith-Watson-Topper:

- com base na curva $P_{SWT}|\sigma - N$, identifique o parâmetro SWT correspondente à vida N_i , conforme exemplificado na Fig. 4.21;

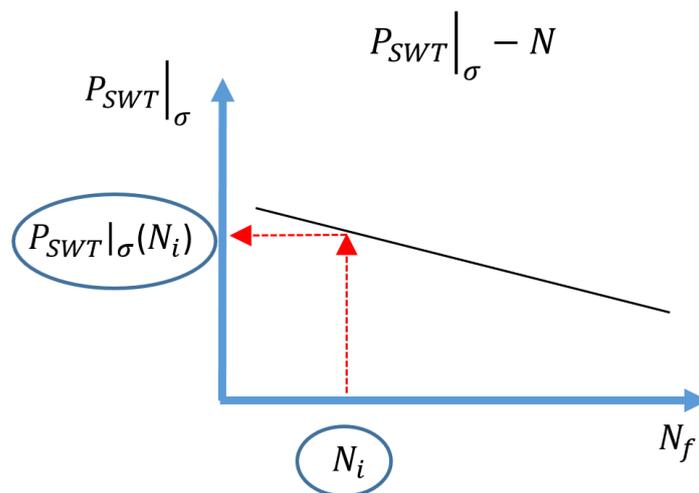


Figura 4.21 - Determinação de $P_{SWT}|\sigma(N_i)$.

- paralelamente, identifique também a distância crítica correspondente à N_i , na curva $L_\sigma - N$, conforme ilustrado na Fig. 4.22;

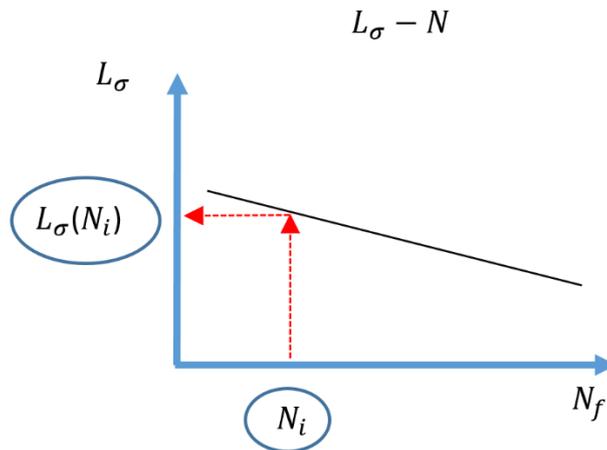


Figura 4.22- Determinação de $L_\sigma(N_i)$.

- c) na curva que apresenta a distribuição de P_{SWT} em função de r , encontre a posição r_i onde ocorre $P_{SWT|_\sigma}(N_i)$, conforme ilustrado na Fig. 4.23;

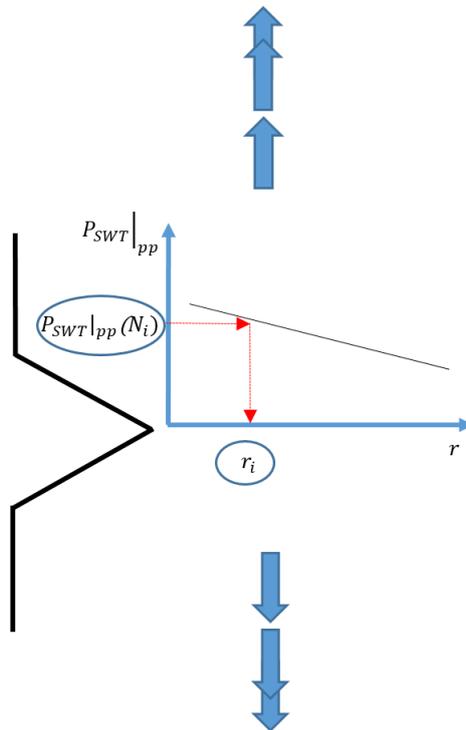


Figura 4.23- Determinação de r_i .

- d) Se a posição r_i onde ocorre $P_{SWT|_\sigma}(N_i)$ coincide com $L_\sigma(N_i)$, então N_i será a vida estimada. Caso contrário, deverá ser realizado um incremento em N_i e repetir os procedimentos de “b” a “d” até que seja verificada convergência.

O mesmo procedimento de previsão foi aplicado utilizando-se as curvas $L_\tau - N$,

$L_{P_{SWT}}|_{\sigma} - N$ e $L_{P_{SWT}}|_{\tau} - N$. Analogamente aplicou-se a mesma metodologia para o modelo FS usando as curvas: $L_{\sigma} - N$, $L_{\tau} - N$, $L_{P_{FS}}|_{\sigma} - N$ e $L_{P_{FS}}|_{\tau} - N$.

5 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

5.1 ANÁLISE MICROGRÁFICA

A Fig. 5.1 ilustra a microestrutura típica de regiões da liga Al 7050-T7451, formada por pequenos grãos obtidos pelo tratamento térmico de recristalização. As regiões não recristalizadas são grandes áreas claras e alongadas de grãos grosseiros cercados de regiões mais escuras de grãos mais finos. As regiões não recristalizadas têm uma forma alongada acompanhando o sentido do processo de laminação. Os pontos pretos correspondem a possíveis partículas intermetálicas Al_7Cu_2Fe e Mg_2Si .

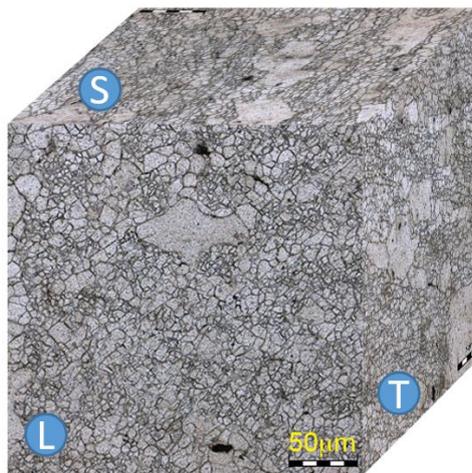


Figura 5.1 - Micrografia da liga Al 7050-T7451.

Conforme descrito anteriormente, o material em estudo inicialmente se encontrava na forma de um tarugo com dimensões de 160x150x305 mm, cada uma destas dimensões representa orientações diferentes em relação ao sentido de laminação. Devido ao processo de fabricação, a microestrutura do material tende a sofrer modificações. Para identificar estas modificações, as dimensões do tarugo foram relacionadas por letras. Devido à análise ser bem específica, fez-se necessário o levantamento dos tamanhos dos grãos para caracterizar as diferenças existentes nos planos. Para possibilitar a avaliação dos tamanhos de grão foi retirada um lingote do tarugo que abrangesse toda a variação de seus tamanhos de grãos. Este lingote foi retirado da superfície do tarugo de modo a obter as dimensões dos tamanhos dos grãos no meio e na extremidade. Esta posição foi definida devido a forma de incidência do rolo de laminação no tarugo, pois os grãos da extremidade (superfície de contato com o rolo de laminação) tendem a ficar mais alongados que os grãos do meio.

Deste lingote foram retiradas amostras posicionadas nas duas extremidades e no meio. A Fig. 5.2 permite que se faça uma comparação qualitativa das micrografias obtidas das 3 amostras em relação as direções de laminação (L), de espessura, (S) e transversal a laminação (T).

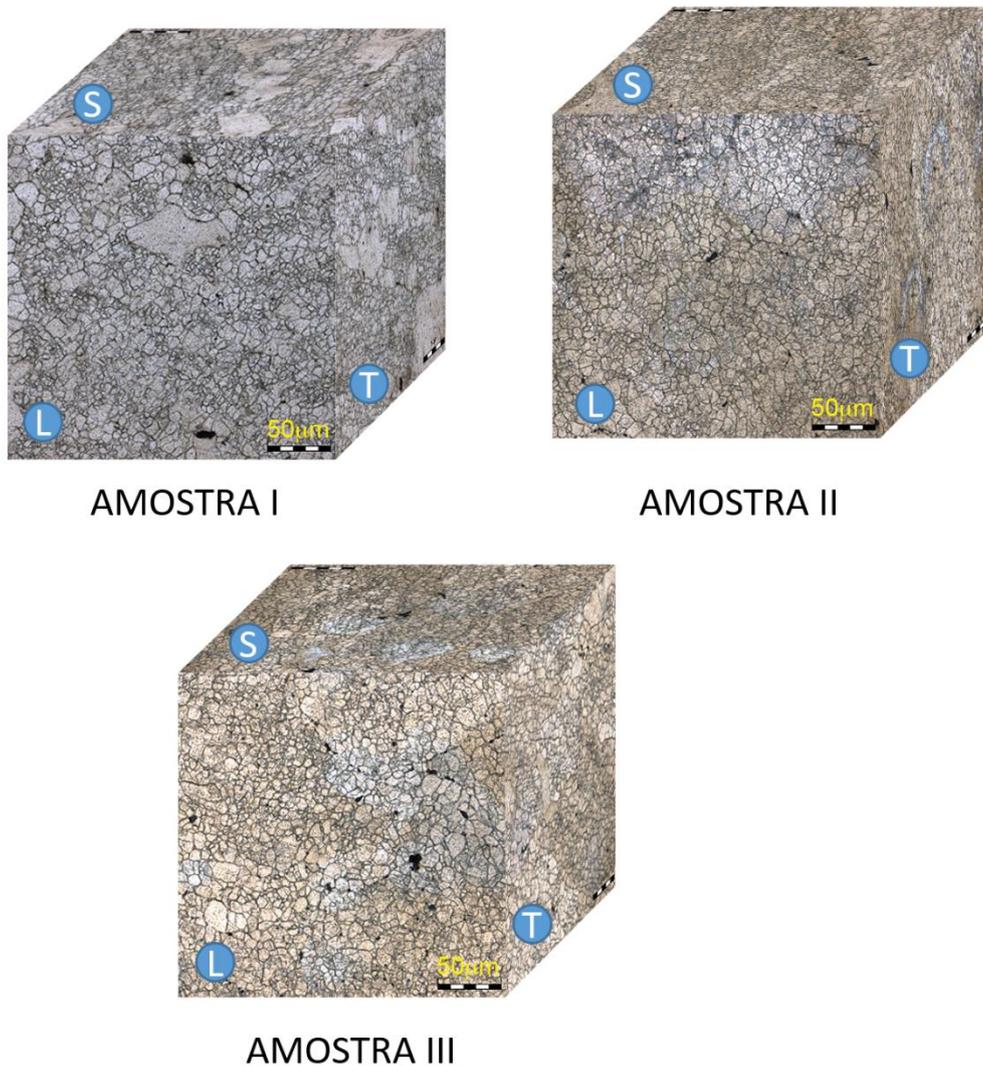


Figura 5.2 - Amostras de Al 7050- T7451.

Na Tab. 5.1 são apresentadas as informações quantitativas sobre o tamanho do grão para cada amostra num determinado plano específico. A análise do tamanho de grão foi realizada por intermédio do programa STREAM ESSENTIALS®, desenvolvido pela empresa OLYMPUS®. Todas as amostras apresentaram variações nos tamanhos dos grãos em função da posição de retirada no tarugo.

Com a intenção de avaliar se o plano de laminação ou a posição de retirada da amostra

influenciam no tamanho de grão, foi realizada uma análise de variância de fator duplo (amostra e plano de laminação) com os resultados apresentados na Tab. 5.1. Como resultado da análise, permitiu-se verificar que não há diferença estatisticamente semelhante entre os tamanhos de grãos observados em cada amostra (ou seja, para cada amostra os tamanhos de grão são estatisticamente iguais). Entretanto, essa mesma análise indica não ser possível aceitar que os tamanhos de grãos observados em cada amostra sejam considerados iguais.

Tabela 5.1 - Variação dos tamanhos de grão nos diferentes pontos de retirada das amostras, em função dos planos de laminação.

Plano de Laminação	Amostras		
	01 [G (μm)]	02 [G (μm)]	03 [G (μm)]
L	12,51 (4,18)	12,80 (3,79)	12,94 (3,61)
S	12,07 (4,88)	12,76 (3,84)	12,97 (3,57)
T	12,25 (4,58)	12,98 (3,56)	13,03 (3,50)

5.2 CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO MATERIAL

A Tab. 5.2 apresenta os valores de dureza na escala Vickers (HV) para liga Al 7050-T7451. O valor médio obtido a partir das sete aferições realizadas é 166,7 HV.

Tabela 5.2 - Medidas de dureza Vickers.

Medições							Média	C.V (%)
167,9	165,7	164,6	170,9	161,8	164,9	171,1	166,7	2,1%

Para a estimativa das propriedades mecânicas da liga em estudo foram realizados dois ensaios de tração, conduzidos em conformidade com a norma ASTM E8-16a (2016). Os testes, realizados na máquina servo-hidráulica MTS 810, foram controlados por deslocamento do atuador hidráulico axial numa taxa 2mm/min. O comportamento típico da curva tensão-deformação é apresentado na Fig. 5.3-a e seus resultados apresentados de forma sintética nas Tabelas. 5.3 e 5.4. Assim, por meio desses ensaios foi possível calcular que o módulo de elasticidade, E , e a tensão de escoamento, S_y , da liga estudada são respectivamente iguais a 70,3 GPa e 404 MPa. Já os ensaios realizados sob controle de deslocamento foram realizados com o objetivo de estimar a tensão limite de resistência a tração e a tensão de ruptura. Na Fig. 5.3-b apresenta-se o gráfico *Força versus Deslocamento*. Com base na carga máxima na carga no momento da ruptura dos espécimes,

estimou-se que o limite de resistência a tração, S_{rt} , e a tensão de ruptura, S_u , da liga são respectivamente iguais a 488 MPa e 524 MPa. Segundo a referência (ALCOA, 2001), tais valores são observados em placas laminadas da liga Al 7050-T7451 com espessura entre 127,03 mm e 152,40 mm, cujos valores nominais para a tensão de escoamento e limite de resistência a fadiga são, respectivamente, iguais a 414 MPa e 483 MPa.

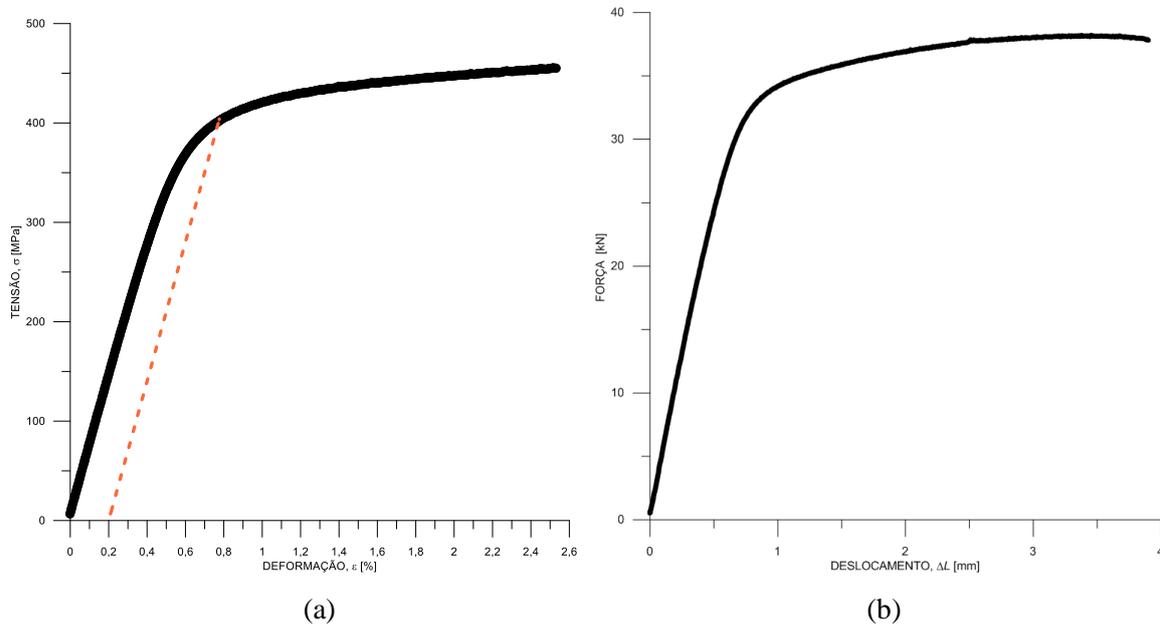


Figura 5.3 - Curvas Tensão *versus* Deformação (a) e Força *versus* Deslocamento (b).

Tabela 5.3 - Estimativas do Módulo de Elasticidade e do Limite de Escoamento.

Ensaio	Módulo de Elasticidade, E [GPa]	Limite de Escoamento, S_y [MPa]
A	70,5	402
B	70,0	406
Média	70,3	404,0
Desvio Padrão	0,4	3,2

Tabela 5.4 - Propriedades Mecânicas do Material Estudado.

Ensaio	Limite de Resistência a Tração, S_{rt} [MPa]	Redução de Área (%)	Elongação (%)	Tensão na Fratura, S_f [MPa]
A	483	8,7	9,8	478
B	490	7,0	10,2	488
Média	486,7	7,8	10,0	483,0
Desvio Padrão	5,2	1,2	0,3	7,1

5.3 ENSAIOS DE FADIGA EM ESPÉCIMES LISOS E ENTALHADOS SOB CONDIÇÕES DE TRAÇÃO E DE TORÇÃO

Na primeira parte do programa experimental de caracterização do comportamento a fadiga da liga Al 7050-T4751 desenvolvido nessa tese foram realizados ensaios para a caracterização do comportamento a fadiga do material (espécimes lisos) e para a calibração das curvas de distância crítica (espécimes com concentrador de tensões) e para a caracterização do efeito da sensibilidade da liga a presença de concentrador de tensão agudo. Nesse sentido, foram realizados ensaios em corpos de prova lisos e entalhados, sob condições de tração-compressão e de torção alternada. Nessa etapa específica foram realizados um total de 58 ensaios válidos divididos da seguinte forma: 16 cps sob condições de tração-compressão sem entalhe; 14 em tração-compressão com entalhe; 17 em torção sem entalhe e 11 em condições de torção com entalhe. Nas Figs. 5.4 e 5.5 são apresentadas as curvas $S-N$ que sintetizam o comportamento a fadiga do material utilizado nesse estudo. Nesses gráficos, os resultados estão agrupados com a intenção de apresentar o efeito da presença do concentrador de tensões sobre a resposta a fadiga do material e a variável dependente, vida de fadiga (expressa em termos do número de ciclos até a falha, N_f), em escala logarítmica e a variável independente, tensão normal ou cisalhante, é plotada na ordenada, também em escala logarítmica. Dessa forma, as curvas de tendência (representadas por linhas cheias) e as, respectivas, bandas de dispersão esboçadas nesses gráficos (representadas pelas linhas tracejadas) são obtidas utilizando-se modelos de regressão linear. Para a aplicação desse procedimento, assume-se por hipótese que o logaritmo da vida de fadiga, N_f , possui distribuição gaussiana com variância constante, conforme descritos nas normas ASTM E 739-10 (2015), e ASTM E 468-90 (2004). Uma síntese dos resultados obtidos a partir dos procedimentos estatísticos acima relatados é apresentada na Tabela 5.5.

Na Fig. 5.4 faz-se uma comparação entre os diagramas tensão-vida que representam o comportamento a fadiga do material (espécimes lisos) e na presença de concentrador de tensões (obtidos sob condições de tração compressão calculada com base na área bruta (Fig. 5.4-a) e com base na área líquida (Fig. 5.4-b). A análise qualitativa desses gráficos permite verificar primeiramente que o nível de dispersão dos resultados experimentais é especialmente elevado para níveis de tensão iguais ou inferiores a 129 MPa para os ensaios de caracterização da curva $S-N$ do material e 80 MPa para os ensaios dos espécimes com

entalhe. Sob o ponto de vista quantitativo, esse nível relativamente elevado na dispersão dos resultados experimentais pode ser constatado ao se considerar que o coeficiente de explicação (R^2) da curva de fadiga é da ordem de 0,57 (o que indica que a curva $S-N$ só consegue representar 57% dos dados experimentais). Aparentemente tal comportamento é típico para esse material, visto que também foi observado por outros pesquisadores (Rusk *et al.*, 2006). Ainda analisando as Figs 5.4-a e Figs 5.4-b, é possível observar uma significativa redução da resistência a fadiga dos espécimes contendo os entalhes em V (linhas na cor magenta). Observa-se também uma diferença significativa entre a resposta. Assim, considerando a faixa de vida entre 10^4 e 10^7 ciclos, pode-se constatar que, sob condições de tração axial, a razão entre a resistência a fadiga do material e a resistência a fadiga dos espécimes com entalhe em V varia entre 4 e 4,8, considerando a tensão calculada com base na área bruta, e 1,78 e 2,14, considerando a tensão calculada com base na área líquida.

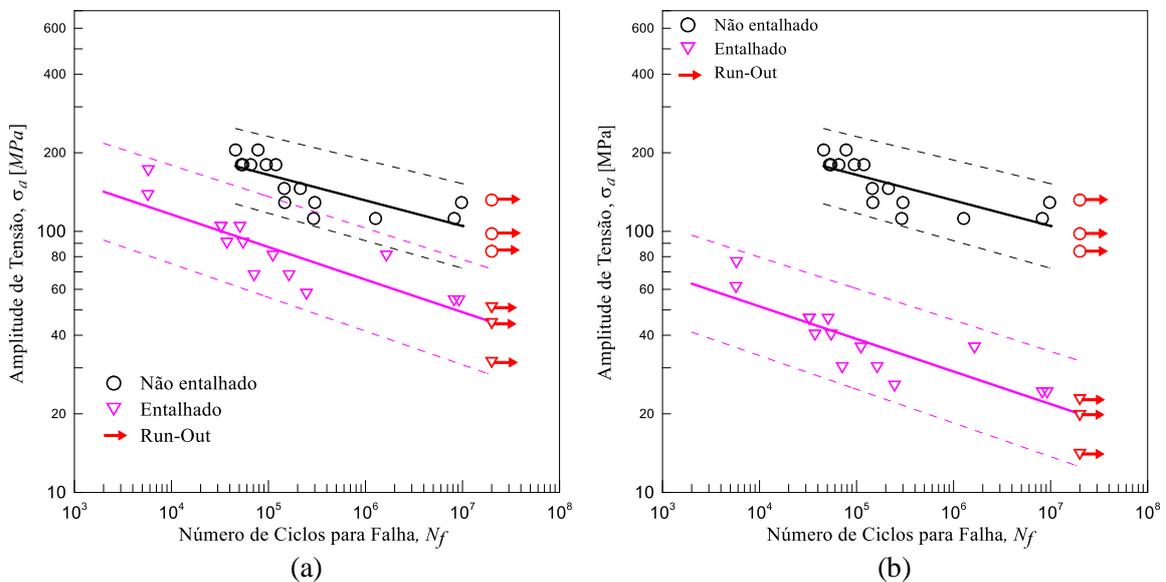


Figura 5.4 - Curvas tensão versus vida, $S-N$, obtidas sob condições de carregamento axial totalmente alternado: (a) área bruta e (b) área líquida.

Já na Fig. 5.5 faz-se uma comparação entre os diagramas tensão-vida representativos do comportamento a fadiga do material (espécimes lisos) e do efeito da presença do concentrador de tensões obtidos sob condições de torção calculada com base na área bruta (Fig. 5.5-a) e com base na área líquida (Fig. 5.5-b), sob condições de torção alternada. Ao se analisar o comportamento à fadiga nessas condições específicas de carregamento, é possível observar uma significativa redução da resistência a fadiga dos espécimes contendo os entalhes em V (linhas magentas). De forma similar a análise realizada para a condição de tração alternada, considerando a faixa de vida entre 10^4 e 10^7 ciclos, constata-se que,

sob condições de torção alternada, a razão entre a resistência a fadiga do material e a resistência a fadiga dos espécimes com entalhe em V varia entre 3,54 e 2,86. Entretanto, a relação entre os momentos polares de inércia das áreas bruta e líquida é igual a 3,37, ou seja, valor da mesma ordem de grandeza do fator de concentração de tensões em fadiga. Essa constatação torna-se mais evidente ao analisar o gráfico apresentado na Fig. 5.5-b, cujas tensões foram calculadas levando em consideração a redução de seção provocada pela presença do concentrador de tensões. A aplicação do teste de hipótese de Chow (1960) indica que ambas as curvas representam um mesmo fenômeno do ponto de vista estatístico. Dessa forma, o fator de redução de resistência a fadiga em torção, k_{fr} , apresenta um valor igual a um, tendo em vista superposição das curvas. Tal comportamento, entretanto, não é exclusivo desse material, tendo sido observado por Fatemi et al (2002) em corpos de prova fabricados com a liga AISI 1141 forjada e Gladskyi et al (2013) em aço de baixo carbono.

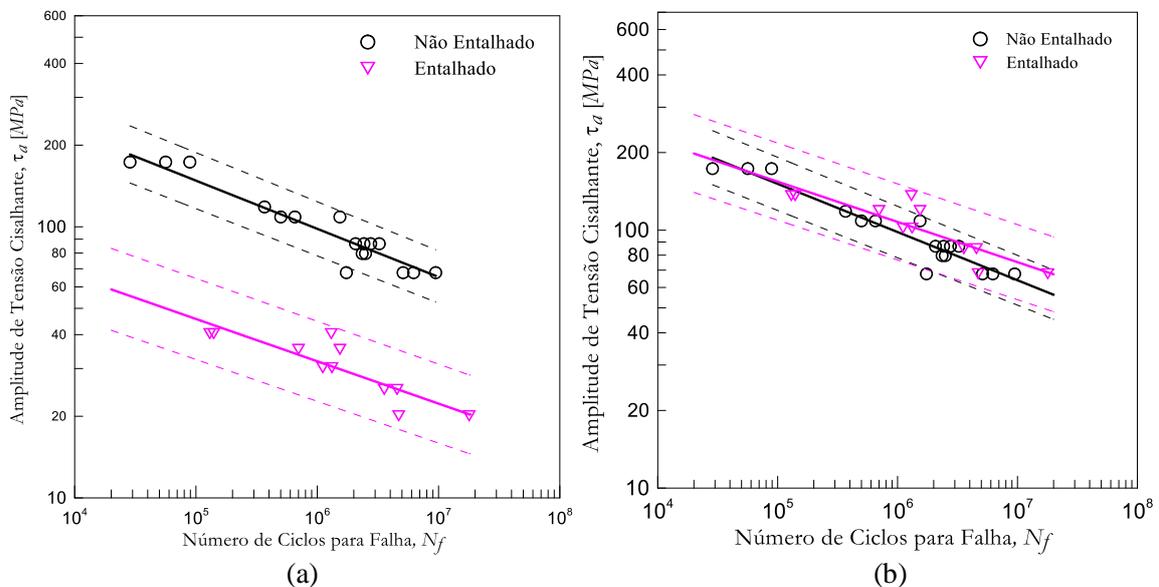


Figura 5.5 - Curvas torção *versus* vida, τ - N , obtidas sob condições de torção alternada considerando: (a) área bruta e (b) área líquida.

Tabela 5.5 - Síntese dos ensaios de caracterização do comportamento a fadiga do material.

Tipo de Corpo de Prova	Condição de Carregamento	Dados Válidos	Área de referência	Parâmetros Curva S-N		Parâmetros Curva N-S		R^2
				A	b	C	d	
Liso	Tração Alternada	16	----	507,6	-0,098	1,45E+18	-5,87	0,57
	Torsão Alternada	17	----	1298,8	-0,187	5,15E+15	-4,87	0,76
Entalhe em V	Tração Alternada	14	bruta	162,6	-0,125	1,17E+14	-5,70	0,71
			líquida	365,9	-0,125	1,16E+16	-5,70	
	Torsão Alternada	11	bruta	275,8	-0,156	2,06E+13	-4,84	0,91
			líquida	930,8	-0,156	7,42E+15	-4,84	

A Fig. 5.6 apresenta o diagrama vida experimental *versus* vida estimada, reunindo todos os dados experimentais de fadiga realizados em tração- compressão e torção em espécimes

com e sem entalhe. Os triângulos vermelhos vazios representam os resultados obtidos a partir de espécimes entalhados em torção completamente reversa enquanto os demais símbolos círculo azul cheio, círculo azul vazio e triângulo vermelho cheio representam, respectivamente, CP não entalhado em torção, CP não entalhado em tração-compressão e CP entalhado em tração-compressão. Verifica-se que a maior parte dos resultados (85%) pode ser agrupada numa faixa de variação de vida da ordem de 4. Nota-se desse gráfico que as previsões de vida baseadas nas curvas $S-N$ representativas das condições de fadiga sobre a condição de tração-compressão produzem resultados com qualidade inferior aos obtidos com o uso da curva de fadiga obtida sob condições de torção alternada. De fato, a partir da análise dos resultados apresentados na Fig. 5.6 pode-se contabilizar que apenas 69% e 64% das previsões realizadas com as curvas de fadiga obtidas para os espécimes lisos e entalhados sob condições de carregamento axial alternado, encontram-se na faixa de variação de vida da ordem de 4. Enquanto que para as condições de torção alternada, esses valores saltaram para 94 e 91%.

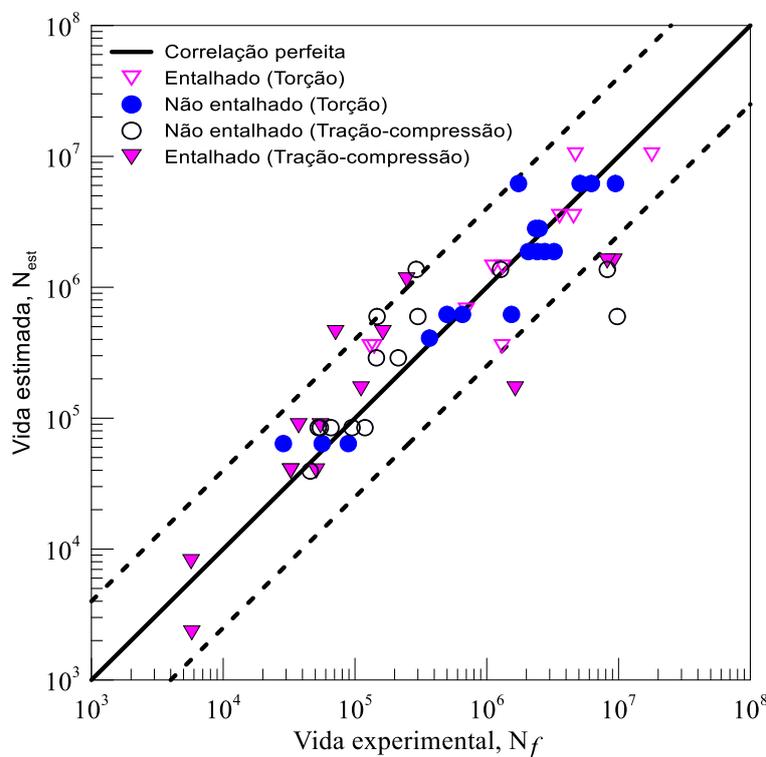


Figura 5.6 - Diagrama Vida estimada *versus* Vida experimental.

5.3.1 CARACTERIZAÇÃO DAS CURVAS QUE RELACIONAM A VIDA A FADIGA AOS PARÂMETROS DE SMITH-WATSON-TOPPER E FATEMI E SOCIE

Dando continuidade ao processo de determinação das curvas de caracterização do comportamento a fadiga da liga Al 7050-T7451, apresentam-se nas Figs. 5.7-a e 5.7-b as curvas que relacionam a vida de fadiga dos corpos de prova liso, N_f , com o parâmetro de Smith-Watson-Topper, P_{SWT} , e com o parâmetro de Fatemi e Socie, P_{FS} . Uma síntese dos resultados obtidos a partir dos procedimentos estatísticos acima relatados é apresentada na Tab. 5.6. Nesses gráficos, os círculos com borda preta representam os resultados relacionados aos ensaios de fadiga sob condições de torção alternada enquanto os losangos vazios com bordas magentas representam os resultados relacionados aos ensaios de fadiga sob condições de tração axial alternada (tração-compressão). É interessante notar dessas figuras a existência de uma diferença significativa no comportamento das curvas P_{SWT} versus N_f e P_{FS} versus N_f estimadas com base nos ensaios fadiga sob condições de tração-compressão e torsão alternada. Deve-se ressaltar que, de forma similar ao observado para as curvas apresentadas na Fig. 5.4, as curvas de tendência estimadas com base nos ensaios de tração-compressão estão sofrendo uma influência significativa dos resultados experimentais obtidos para níveis de tensão iguais ou inferiores a 129 MPa.

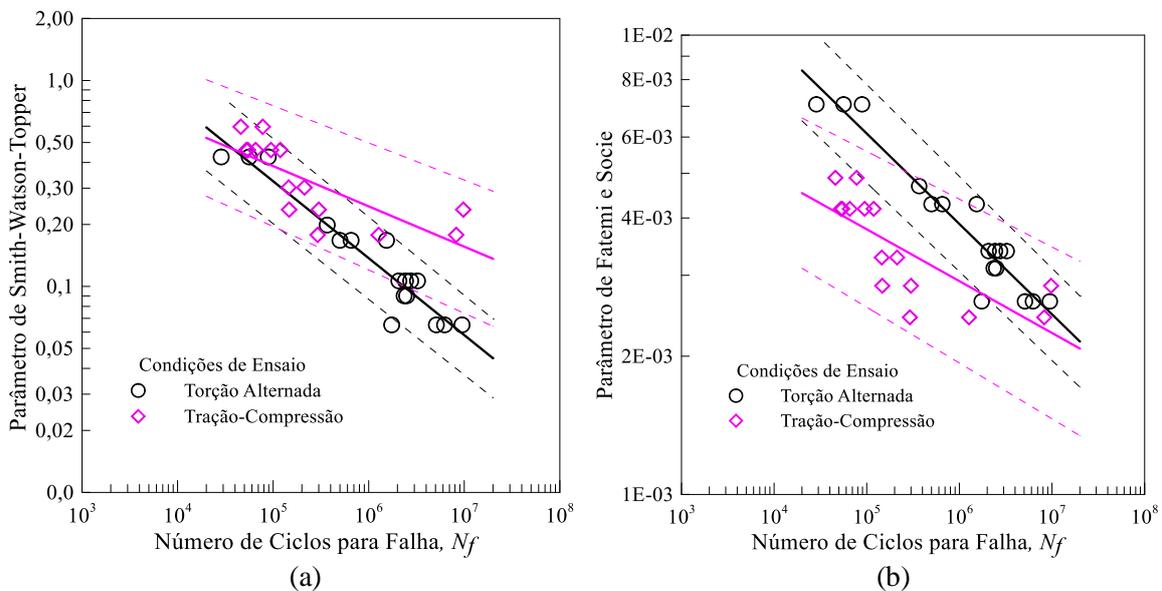


Figura 5.7 - Curvas representativas da relação entre a vida de fadiga e o parâmetro de Smith-Watson-Topper (a) e o parâmetro de Fatemi e Socie (b).

Tabela 5.6 - Parâmetros estimados para as curvas P_{SWT} versus N_f e P_{FS} versus N_f .

Parâmetro de Falha	Condição de Carregamento	Parâmetros Curva P-N		Parâmetros Curva N-P		R ²
		A	b	C	d	
SWT	Tração Compressão	3,65	-0,196	8,61E+03	-2,94	0,57
	Torção Alternada	23,94	-0,374	7,99E+03	-2,44	0,91
FS	Tração Compressão	1,384E-02	-0,113	7,08E-08	-5,08	0,57
	Torção Alternada	5,87E-02	-0,197	6,56E-06	-4,64	0,91

5.4 ENSAIOS DE FADIGA EM ESPÉCIMES LISOS SOB CONDIÇÕES MULTIAXIAIS

Ainda na fase de caracterização do comportamento a fadiga da liga Al 7050-T4751 foi realizado um conjunto de ensaios em corpos de prova lisos sob condições de carregamento multiaxial com o objetivo de identificar os planos preferenciais de iniciação da trinca (por meio da observação e mapeamento da evolução das trincas ao longo dos ensaios) e também para avaliar a capacidade de previsão da vida à fadiga sob condições multiaxiais das curvas que correlacionam a vida com os parâmetros de Smith-Watson-Topper e de Fatemi e Socie. Nesse sentido, foram realizados 10 ensaios em corpos de prova lisos sob condições carregamentos multiaxiais. Na Tab. 5.7 são apresentadas as condições de ensaio utilizadas, bem como os resultados obtidos. Nas colunas de (a) a (d), são apresentadas as amplitudes de tensão nominais associadas aos esforços axiais, torsões, à tensão equivalente de Von Mises e à primeira tensão principal. Na coluna (e) apresentam-se as vidas observadas experimentalmente e nas colunas (f) e (g) são apresentadas as previsões de vida segundo os modelos SWT e FS considerando as curvas de calibração desses modelos de falha geradas a partir dos resultados experimentais realizados sob condições de tração-compressão, enquanto que nas colunas (h) e (i) são apresentadas as previsões de vida com os modelos SWT e FS obtidos a partir dos resultados experimentais de torção alternada.

A tarefa de determinação dos planos de iniciação das trincas dos ensaios acima relacionados não foi realizada com sucesso, pois não se visualizou trincas ao longo dos ensaios, apesar das inúmeras paradas que foram realizadas visando a detecção das trincas por meio da técnica de líquido penetrante. Nesse sentido, constatou-se que para esse material, nessas condições específicas de ensaio, trincas detectáveis por essa técnica só aparecem no final da vida de fadiga com espécime.

Nas Figs. 5.8-a 5.8-b são apresentados os diagramas Vida experimental *versus* Vida estimada considerando o comportamento das curvas vida versus parâmetros SWT e FS,

respectivamente. Nesses gráficos, além das previsões das vidas resultantes dos ensaios de tração-compressão (representadas pelos círculos pretos) e de torção pura (representadas pelos losangos magenta), são apresentados também resultados realizados corpos de prova lisos sob condições multiaxiais. As cruces pretas representam as previsões realizadas com base nas curvas de fadiga obtidas a partir dos ensaios de tração-compressão, enquanto que as cruces magentas estão relacionadas as previsões realizadas com base nas curvas de fadiga obtidas a partir dos ensaios de torção.

Tabela 5.7 - Síntese dos ensaios de fadiga em espécimes lisos sob condições multiaxiais.

Componentes de Tensão Nominal [MPa]		Tensão de von Mises (σ_{Mises})	Tensão Principal (σ_{p1})	Vida Experimental	Previsões de Vida			
σ_a	τ_a				Tração Compressão		Torção Alternada	
(a)	(b)	(c)	(d)	(e)	SWT	FS	SWT	FS
112,38	185,42	340,25	249,94	7,02E+03	1,36E+04	2,19E+03	1,17E+04	2,50E+04
121,90	60,95	161,26	147,15	1,56E+05	3,37E+05	1,88E+05	1,67E+05	1,46E+06
57,50	115,00	207,32	147,29	2,12E+05	3,04E+05	4,17E+04	1,53E+05	3,68E+05
121,90	60,95	161,26	147,15	2,30E+05	3,37E+05	1,88E+05	1,67E+05	1,46E+06
64,60	106,58	195,58	143,67	2,47E+05	3,52E+05	5,61E+04	1,73E+05	4,83E+05
53,48	88,24	161,92	118,94	1,47E+06	1,07E+06	1,61E+05	4,34E+05	1,26E+06
42,13	69,52	127,57	93,71	1,85E+06	4,33E+06	5,92E+05	1,39E+06	4,15E+06
47,46	78,31	143,70	105,56	2,50E+06	2,15E+06	3,10E+05	7,77E+05	2,30E+06
42,13	69,52	127,57	93,71	4,54E+06	4,33E+06	5,92E+05	1,39E+06	4,15E+06
42,13	69,52	127,57	93,71	6,78E+06	4,33E+06	5,92E+05	1,39E+06	4,15E+06

Nota-se que de uma maneira geral as previsões realizadas como base no critério de falha de Smith-Watson-Topper, SWT, representam melhor as vidas observadas experimentalmente. De fato, avaliando a proporção de previsões que se encontram numa faixa de variação de vida da ordem de ± 3 vidas em relação a vida média, verifica-se que mais de 72% das previsões obtidas a partir da utilização do critério SWT (72,5 % com o uso da curva estimada com base nos ensaios de tração e 85% com o uso da curva estimada com base nos ensaios de torção). Quando uma análise similar é realizada considerando o critério de Fatemi-Socie, se verifica um desempenho bem inferior, ou seja: 35% com o uso da curva estimada com base nos ensaios de tração e 57 % com o uso da curva estimada com base nos ensaios de torção. Essa diferença significativa na resposta dos modelos, pode indicar que o critério de falha multiaxial baseado no critério de Smith-Watson-Topper seja mais indicado para descrever o processo de falha da liga em estudo.

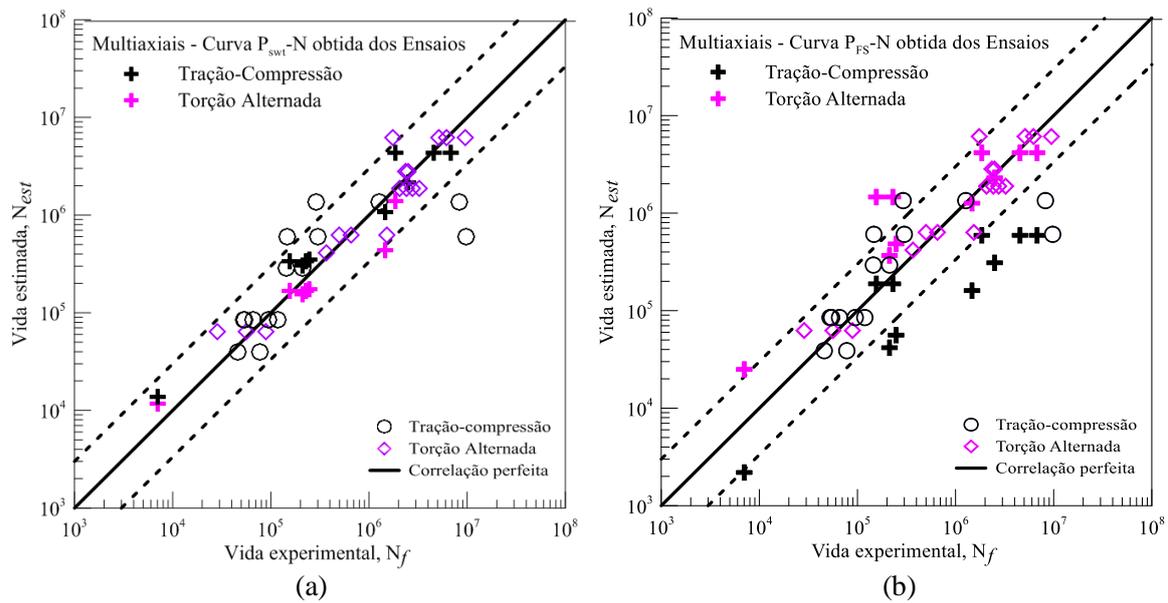


Figura 5.8 - Diagrama Vida Estimada *versus* Vida Experimental considerando os critério de falha de (a) Smith-Watson-Topper e de (b) Fatemi e Socie.

5.5 ENSAIOS DE FADIGA EM ESPÉCIMES ENTALHADOS SOB CONDIÇÕES MULTIAXIAIS

Dando continuidade ao programa experimental para caracterização do comportamento a fadiga da liga Al 7050-T7451, foram realizados uma série de ensaios de fadiga sob condições de carregamento sob condições combinadas de torção e tração alternadas (em fase). Para isso, procurou-se definir condições de ensaio que que permitisse correlacionar a vida de fadiga, não apenas com a intensidade dos esforços atuantes expressa em termos da tensão de von Mises e da máxima tensão principal, mas também em termos da relação entre as componentes nominais de tensão normal axial e cisalhante.

Na Tab.5.8 apresentam-se as condições de ensaio, bem como as respectivas vidas observadas experimentalmente. Nas colunas (a) e (b) da Tab. 5.8 são apresentados, respectivamente, os níveis das amplitudes de tensão axial e cisalhante torcional (estimadas na superfície da seção bruta dos corpos de prova). Já nas colunas (c), (d) e (e) apresenta-se, respectivamente, a razão entre as componentes de tensão, a intensidade do tensor desviador (expresso em termos da tensão de von Mises) e a intensidade da amplitude da máxima tensão principal observada em cada ensaio. Já na coluna (f) estão relacionadas as vidas de fadiga observadas experimentalmente para cada ensaio.

A fim de avaliar a influência da razão entre a componente de tensão normal e cisalhante, nas Figs. 5.9-a e 5.9-b são apresentados os gráficos correlacionando as vidas a fadiga, com as respectivas, tensões de von Mises e com as amplitudes das máximas tensões normais.

Tabela 5.8 - Síntese dos ensaios realizados sob condições multiaxiais.

σ_a [MPa]	τ_a [MPa]	(b)/(c)	σ_{Mises} [MPa]	σ_{p1} [MPa]	Numero de ciclos para Falha, N_f
(a)	(b)	(c)	(d)	(e)	(f)
11,0	22,0		39,66	28,18	5,84E+06
11,0	22,0		39,66	28,18	3,34E+06
13,0	26,0		46,87	33,30	3,28E+05
13,0	26,0	0,5	46,87	33,30	7,24E+05
16,0	32,0		57,69	40,98	2,32E+05
16,0	32,0		57,69	40,98	2,42E+05
18,0	36,0		64,90	46,11	3,19E+04
18,0	36,0		64,90	46,11	1,04E+05
16,0	20,0		38,16	29,54	5,74E+06
16,0	20,0		38,16	29,54	3,45E+06
16,0	20,0		38,16	29,54	4,39E+06
18,4	23,0	0,8	43,88	33,97	2,11E+06
18,4	23,0		43,88	33,97	1,76E+06
25,6	32,0		61,05	47,27	1,13E+05
25,6	32,0		61,05	47,27	9,91E+04
25,2	12,6		33,34	30,42	8,02E+05
25,2	12,6		33,34	30,42	2,16E+06
38,0	19,0		50,27	45,87	9,11E+04
38,0	19,0	2	50,27	45,87	6,00E+04
36,6	18,3		48,43	44,19	8,82E+04
30,0	15,0		39,69	36,21	1,84E+05
30,0	15,0		39,69	36,21	8,63E+05

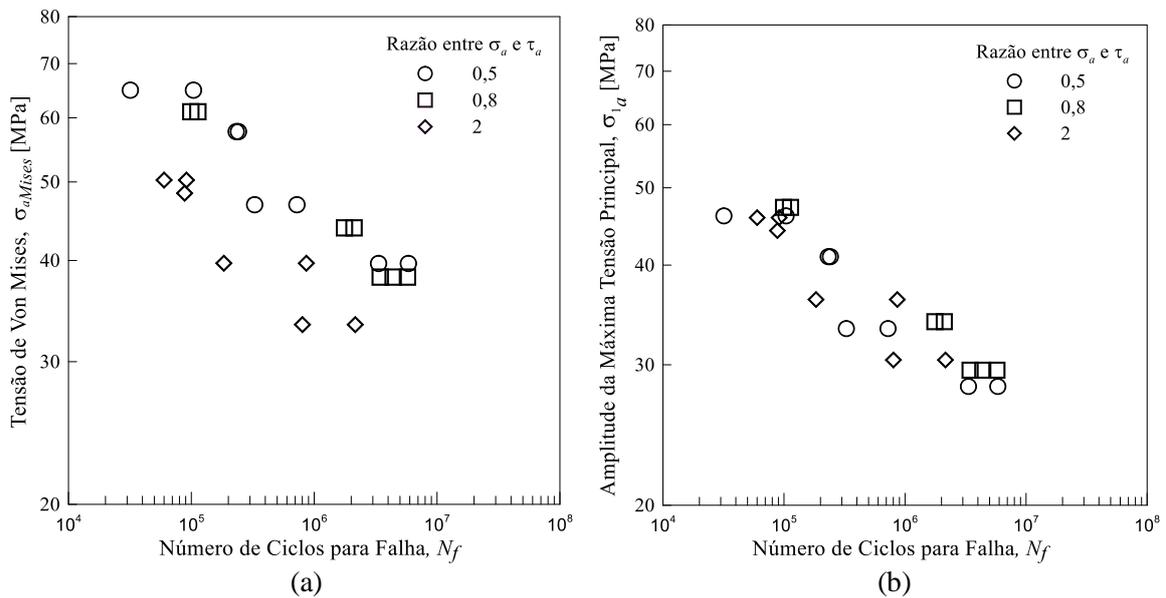


Figura 5.9 - Diagrama de Dispersão entre a Vida de Fadiga e (a) Amplitude da Tensão de von Mises e (b) Amplitude da Máxima Tensão Principal.

De forma qualitativa, percebe-se ao se analisar o gráfico 5.9-a, que relaciona a vida com a tensão de Von Mises, a existência de um comportamento bem distinto entre os ensaios realizados com razão 0,5-0,8 e os ensaios realizados utilizando a razão 2. De fato, a aplicação do teste de Chow indica a rejeição da hipótese, a um nível de significância de 95%, que o conjunto de resultados obtidos considerando a razão 2 tenha comportamento igual aos obtidos utilizando-se as razões 0,5 e 0,8. Entretanto, tal comportamento não é observado ao se analisar o diagrama de dispersão entre a vida e amplitude da máxima tensão normal (novamente, aplicando o teste de Chow a esse conjunto de dados resulta na aceitação da hipótese que o conjunto de resultados obtidos considerando a razão 2 tem comportamento igual aos obtidos utilizando-se as razões 0,5 e 0,8. Sob o ponto de vista mecânico essa constatação é significativa, pois pode indicar que o processo de falha por fadiga desse material esteja associado a planos de máxima tensão normal e não a planos de cisalhamento máximo.

5.6 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

5.6.1 ESPÉCIMES LISOS SUBMETIDOS A CONDIÇÕES DE TRAÇÃO-COMPRESSÃO E TORÇÃO ALTERNADA

A Fig. 5.10 apresenta os estágios da morfologia das superfícies de fratura de espécimes lisos sujeitos a tração-compressão. Com a intenção de avaliar se há alguma influência da vida sobre a aspecto morfológico da fratura, ao fundo dessa figura apresenta-se também a

curva de Wöhler do ensaio. A partir da análise das figuras apresentadas na Fig. 5.10, pode-se notar que as fraturas se propagaram no plano perpendicular à direção da carga. Ao se observar essas superfícies de propagação consegue-se perceber a presença de marcas similares às marcas de rio (Lourenço et al, 2006) nascendo nas regiões indicadas pela seta verde e caminhando no sentido das setas amarelas. Nessa região de propagação ocorre o crescimento de trincas simultaneamente em dois ou mais planos cristalográficos paralelos, juntando-se para a formação dessas marcas.

Já na Fig. 5.11 são apresentados os aspectos das superfícies de fratura dos espécimes lisos submetidos a torção pura. Nessa figura, observa-se que, em relação a direção axial dos espécimes, o plano de fratura varia entre 45° (inclinação que representa o plano de máxima tensão normal para essa condição de carregamento) para níveis de esforços inferiores a 108 MPa e 90° (inclinação que representa o plano de máxima tensão cisalhante) para níveis de tensões cisalhantes iguais 173 MPa (os 3 espécimes ensaiados apresentaram as mesmas características de fratura). No nível de tensão cisalhante igual a 118 MPa percebe-se que a superfície de fratura evolui ao longo de uma superfície espiral com a presença de marcas de catraca e no nível de tensão igual a 108 MPa a fratura pode apresentar-se com uma fratura plana ou propagar em 3 planos distintos (12° , 75° e 86°). Esse comportamento indica que os planos de propagação de trinca nesse material estão fortemente associados aos níveis de tensão cisalhante atuante nos espécimes.

5.6.2 ESPÉCIMES NÃO ENTALHADOS SUBMETIDOS A CONDIÇÕES MULTIAXIAIS EM FASE

A Fig. 5.12 mostra imagens da morfologia das superfícies de fratura dos espécimes lisos submetidos a condições de esforços multiaxiais proporcionais. Nota-se que sob o nível de tensão equivalentes mais elevada, a face da fratura tem um aspecto similar à observada nos ensaios realizados sob condições de torção alternada nas mesmas condições de tensão equivalente. Nesse espécime a trinca propagou-se ao longo de um plano helicoidal com inclinação de 84° em relação a direção axial. Supõem-se que a fratura iniciou na superfície do espécime em dois planos paralelos distanciados de alguns milímetros. À medida que as trincas propagaram, ocorreu a coalescência e as mesmas se juntaram para formar uma trinca com aspecto de presença de uma marca de catraca. Ainda da Fig. 5.12, observa-se que a medida que o nível de tensão equivalente diminui, o plano de fratura vai deixando de ser regular e começa a apresentar um número significativo de planos de propagação com

aspectos e com inclinações bem irregulares.

Provavelmente essas características relacionadas a diversidade de morfologia das fraturas observadas nos espécimes não entalhados submetidos as condições de carregamento utilizadas nesse trabalho (torção alternada, tração-compressão e multiaxial) está relacionada ao comportamento à fratura da liga 7050 T7451 relatado por Lemos (2016) e por Almeida (2016). Nesses trabalhos verificou-se que as trincas podem seguir tanto caminhos intergranulares quanto transgranulares (ressaltando-se que predominantemente a propagação tende a ser transgranular), e que é possível durante a propagação ocorrer vários pontos de bifurcação da trinca principal, sendo que estas bifurcações podem tanto apresentar evolução de seu crescimento quanto propagarem-se por um pequeno trajeto e logo estagnarem. Estes comportamentos preferenciais das trincas, tanto principais quanto secundárias (bifurcações) estão diretamente ligados à resistência encontrada nos contornos dos grãos, e até mesmo dentro de uma região recristalizada. Também foi constatado em todas as superfícies de fratura a ocorrência de trincas secundárias, tanto no sentido perpendicular ao plano de propagação principal quanto no sentido paralelo. Estas trincas secundárias são consequência da coalescência de microvazios originados das inclusões, e podem criar tendências direcionais ao plano de propagação da trinca. Outras características observadas no lote de material ensaiado é que corpos de prova da liga Al 7050-T7451 está relacionado ao comportamento de bifurcação e/ou desvio no plano de propagação da trinca principal na direção T-S. Nestes corpos de prova a trinca propaga-se no plano S-L, e o desvio levou a trinca a propagar-se no plano T-L. Este fato está associado com a microestrutura encontrada ao longo do plano de propagação da trinca principal, e pode também estar intrinsecamente relacionado com os efeitos da laminação, já que esta altera a característica microestrutural e a isotropia do material. Apesar de ser a direção mais resistente à propagação de trincas encontrada, é necessário considerar o fato da sua tendência de desvios e/ou bifurcações.

5.6.3 ESPÉCIMES ENTALHADOS SUBMETIDOS A CONDIÇÕES DE TRAÇÃO-COMPRESSÃO, TORÇÃO ALTERNADA E MULTIAXIAIS

A Fig. 5.13 apresenta as fractografias dos espécimes entalhados ensaiados sob condições de fadiga em tração-compressão. Observa-se que as regiões de brilho mais intenso representam regiões onde a propagação de trinca ocorreu de maneira estável enquanto que as regiões mais opacas representam a região de fratura final. Pode-se notar também que a

medida em que a tensão alternada aumenta, aumenta também a área de região caracterizada por fratura instável do espécime. Consequentemente, verifica-se uma diminuição da área onde a trinca se propaga de maneira estável. Em todos os níveis de tensão testados, a trinca se iniciou num ponto específico propagando-se em direção oposta, à exceção do nível de 75,8 MPa onde a trinca se iniciou no perímetro radial do concentrador de tensões e propagou convergindo ao centro geométrico do espécime.

Na Fig. 5.14, que apresenta as fractografias dos espécimes entalhados ensaiados sob condições de torção alternada, observa-se a forma de telhado da fábrica em todas as superfícies de fratura. Tipicamente esse aspecto de fratura é explicado pela formação de micro trincas que durante o estágio 1 de crescimento evoluem em modo III (modo de rasgamento) na raiz do concentrador de tensões e tendem a propagar em modo I durante o estágio 2 de crescimento. Essas trincas ficam confinadas na região do entalhe por causa da dificuldade de sair da raiz do entalhe. A conexão dessas trincas que nascem ao longo de todo o perímetro da raiz do concentrador de tensões dá a superfície de fratura um aspecto de telhado da fábrica. Nota-se da Fig. 5.14 que esse aspecto de telhado de fábrica torna-se mais “fino” a medida que o nível de tensão aumenta. Isso se explica pela maior facilidade de nucleação de trincas com o aumento da tensão, resultando em uma maior densidade de trincas que acabam se encontrando de forma mais precoce, o acaba suavizando a forma da fratura (reduzindo a altura do telhado).

Já a Fig 5.15 reúne imagens que apresentam o aspecto morfológico das superfícies de fratura dos espécimes entalhados testados em condições multiaxiais. Quando os dados experimentais são agrupados considerando a amplitude da máxima tensão principal, verificou-se que para baixos níveis de máxima tensão principal, o aspecto morfológico de telhado de fábrica apresenta poucos pontos de iniciação e grande amplitude de pico (altura) quando comparado aos aspectos de espécimes testados em altos níveis de tensão que por sua vez apresentam uma tendência maior de pontos de iniciação porém com baixa amplitude de pico e, conseqüentemente, um aspecto mais plano na superfície analisada.

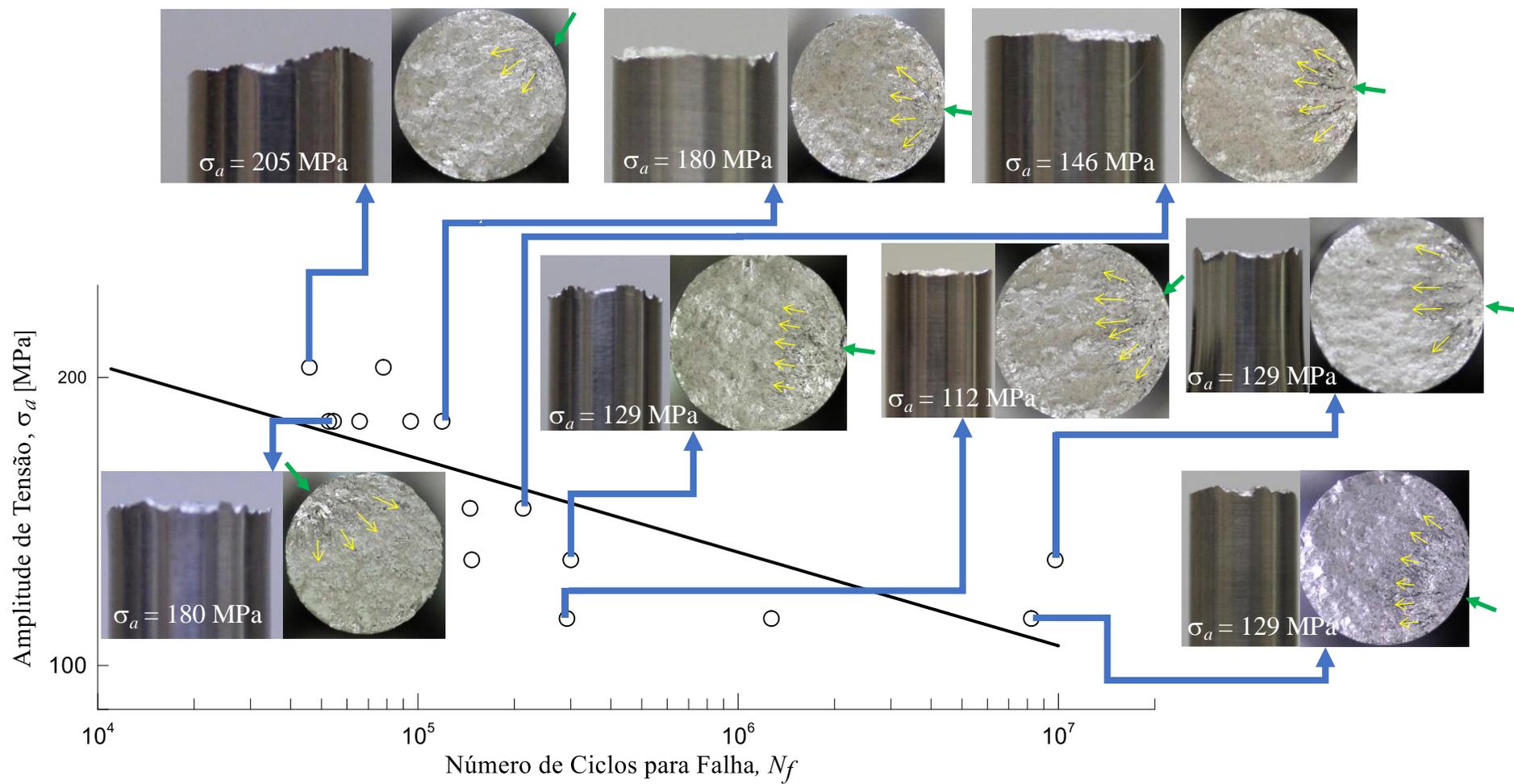


Figura 5.10 - Fractografia dos espécimes lisos que falharam durante os ensaios de tração-compressão.

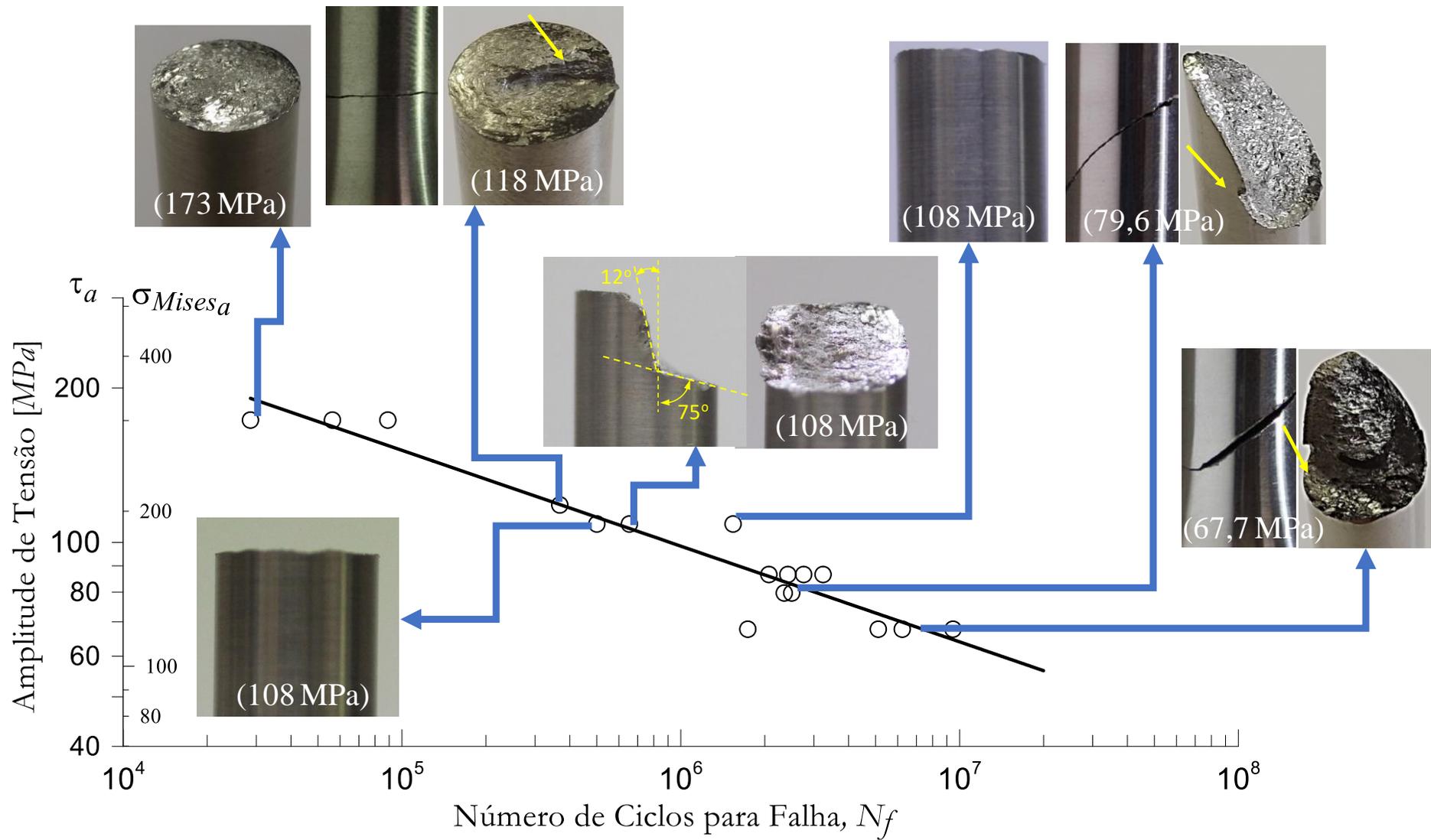


Figura 5.11 - Fractografia dos espécimes lisos que falharam durante os ensaios de torção alternada.

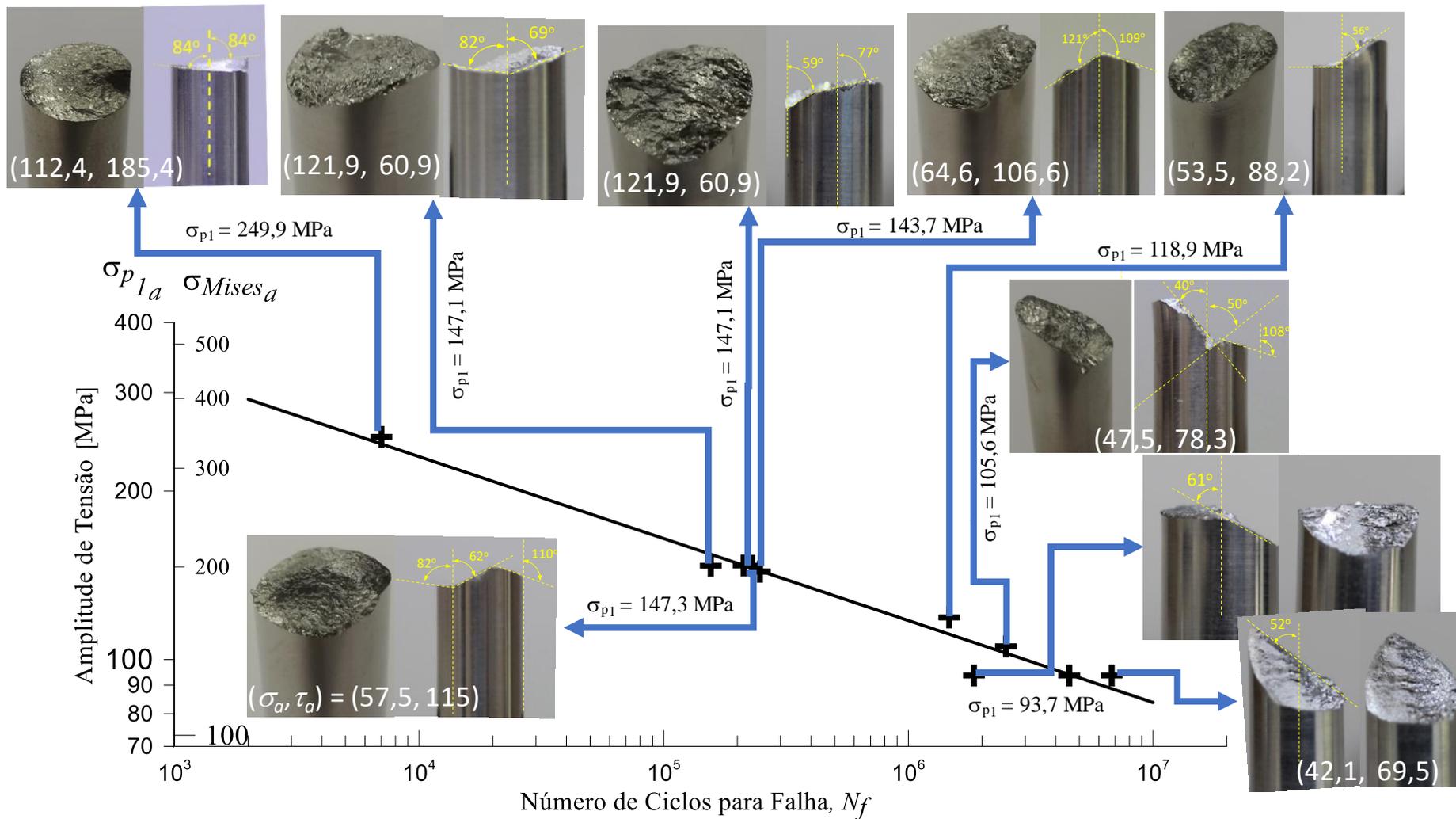


Figura 5.12 - Fractografia dos espécimes lisos que falharam durante os ensaios multiaxiais em fase.

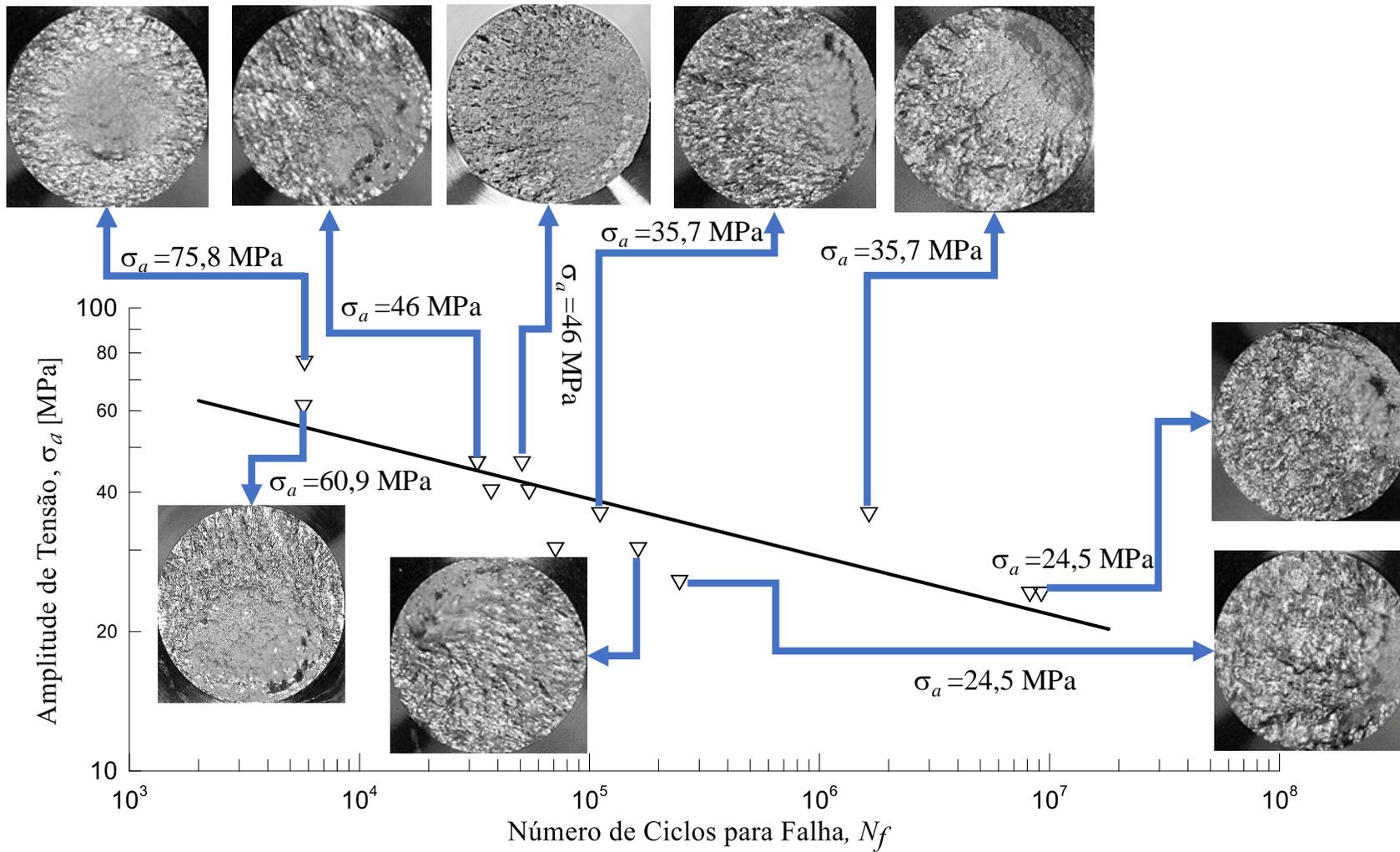


Figura 5.13 - Fractografia dos espécimes entalhados que falharam durante os ensaios de fadiga em tração-compressão.

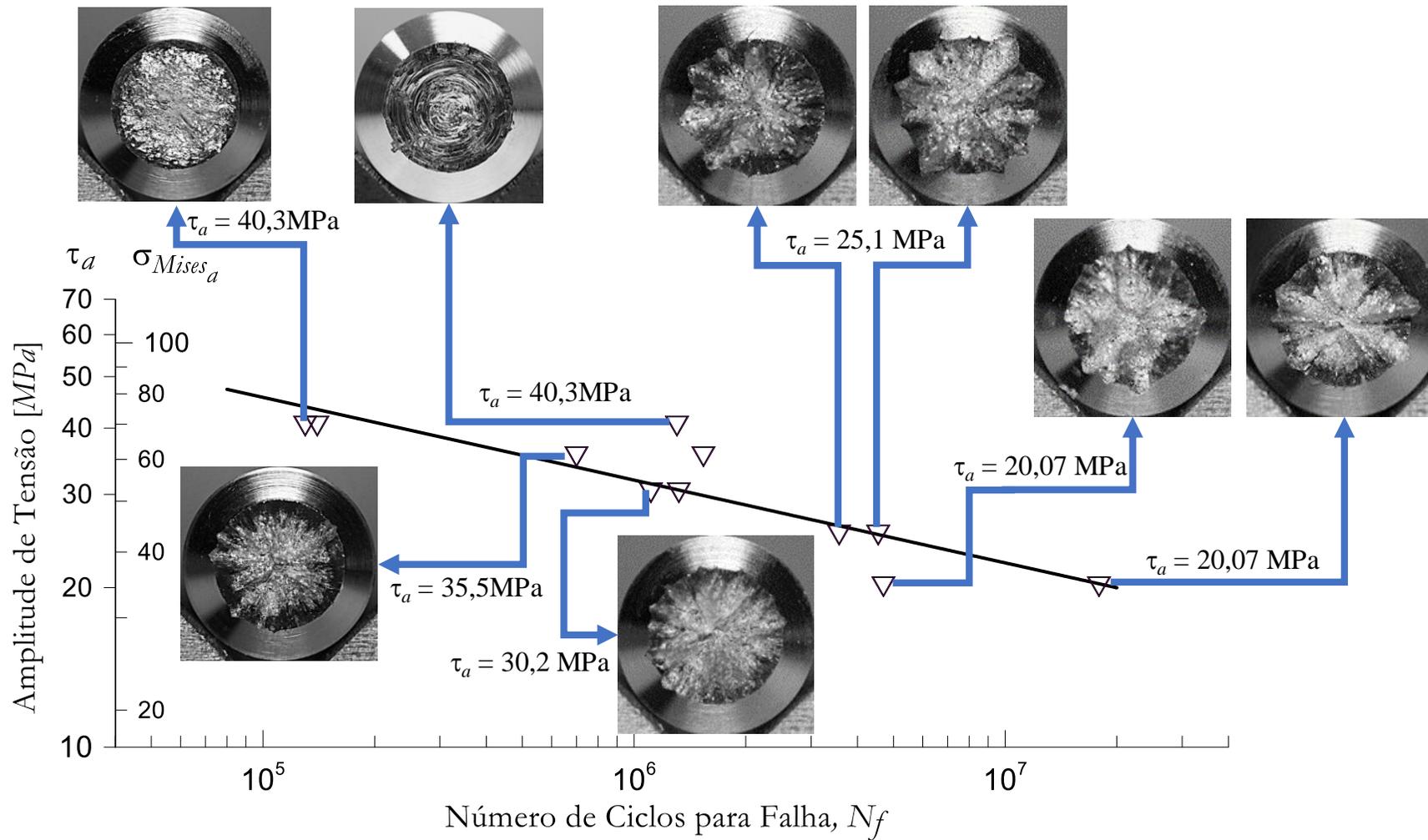


Figura 5.14 - Fractografia dos espécimes entalhados que falharam durante os ensaios de fadiga em torção.

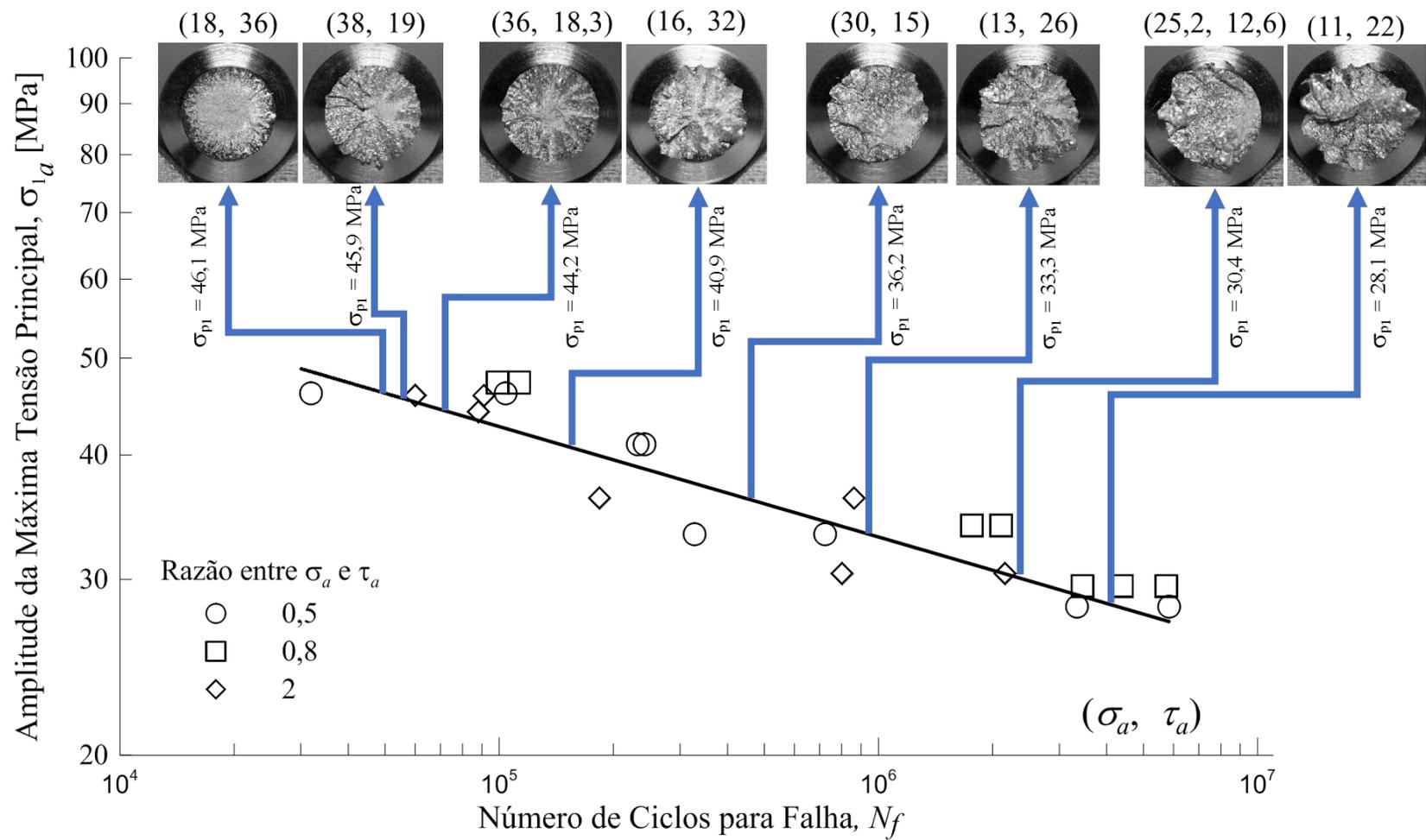


Figura 5.15 - Fractografia dos espécimes entalhados que falharam durante os ensaios de fadiga em condições multiaxiais.

6 RESULTADOS NUMÉRICOS

6.1 INTRODUÇÃO

Nessa tese a Teoria da Distância Crítica (TDC) foi reformulada para permitir a previsão de vida de componentes entalhados sujeitos a carregamentos multiaxiais. Nesse sentido, diferentemente da abordagem clássica, utiliza-se uma função de falha que contém informações do tensor das tensões e/ou das deformações e admite que o comprimento característico, L , varia com a vida de fadiga. Assim, propõem-se que a função de falha seja representada diretamente por um modelo que represente a condição de falha com base na teoria de plano crítico. Nesse sentido, foram desenvolvidos algoritmos que utilizam os modelos de Smith-Watson-Topper, SWT, e de Fatemi e Socie, FS. Para isso, é necessário a calibração e uso de funções que expressem a relação da distância crítica, baseada nesses parâmetros a vida. Assim, neste capítulo serão apresentados os resultados do processo de construção das funções que relacionam a vida de fadiga à distância crítica. A fim de se avaliar a efetividade da metodologia aqui proposta os resultados obtidos serão comparados com os resultados experimentais apresentados no capítulo 5 e também a resultados obtidos por outras formulações de previsão de vida de fadiga.

6.2 CAMPO DE TENSÕES - MODELAGEM NUMÉRICA

Devido a necessidade de se dispor do campo de tensões com um nível de discretização relativamente elevado na região próxima ao concentrador, foi desenvolvido um estudo preliminar com o objetivo de avaliar o efeito do nível de discretização da malha sobre a resposta do modelo. O resultado desse estudo é apresentado nas Figs. 6.1-a e 6.1-b. Analisando essas figuras pode-se observar que as estimativas numéricas para os fatores de concentração de tensões em tração e em torção convergem, respectivamente para 15,14 (contra 16,4 estimado com base em modelagem utilizando o software de elementos finitos Abaqus) e 10,76 (contra 11,13 estimado com base em Peterson *et al.* (2008)). A partir da análise de convergência, adotou-se na região próxima à raiz do concentrador uma malha com um tamanho médio de elemento igual a $9,6E-3$ mm (nas direções radial e longitudinal) e igual a 0,35 mm, (90 segmentos de 4 graus na direção tangencial). Nas Fig. 6.2-a e 6.2-b são apresentados detalhes da malha utilizada nesse estudo. Já as distribuições das

componentes de tensão ao longo do plano de simetria longitudinal do espécime devido aplicação de esforços unitários de tração axial e torsional são apresentados nas Figs. 6.3 e 6.4, respectivamente.

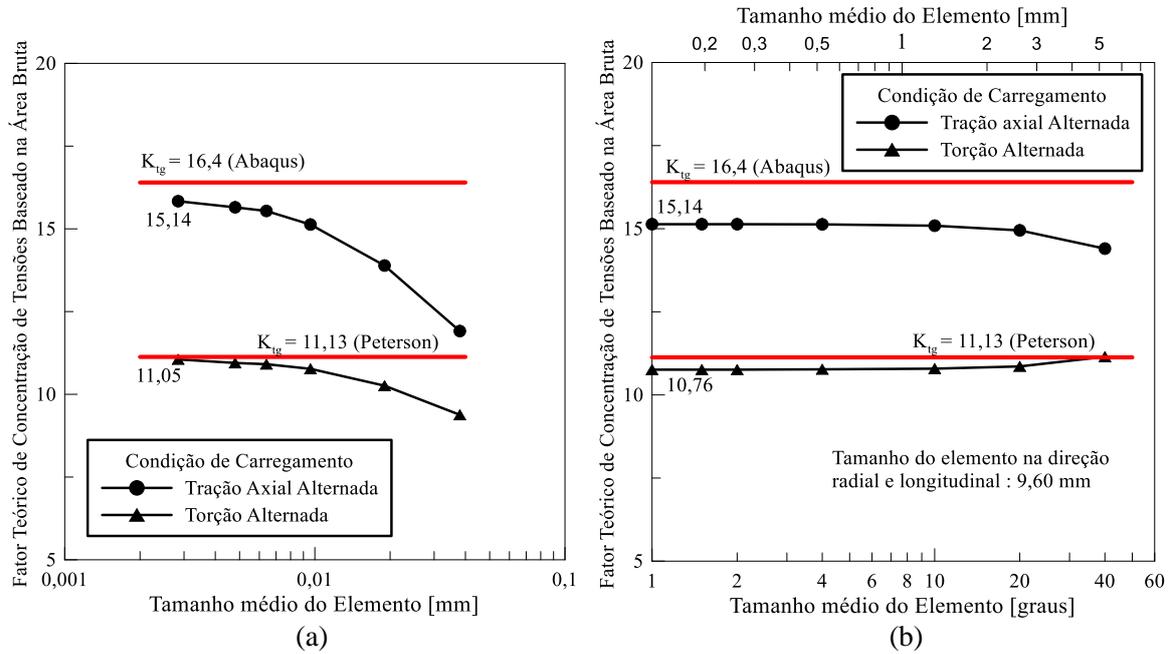


Figura 6.1 - Convergência das estimativas dos fatores teóricos de concentração de tensões considerando a discretização da malha na região do concentrador de tensões no sentido radial e longitudinal (a) e no direção tangencial (b).

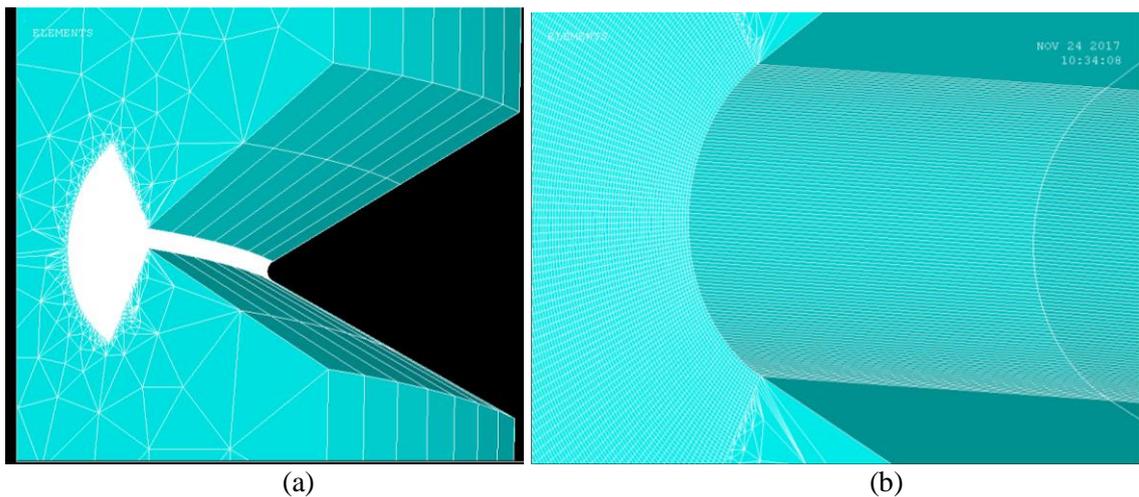


Figura 6.2 - (a) Detalhe representando um arco de 15° da malha tridimensional utilizada no estudo e (b) Detalhe da discretização radial do elemento.

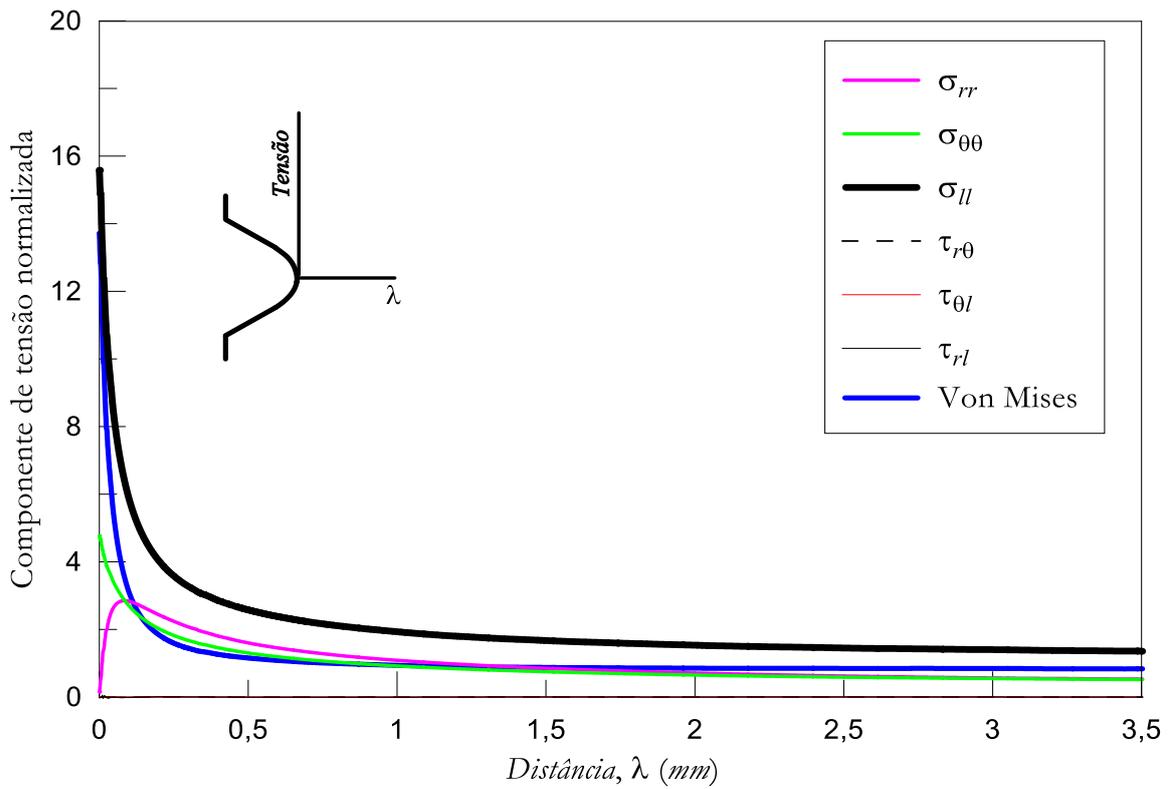


Figura 6.3 - Distribuição das componentes de tensão ao longo da distância λ resultante da aplicação de esforço longitudinal.

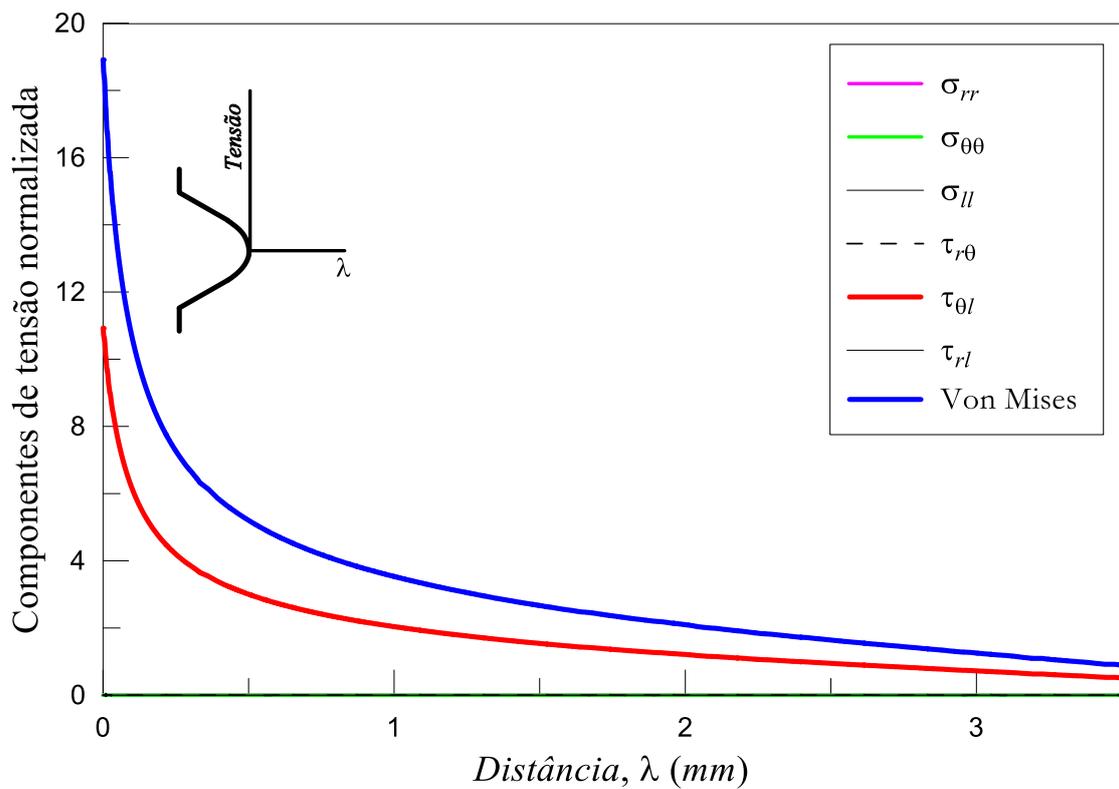


Figura 6.4 - Distribuição das componentes de tensão ao longo da distância λ resultante da aplicação de esforço torcional.

6.3 CURVAS DE DISTÂNCIA CRÍTICA

Uma vez determinado o comportamento a fadiga da liga Al 7050-T7451 e do campo de tensões próximo a raiz do entalhe utilizado para a calibração dos modelos, procedeu-se a calibração das curvas de distância crítica. Tal calibração foi realizada utilizando-se os procedimentos descritos no item 4.3.9 do capítulo 4 que descreve o material e os métodos adotados nesse trabalho. Foram geradas um total de seis curvas de distância crítica divididas considerando dois critérios distintos: a) condição de carregamento do ensaio (tração-compressão e torção alternada) e b) modelo de falha (tensão principal, tensão cisalhante, parâmetro de Smith-Watson-Topper e parâmetro de Fatemi e Socie).

Na Tab. 6.1 e na Fig. 6.5 são apresentados, respectivamente, os parâmetros obtidos a partir do processo de calibração dos modelos e as curvas de distância crítica *versus* vida. Nos gráficos apresentados, as curvas em cor preta foram geradas a partir dos ensaios de fadiga em tração-compressão ($R = -1$) enquanto as curvas em cor magenta foram geradas a partir dos ensaios de fadiga em torção ($R = -1$). Pode-se observar que, independentemente do método aplicado, as curvas baseadas em ensaios de tração-compressão apresentam uma tendência de divergência em relação à curva de torção. Enquanto as curvas de distância crítica baseadas em testes de fadiga em torção apresentam um crescimento com o aumento da vida, no caso das curvas baseadas em tração-compressão verifica-se o comportamento oposto, ou seja, o decaimento da distância crítica com o aumento da vida. Esse comportamento é reflexo das curvas bases de fadiga $\sigma-N$ (lisos e com entalhe) e $\tau-N$ (lisos e com entalhe) uma vez que o primeiro conjunto de curvas apresenta um aspecto divergente e o segundo grupo apresenta uma convergência entre si, conforme discutido na seção 5.3.

Tabela 6.1 - Síntese dos parâmetros estimados a partir do procedimento de calibração das curvas de distância crítica versus vida.

Modelos	Condição de Carregamento	Parâmetros Curva L-N	
		A	b
$L_{\sigma} \times N$	Tração Compressão	6,44E-01	-5,000E-02
$L_{\tau} \times N$	Torção	2,07E-01	6,024E-02
$L_{SWT} \times N$	Tração Compressão	6,23E-01	-4,968E-02
	Torção	1,69E-01	7,022E-02
$L_{FS} \times N$	Tração Compressão	2,92E-01	-5,038E-02
	Torção	2,63E-01	8,418E-02

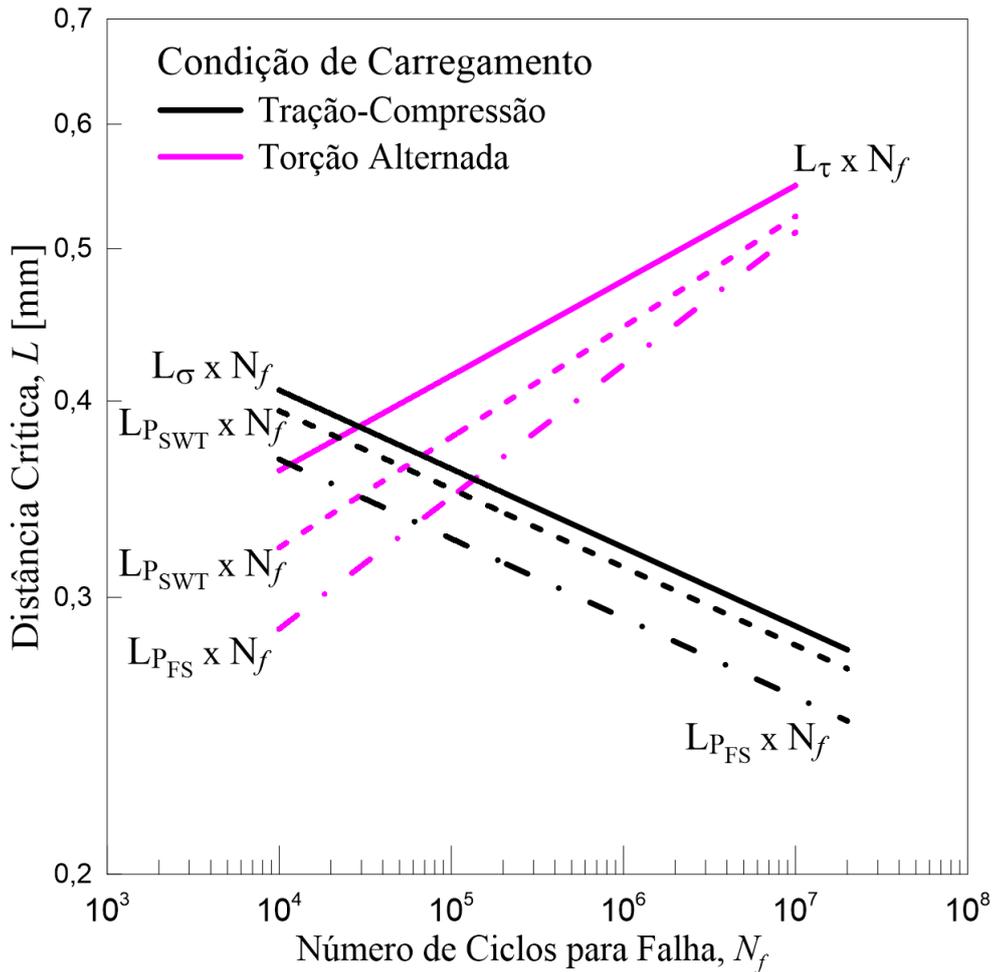


Figura 6.5 - Comportamento das curvas de distância crítica versus vida.

6.4 ANÁLISE DOS RESULTADOS DAS PREVISÕES BASEADAS NAS CURVAS DE DISTÂNCIA CRÍTICA

6.4.1 ESTIMATIVA DOS PLANOS CRÍTICOS

A Tab. 6.2 apresenta os ângulos que definem os planos críticos previstos segundo os modelos de Smith-Watson-Topper e Fatemi-Socie. Nesse trabalho especificamente, foram utilizados os seguintes sistemas de referência: 1) um sistema de referências global, representado por meio de coordenadas cilíndricas, $r-\theta-l$, que serviu para a definição das direções de aplicação dos esforços externos, das condições de contorno e para a representação das componentes de tensão, e 2) um sistema de referências local, $X'-Y'-Z'$, que foi utilizado na implementação do algoritmo de pesquisa de planos críticos cujo objetivo é a caracterização do plano crítico. A relação entre os dois sistemas é apresentada na Fig. 6.6, onde são definidos os ângulos θ e ϕ que caracterizam o plano crítico em relação

ao eixo radial e longitudinal respectivamente. Assim, considerando essa representação espacial, a análise comparativa entre os ângulos previstos na Tab. 6.2 com os ângulos observados nas figuras apresentadas nos itens 5.6.1, 5.6.2 e 5.6.3 verifica-se que:

- Nas condições de tração-compressão, os planos críticos previstos pelo modelo de SWT representam da forma adequada o comportamento observado para o material. Enquanto que o modelo de FS identifica um plano crítico orientado segundo um ângulo de $41,5^\circ$ que não corresponde ao plano de falha desse material nessa condição específica de carregamento;
- Nas condições de torção alternada, os modelos de previsão de plano crítico identificaram ângulos de 45° (SWT) e $4,5^\circ$ (FS). Ao se observar a Fig. 5.11 que apresenta os planos de fratura dos espécimes lisos submetidos a condições de torção alternada, verifica-se uma dependência entre o nível de sollicitação e o ângulo que define o plano de falha. Podendo-se inferir ao se analisar a Fig. 5.11 que, para baixos níveis de tensão cisalhante (menores que 86 MPa), a fratura tende a ocorrer em ângulos ϕ da ordem de 45° , concordando com as previsões realizadas pelo modelo SWT. Já para altos níveis de tensão cisalhante (iguais ou superiores a 118 MPa), a fratura tende a ocorrer em ângulos ϕ muito próximos aos previstos segundo o modelo FS. Entretanto, observou-se também que para níveis intermediários de tensão cisalhante ($86 < \tau_a < 118$ MPa) nenhum dos dois conseguiu prever de forma satisfatória o plano de falha, ressaltando-se que são observados nesse intervalo de tensões aspectos de fratura não se observa padrão de fratura único;
- Para os testes sob condições de carregamento multiaxiais, verificou-se que os modelos preveem planos de fratura diferentes e dependentes da razão entre a intensidade das cargas (Ex.: para $\sigma_a / \tau_a = 0,5$, o modelo SWT estima um ângulo ϕ aproximado de 36° , enquanto que FS prevê 77° . Já para $\sigma_a / \tau_a = 2$, o ângulo ϕ previsto é de $21,7^\circ$ e 62° segundo SWT e FS, respectivamente). Já considerando a análise fractográfica dos espécimes testados experimentalmente, apresentada na Fig. 5.12, constatou-se a presença de múltiplos planos de fratura, não sendo possível definir um padrão de falha em função do nível de carregamento aplicado, pois se observou uma variação significativa do número de planos de fratura e de suas orientações. Como consequência, mesmo para essas condições simples de

carregamento, constata-se que os modelos SWT e FS não permitem avaliar de forma consistente o plano de falha para as amostras da liga Al 7050-T7451. Essa característica pode ser justificada pelo comportamento da forma com que as trincas nascem e se propagam nesse material (ver item 5.6.2).

Tabela 6.2 - Estimativa dos ângulos que definem os planos críticos segundo os modelos de Smith-Watson-Topper e Fatemi e Socie para as condições de carregamento aplicadas em espécimes lisos (OBS.: o símbolo * representa todos os níveis de tensão testados).

Condição de Ensaio	σ_a	τ_a	σ_a/τ_a	θ°	ϕ°	
					SWT	FS
Tração-Compressão	*	0	∞	90	0,0	41,5
Torção Alternada	0	*	0	90	45,0	4,5
Multiaxial	57,5	115,0	0,5	90	36,6	77,5
	42,1	69,5	0,6	90	36,6	77,5
	42,1	69,5	0,6	90	36,6	77,5
	42,1	69,5	0,6	90	36,6	77,0
	47,5	78,3	0,6	90	36,6	76,5
	53,5	88,2	0,6	90	38,0	76,5
	112,4	185,4	0,6	90	36,6	76,0
	64,6	106,6	0,6	90	36,6	72,5
	121,9	61,0	2,0	90	21,7	62,0
121,9	61,0	2,0	90	21,7	62,0	

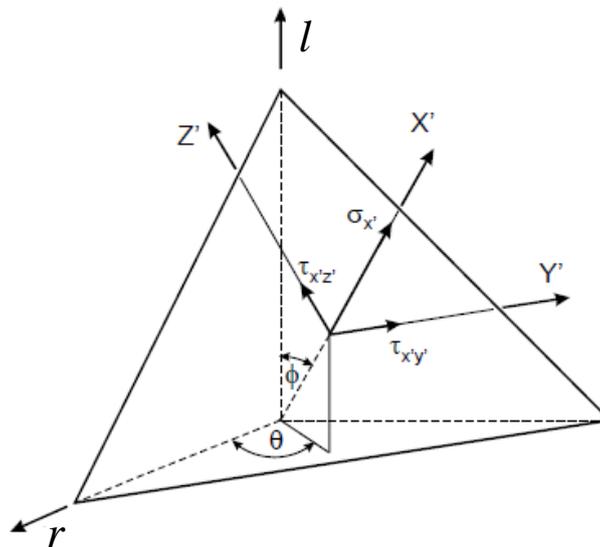


Figura 6.6 - Representação das tensões atuantes no plano crítico e dos sistemas de coordenadas global e local utilizadas nesse estudo (fonte: modificado de Socie e Marquis (1999)).

6.4.2 PREVISÕES DE VIDA

Os diagramas apresentados nas Figs. 6.7 a 6.11 comparam as estimativas de vidas segundo os modelos MWCM, SWT e FS (acoplados às curvas de distância crítica) com as vidas experimentais obtidas. O losango vazio com contorno preto representa as previsões baseadas com curvas calibradas a partir de ensaios de torção enquanto os círculos definidos pelo contorno preto representam as previsões baseadas em curvas calibradas por testes de tração-compressão. Com base na análise das figuras, pode-se observar que:

- a aplicação do Método da Curva de Whöler Modificada (MCWM) acoplado à curva de distância crítica calibrada a partir de dados provenientes de ensaios de fadiga em tração-compressão ($L_{\sigma}-N$) reúne 68,18% dos dados experimentais numa faixa de variação de vida da ordem de ± 3 . Já a aplicação do Método da Curva de Whöler Modificada (MCWM) acoplado à curva de distância crítica calibrada a partir de dados provenientes de ensaios de torção alternada ($L_{\tau}-N$) reúne 59,09% dos dados experimentais numa faixa de variação de vida da ordem de ± 3 .
- a aplicação do modelo de Smith-Watson-Topper (SWT) acoplado à curva $L_{\sigma}-N$ consegue reunir 68,2% dos dados experimentais numa faixa de variação de vida da ordem de ± 3 e igual percentual quando SWT é acoplado à curva $L_{\tau}-N$ para uma faixa de variação de vida da mesma ordem.
- a aplicação do modelo de Fatemi-Socie (FS) acoplado à curva $L_{\sigma}-N$ reúne 27,3% dos pontos experimentais numa faixa de variação de vida da ordem de ± 3 e igual percentual quando FS é acoplado à curva $L_{\tau}-N$ para uma faixa de variação de vida da mesma ordem.
- a aplicação do modelo de Smith-Watson-Topper acoplado à curva de distância crítica calibrada a partir dos parâmetros SWT provenientes de ensaios de fadiga em tração-compressão ($L_{P_{SWT}}|_{\sigma} - N$) reúne 86,4% dos dados experimentais numa faixa de variação de vida da ordem de ± 3 e 72,7% quando SWT é acoplado à curva de distância crítica calibrada a partir dos parâmetros SWT provenientes de ensaios de fadiga em torção alternada ($L_{P_{SWT}}|_{\tau} - N$) para uma faixa de variação de vida da mesma ordem.

- A aplicação do modelo de Fatemi-Socie acoplado à curva de distância crítica calibrada a partir dos parâmetros FS provenientes de ensaios de fadiga em tração-compressão ($L_{P_{FS}}|_{\sigma} - N$) reúne 0% dos dados experimentais numa faixa de variação de vida da ordem de ± 3 e 40,9% quando o modelo FS acoplado à curva $L_{P_{FS}}|_{\tau} - N$ para uma faixa de variação de vida da mesma ordem.

Dentre todas as análises implementadas, as previsões baseadas no modelo de Fatemi-Socie não apresentaram bons resultados quando comparadas às previsões baseadas no modelo de Smith-Watson-Topper. Dessa forma o modelo de SWT conseguiu descrever de maneira mais precisa o comportamento desse material para as condições multiaxiais testadas.

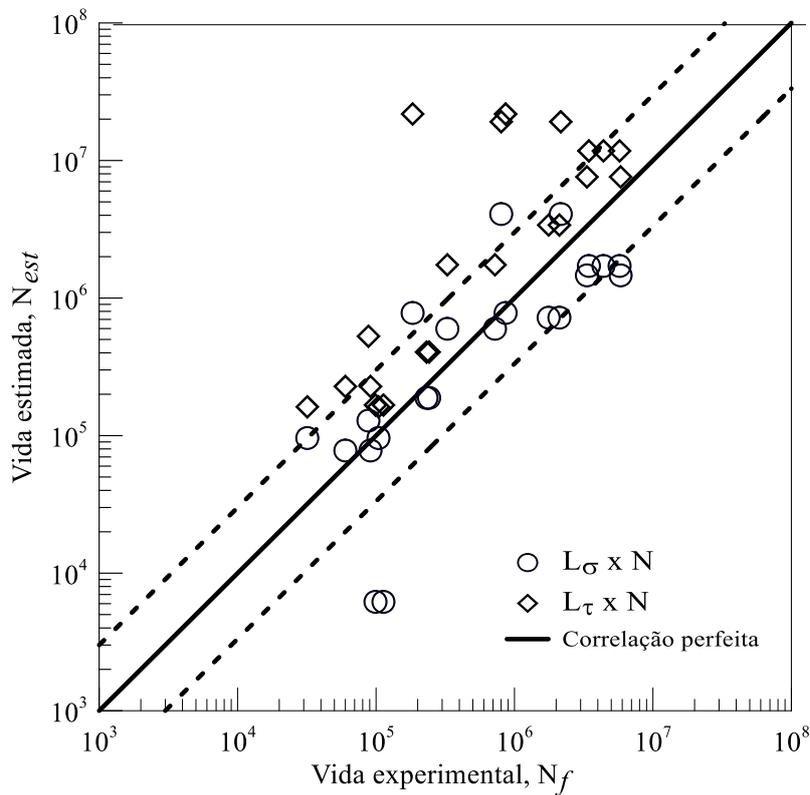


Figura 6.7 - Diagrama Vida experimental versus Vida estimada segundo MCWM em conjunto com curvas $L_{\sigma}-N$ e $L_{\tau}-N$.

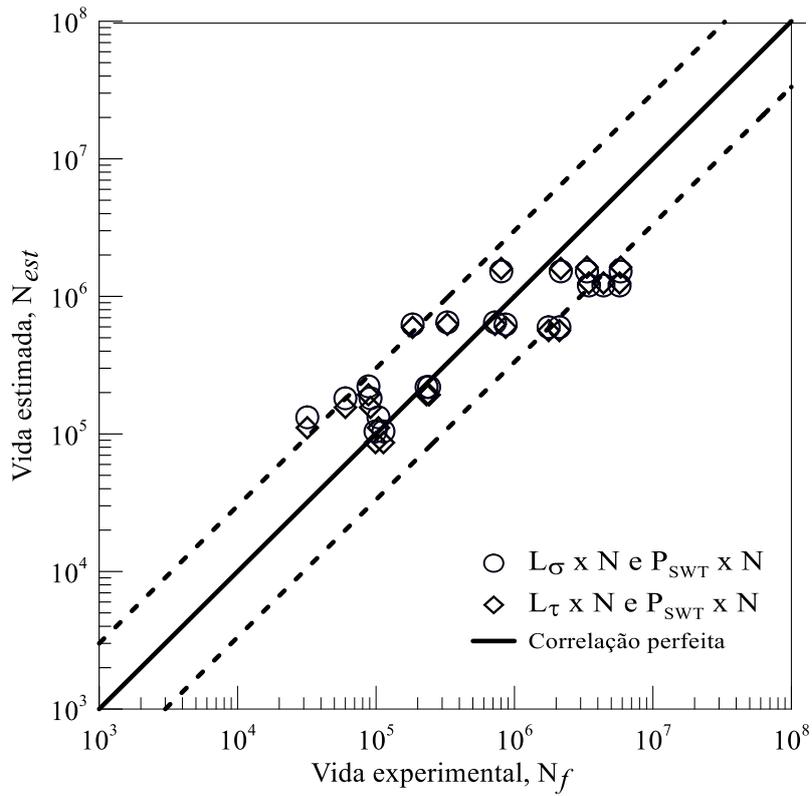


Figura 6.8 - Diagrama Vida experimental versus Vida estimada segundo SWT em conjunto com curvas $L_{\sigma}-N$ e $L_{\tau}-N$.

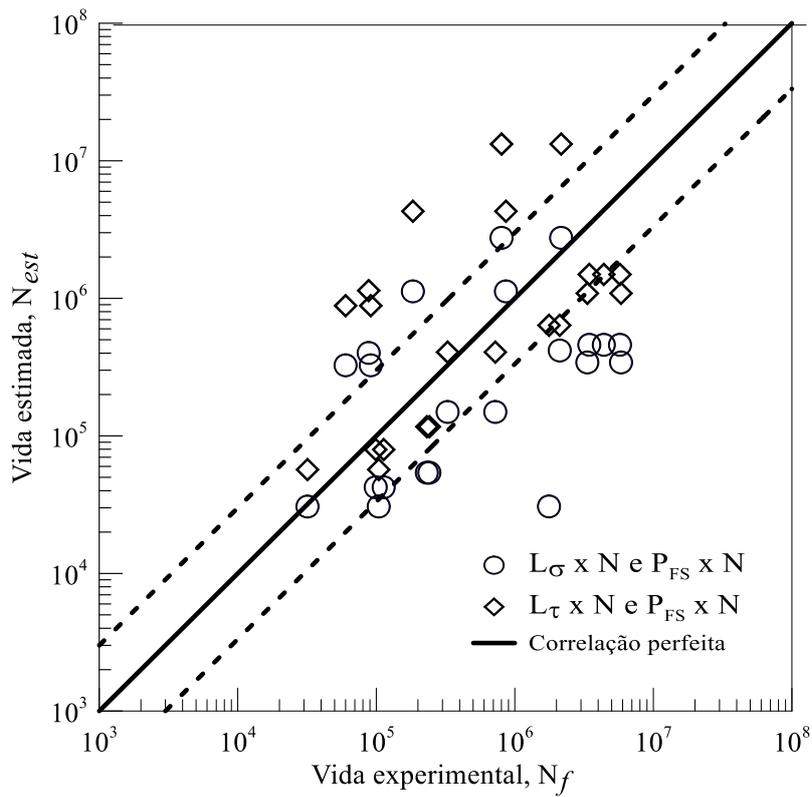


Figura 6.9 - Diagrama Vida experimental versus Vida estimada segundo FS em conjunto com curvas $L_{\sigma}-N$ e $L_{\tau}-N$.

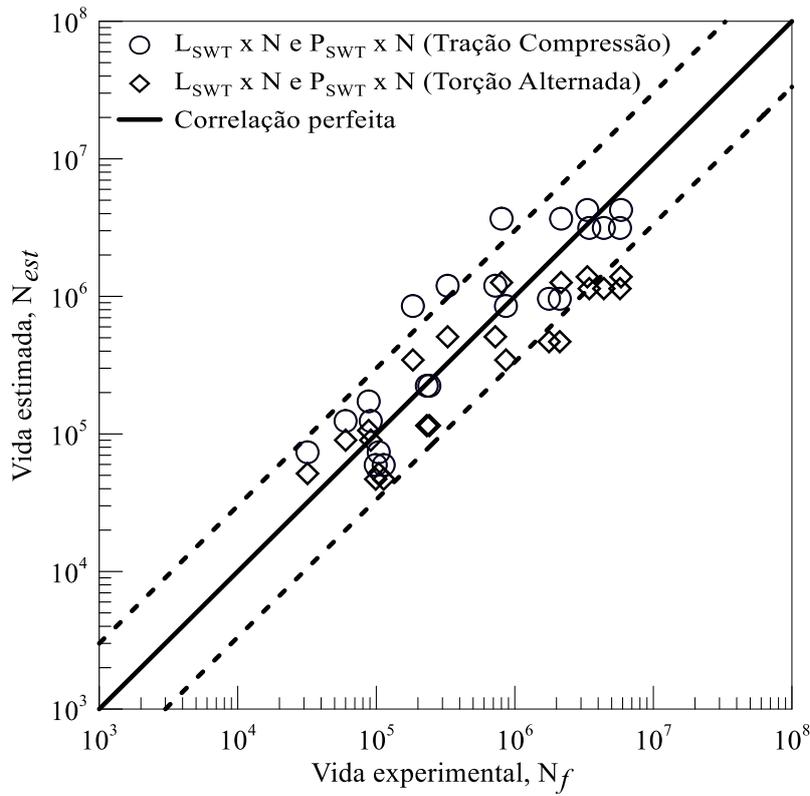


Figura 6.10 - Diagrama Vida experimental versus Vida estimada segundo SWT em conjunto com curvas $L_{P_{SWT}}|_{\sigma} - N$ e $L_{P_{SWT}}|_{\tau} - N$.

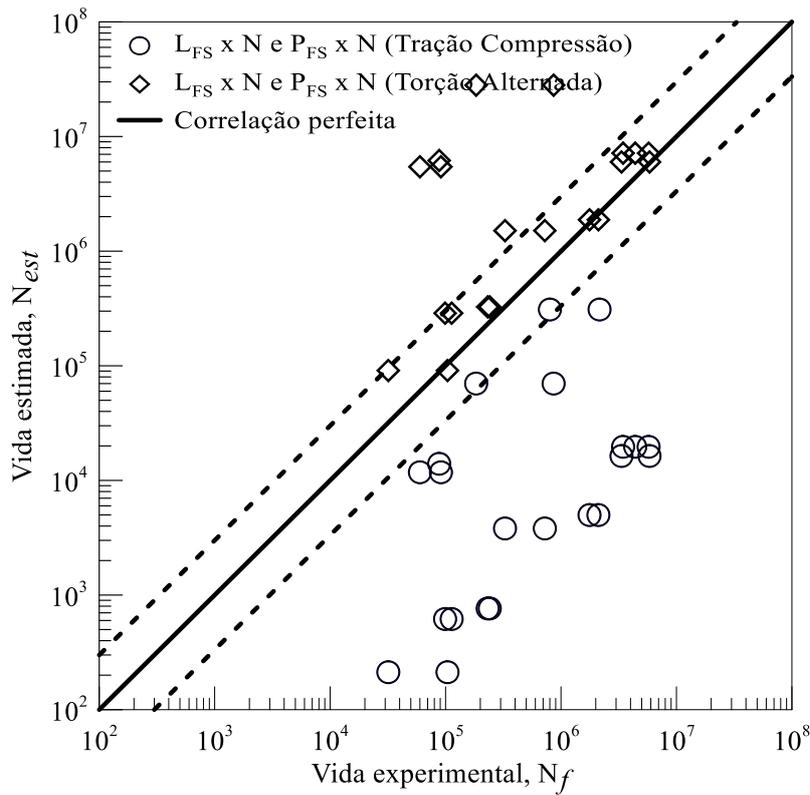


Figura 6.11 - Diagrama Vida experimental versus Vida estimada segundo FS em conjunto com curvas $L_{P_{FS}}|_{\sigma} - N$ e $L_{P_{FS}}|_{\tau} - N$.

7 CONCLUSÕES

Nesta tese, foi proposta uma metodologia para previsão de vida à fadiga de componentes entalhados submetidos a carregamentos multiaxiais em fase. Inicialmente caracterizou-se o comportamento à fadiga do material utilizando-se: 15 espécimes lisos e 14 espécimes entalhados em condição de tração-compressão; 17 espécimes lisos e 11 espécimes entalhados sob condição de torção alternada; 10 espécimes lisos e 22 espécimes com entalhe sob condições multiaxiais. Por meio do programa de elementos finitos ANSYS, gerou-se o modelo numérico do espécime entalhado, possibilitando a obtenção dos campos de tensão nas proximidades do concentrador de tensões quando solicitado por tensão axial e cisalhante de 1 MPa e, conseqüentemente, a estimativa dos fatores de concentrador de tensões. Uma vez determinado o comportamento a fadiga da liga Al 7050-T7451 e do campo de tensões próximo a raiz do entalhe utilizado para a calibração dos modelos, procedeu-se a calibração das curvas de distância crítica. Foram geradas um total de seis curvas de distância crítica divididas considerando dois critérios distintos: a) condição de carregamento do ensaio (tração-compressão e torção alternada) e b) modelo de falha (tensão principal, tensão cisalhante, parâmetro de Smith-Watson-Topper e parâmetro de Fatemi e Socie). Com base nos resultados obtidos, conclui-se que:

- a metodologia proposta mostrou-se capaz de realizar as previsões de vida nos corpos de prova submetidos a carregamentos multiaxiais em fase;
- para esse material, o emprego do modelo de fadiga multiaxial SWT acoplado à curva de distância crítica calibrada a partir dos parâmetros SWT provenientes de ensaios de fadiga em tração-compressão ($L_{P_{SWT}}|_{\sigma} - N$) gerou as melhores previsões, reunindo 86,4% dos dados numa faixa de variação de vida com fator ± 3 e, quando acoplado à curva de distância crítica calibrada a partir dos parâmetros SWT provenientes de ensaios de fadiga em torção ($L_{P_{SWT}}|_{\tau} - N$), conseguiu-se agrupar 72,7% dos dados numa faixa de variação de vida do mesmo valor.
- no outro extremo, o emprego do modelo de fadiga multiaxial FS realizou as piores previsões de vida conseguindo reunir 27,3 % dos dados numa faixa de variação de vida com fator ± 3 quando acoplado à curva de distância crítica calibrada a partir de dados provenientes de ensaios de fadiga em condição de tração-compressão (L_{σ} -

N) e torção ($L_{\tau}-N$) e apenas 0% dos dados quando acoplado à curva de distância crítica calibrada a partir dos parâmetros FS provenientes de ensaios de fadiga em tração-compressão ($L_{P_{FS}}|_{\sigma} - N$) numa mesma faixa de variação de vida;

- o modelo de SWT, ao considerar em seu parâmetro a máxima tensão normal e a máxima amplitude de deformação cisalhante, consegue descrever melhor o fenômeno de fadiga multiaxial em fase quando comparado ao modelo de FS que prioriza a distorção, corroborando com o fato que esse material tende a falhar predominantemente segundo o Modo I;
- a aplicação do Método da Curva de Wöhler Modificado gerou resultados satisfatórios, entretanto não conseguiu prever alguns casos de carregamento testados, principalmente quando a razão entre as amplitudes de tensão normal e cisalhante é igual a 2;
- de um modo geral, as curvas de distância crítica apresentam um aspecto divergente quando agrupadas em função do carregamento. Verificou-se que curvas calibradas com base em ensaios de fadiga em torção apresentam um aspecto ascendente com o aumento da vida enquanto curvas calibradas com base em ensaios de fadiga em tração-compressão apresentam um aspecto descendente com o aumento da vida.
- com relação às curvas $\sigma-N$, observou-se uma considerável dispersão dos dados experimentais principalmente no regime a alto ciclo. A curva gerada por espécimes entalhados apresenta uma divergência em relação a curva gerada por CP's lisos. Essas curvas, quando geradas considerando tensões calculadas a partir das seções líquidas do corpo de prova, refletem o efeito do entalhe na vida à fadiga;
- especificamente no caso das curvas $\tau-N$, verificou-se uma menor dispersão dos dados experimentais. A curva gerada por espécimes entalhados apresenta uma convergência em relação a curva gerada por CP's lisos. Considerando tensões calculadas a partir da seção líquida do corpo de prova e aplicando o teste de Chow, verificou-se que para o caso de torção, a presença do entalhe é praticamente insignificante uma vez que as curvas se sobrepõem;

7.1 TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se para trabalhos futuros:

- realização de testes fora de fase;
- o uso de outras geometrias de entalhes para validação da metodologia proposta;
- implementação da metodologia proposta em outros materiais;
- estudo das características de iniciação e propagação de trincas na liga Al 7050-T7451 sob o aspecto metalúrgico.

REFERÊNCIAS

- 1823-13, A. E. Standard terminology relating to fatigue and fracture. 2013.
- ALBERT, W. A. J. Über treibseile am Harz. **Archiv für Mineralogie, Geognosie, Bergbau und Hüttenkunde**, v. 10, p. 215–234, 1837.
- ASTM, E. 606–92. **Standard practice for strain-controlled fatigue testing**, p. 569, 1998.
- ASTM, E. 739-10. **Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data**, 2015.
- ASTM, E. E8-16a. **Standard practice for tension testing of metallic materials**, 2016.
- BAYRAKTAR, E.; GARCÍAS, I. M.; BATHIAS, C. Failure mechanisms of automotive metallic alloys in very high cycle fatigue range. **International Journal of Fatigue**, v. 28, n. 11, p. 1590–1602, 2006.
- BELLETT, D. et al. The fatigue behaviour of three-dimensional stress concentrations. **International journal of Fatigue**, v. 27, n. 3, p. 207–221, 2005.
- BOLOTIN, V. V. **Mechanics of fatigue**. [s.l.] CRC Press, 1999. v. 11
- BROWN, M. W.; MILLER, K. J. A Theory for Fatigue Failure under Multiaxial Stress-Strain Conditions. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers**, v. 187, n. 1, p. 745–755, 1 jun. 1973.
- CARPINTERI, A.; BRIGHENTI, R.; SPAGNOLI, A. A fracture plane approach in multiaxial high-cycle fatigue of metals. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 23, n. 4, p. 355–364, 2000.
- CARPINTERI, A.; SPAGNOLI, A. Multiaxial high-cycle fatigue criterion for hard metals. **International Journal of Fatigue**, v. 23, n. 2, p. 135–145, 2001.
- CASTRO, F. C.; ARAÚJO, J. A.; ZOUAIN, N. On the application of multiaxial high-cycle fatigue criteria using the theory of critical distances. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 76, n. 4, p. 512–524, 2009.
- CHAPETTI, M. D. et al. Fatigue limit of blunt-notched components. **Fatigue & fracture of engineering materials & structures**, v. 21, n. 12, p. 1525–1536, 1998.
- CHOW, G. C. Tests of equality between sets of coefficients in two linear regressions. **Econometrica: Journal of the Econometric Society**, p. 591–605, 1960.
- 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.
- EWING, J. A.; HUMFREY, J. C. W. The fracture of metals under repeated alternations of stress. **Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character**, v. 200, p. 241–250, 1903.

EWING, J. A.; ROSENHAIN, W. Experiments in micro-metallurgy: effects of strain. Preliminary notice. **Proceedings of the Royal Society of London**, v. 65, n. 413–422, p. 85–90, 1899.

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.

FATEMI, D. F. AND Z. Z. **Notched Fatigue Behavior under axial and torsion loads: experiments and predictions**. STOCKHOLM, SWEDEN: 2002

FAURIE, J. P.; MONNIER, P.; NIKU-LARI, A. **Guide du dessinateur: les concentrations de contraintes**. [s.l.] CETIM, 1992.

FINDLEY, W. N. **A theory for the effect of mean stress on fatigue of metals under combined torsion and axial load or bending**. [s.l.] Engineering Materials Research Laboratory, Division of Engineering, Brown University, 1958.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. DOS. **Ensaio dos Materiais**. [Reimpr.]. **Editora LTC. Rio de Janeiro**, 2000.

GLADSKYI M., TYMOSHENKO O., K. V. Notch effect on cyclic deformation of structural steel under axial and torsional loading. **Journal of Mechanical Engineering NTUUECHANICAL ENGINEERING NTUU «Kyiv Polytechnic Institute»**, p. 90–94, 2013.

GOUGH, H. J. **The fatigue of metals**. [s.l.] E. Benn, 1926.

GURNEY, T. R. **Fatigue of welded structures**. [s.l.] CUP Archive, 1979.

HAIGH, B. P. The thermodynamic theory of mechanical fatigue and hysteresis in metals. **Rep British Association for the Advancement of Science**, p. 358–368, 1923.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. [s.l.] Wiley, 1996.

HERTZBERG, R. W.; MANSON, J. A. **Fatigue of engineering plastics**. [s.l.] Academic press, 1980.

HEYWOOD, R. B. **Designing against fatigue of metals**. [s.l.] Reinhold, 1962.

KUHN, P.; HARDRATH, H. F. An engineering method for estimating notch-size effect in fatigue tests on steel. 1952.

LANZA, G. Strength of shafting subjected to both twisting and bending. **Trans ASME**, v. 8, p. 121–196, 1886.

LAZZARIN, P.; SUSMEL, L. A stress-based method to predict lifetime under multiaxial fatigue loadings. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 26, n. 12, p. 1171–1187, 2003.

LAZZARIN, P.; TOVO, R.; MENEGHETTI, G. Fatigue crack initiation and propagation

phases near notches in metals with low notch sensitivity. **International Journal of Fatigue**, v. 19, n. 8, p. 647–657, 1997.

LEMOS, R. F. **Caracterização do desvio do plano de propagação de trincas em corpos de prova CT fabricados com a liga AA 7050-T7451**. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia)—Universidade de Brasília, Brasília, 2016.

LOURENÇO, N. J., GRAÇA., M. L.A.; SILVA, O. M. M.; CAMPOS, P. P.. **Estudo da falha por fadiga de uma haste metálica**. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 17º CBECIMAT, 2006, Foz do Iguaçu, PR, p 7633-7642.

MARIN, J. **Mechanical behavior of engineering materials**. [s.l.] Prentice-Hall, 1962.

MASON, W. Alternating stress experiments. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers**, v. 92, n. 1, p. 121–196, 1917.

MATAKE, T. An explanation on fatigue limit under combined stress. **Bulletin of JSME**, v. 20, n. 141, p. 257–263, 1977.

MCCLINTOCK, F. A. Ductile fracture instability in shear. **J. appl. Mech**, v. 25, n. 4, 1958.

MCCLINTOCK, F. A.; IRWIN, G. R. Plasticity aspects of fracture mechanics. In: **Fracture toughness testing and its applications**. [s.l.] ASTM International, 1965.

MCDIARMID, D. L. a General Criterion for High Cycle Multiaxial Fatigue Failure. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 14, n. 4, p. 429–453, 1991.

MCDIARMID, D. L. A Shear Stress Based Critical-plane Criterion of Multiaxial Fatigue Failure for Design and Life Prediction. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 17, n. 12, p. 1475–1484, 1994.

MILLER, K. J. The short crack problem. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 5, n. 3, p. 223–232, 1982.

MILLER, K. J. The two thresholds of fatigue behaviour. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 16, n. 9, p. 931–939, 1993.

NEUBER, H. *Forsch Ing-Wes*. 1936.

NEUBER, H. **Theory of notch stresses: principles for exact stress calculation of strength with reference to structural forms and materials**. [s.l.] AEC TR 4547, 1958.

NEUBER, H. **Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material**. [s.l.] USAEC Office of Technical Information, 1961. v. 4547

NISHIARA, T.; KAWAMOTO, M. The Strength of Metals under Combined Alternating Bending and Torsion-Memoirs-College of Engineering. **Kyoto Imp. University: Japan**, 1941.

NORTON, R. L. **Projeto de Máquinas: uma abordagem integrada**. Trad. João Batista

de Aguiar, José Manoel de Aguiar.[et al.]–2º edição–EdBookman-Porto Alegre, , 2004.

NOVOZHILOV, V. V. On a necessary and sufficient criterion for brittle strength: PMM vol. 33, n.º 2, 1969, pp. 212–222. **Journal of Applied Mathematics and Mechanics**, v. 33, n. 2, p. 201–210, 1969.

PAPADOPOULOS, I. V. Exploring the high-cycle fatigue behaviour of metals from the mesoscopic scale. **Journal of the Mechanical Behavior of Materials**, v. 6, n. 2, p. 93–118, 1996.

PETERSON, R. E. Methods of correlating data from fatigue tests of stress concentration specimens. **Stephen Timoshenko Anniversary Volume**, p. 179, 1938.

PETERSON, R. E. Notch sensitivity. **Metal fatigue**, p. 293–306, 1959.

POLÁK, J.; MAN, J. Experimental evidence and physical models of fatigue crack initiation. **International Journal of Fatigue**, v. 91, p. 294–303, 2016.

PONCELET, J. V. **Introduction à la mécanique industrielle, physique ou expérimentale**. [s.l.] Thiel, 1839.

ROEBBEN, G. et al. Mechanical fatigue in monolithic non-transforming ceramics. **Progress in materials science**, v. 40, n. 4, p. 265–331, 1996.

SCHÜTZ, W. A history of fatigue. **Engineering fracture mechanics**, v. 54, n. 2, p. 263–300, 1996.

SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, C. R.; BUDYNAS, R. G. **Projeto de Engenharia Mecânica”. Tradução João Batista de Aguiar, José Manoel de Aguiar.–Porto Alegre: Bookman, , 2005.**

SIEBEL, E.; STIELER, M. Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Beanspruchung. **VDI-Z**, v. 97, n. 5, p. 121–126, 1955.

SINES, G. **Failure of materials under combined repeated stresses with superimposed static stresses**. [s.l.] California. Univ., Los Angeles, 1955.

SMITH, KN.; TOPPER, T. H.; WATSON, P. A stress-strain function for the fatigue of metals(Stress-strain function for metal fatigue including mean stress effect). **Journal of materials**, v. 5, p. 767–778, 1970.

SOCIE, D. Multiaxial Fatigue Damage Models. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 109, n. 4, p. 293–298, 1 out. 1987.

SOCIE, D.; BANNANTINE, J. Bulk deformation fatigue damage models. **Materials Science and Engineering: A**, v. 103, n. 1, p. 3–13, 1988.

SOCIE, D.; MARQUIS, G. Multiaxial fatigue. **Warrendale, PA: Society of Automotive Engineers, 1999. 502**, 1999.

SURESH, S. Mechanics and micromechanisms of fatigue crack growth in brittle solids. In: **Non-Linear Fracture**. [s.l.] Springer, 1990. p. 41–56.

- SURESH, S. **Fatigue of materials**. [s.l.] Cambridge university press, 1998.
- SUSMEL, L. **VALIDAZIONE DI UN CRITERIO DI RESISTENZA A FATICA MULTIASSIALE FONDATA SULL'INDIVIDUAZIONE DI UN PIANO DI VERIFICA**. Convegno IGF XV Bari 2000. **Anais...**2008
- SUSMEL, L. **Multi-axial notch fatigue**. [s.l: s.n.]. v. 1, 2009.
- SUSMEL, L.; LAZZARIN, P. A bi-parametric Wöhler curve for high cycle multiaxial fatigue assessment. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 25, n. 1, p. 63–78, 2002.
- SUSMEL, L.; PETRONE, N. Multiaxial fatigue life estimations for 6082-T6 cylindrical specimens under in-phase and out-of-phase biaxial loadings. **European Structural Integrity Society**, v. 31, p. 83–104, 2003.
- SUSMEL, L.; TAYLOR, D. The modified Wöhler curve method applied along with the theory of critical distances to estimate finite life of notched components subjected to complex multiaxial loading paths. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 31, n. 12, p. 1047–1064, 2008.
- SZOLWINSKI, M. P.; FARRIS, T. N. Mechanics of fretting fatigue crack formation. **Wear**, v. 198, n. 1, p. 93–107, 1996.
- 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, n. 5, p. 413–420, 1999.
- TAYLOR, D. **The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics**. [s.l.] Elsevier, 2010.
- TAYLOR, D.; WANG, G. The validation of some methods of notch fatigue analysis. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 23, n. 5, p. 387–394, 2000.
- WANG, Z.; ZHAO, S. **Fatigue design**, Mechanical Industry Publisher, 1992.
- WHITNEY, J. M.; NUISMER, R. J. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. **Journal of composite materials**, v. 8, n. 3, p. 253–265, 1974.
- WÖHLER, A. **Über die Festigkeits-versuche mit Eisen und Stahl**. [s.l: s.n.].