

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

ANGELO DE SOUZA

**ESTUDO DA PROGRESSÃO DE DANOS EM MATERIAIS COMPÓSITOS
(FIBRA DE CARBONO/EPÓXI) SOB FADIGA EM COMPRESSÃO**

**Itajubá – MG
2023**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

ANGELO DE SOUZA

**ESTUDO DA PROGRESSÃO DE DANOS EM MATERIAIS COMPÓSITOS
(FIBRA DE CARBONO/EPÓXI) SOB FADIGA EM COMPRESSÃO**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, (PPGEM), da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI), como parte dos requisitos para a obtenção do título de **Doutor em Engenharia Mecânica**.

Orientador: Prof. Antonio Carlos Ancelotti Junior, Dr.

Coorientador: Prof. Guilherme Ferreira Gomes, Dr.

**Itajubá – MG
2023**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

ANGELO DE SOUZA

**ESTUDO DA PROGRESSÃO DE DANOS EM MATERIAIS COMPÓSITOS
(FIBRA DE CARBONO/EPÓXI) SOB FADIGA EM COMPRESSÃO**

Tese aprovada por banca examinadora em 28 de
abril de 2023, conferindo ao autor o título de
Doutor em Engenharia Mecânica.

Banca examinadora:

Prof. Volnei Tita, Dr.

Prof. Ricardo Mello Di Benedetto, Dr.

Prof. Sebastião Simões da Cunha Junior, Dr.

Prof. Matheus Brendon Francisco, Dr.

Prof. Guilherme Ferreira Gomes, Dr. (Coorientador)

Prof. Antonio Carlos Ancelotti Junior, Dr. (Orientador)

**Itajubá – MG
2023**

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho
a minha esposa Cinthia
e a meu filho Felipe.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela saúde e sabedoria necessárias para conduzir este trabalho.

Ao meu orientador Prof. Dr. Antonio Carlos Ancelotti Junior, por me oferecer a oportunidade de estar realizando este trabalho, colaborando para o meu desenvolvimento profissional; e por me oferecer diversas outras oportunidades de aprendizagem, desde quando começamos a trabalhar juntos em 2011, quando me coorientou em minha dissertação de mestrado.

Ao meu coorientador, Prof. Dr. Guilherme Ferreira Gomes pela importante ajuda na análise dos resultados deste trabalho e por todo auxílio e incentivo prestados.

Aos colegas técnicos de laboratório pelo permanente incentivo, colaboração, amizade, momentos de lazer e inesquecível convívio profissional.

Ao Instituto de Engenharia Mecânica da UNIFEI, representado pelos seus dedicados Professores e Funcionários, pela oportunidade que me concedeu na realização deste trabalho, e aos amigos desse Instituto, pelo convívio profissional.

À Universidade Federal de Itajubá pela possibilidade de realização deste Doutorado.

RESUMO

A utilização de materiais compósitos nos mais variados setores industriais tem aumentado consideravelmente nos últimos anos, principalmente os reforçados com tecidos de fibra de carbono/resina epóxi bidirecionais. Estes, nas mais variadas aplicações em que são utilizados, experimentam vários tipos de solicitações possíveis, sendo uma delas, as solicitações em compressão. Com esse uso crescente e relatos de falhas em estruturas, quando submetidos a solicitações em compressão, existe a necessidade de compreender melhor seu comportamento quando expostos a este tipo de solicitação. Neste contexto, um conjunto experimental de dados para mensurar a progressão de danos, considerando, carregamentos cíclicos em compressão de um laminado compósito bidirecional é apresentado, envolvendo desde a caracterização mecânica estática e em fadiga, identificação do limite de deformação em fadiga para vidas até 120.000 ciclos e 240.000 ciclos, mapeamento dos danos por meio de parâmetros de danos extraídos dos ciclos de histerese, dados de gradientes de deformação extraídos por Correlação Digital de Imagens (DIC), dados de temperatura obtidos por câmera termográfica, caracterização dos modos de falha e resultados de um estudo sobre os mecanismos de falha, realizados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Embora muitos estudos tenham sido relatados na literatura sobre a progressão de danos em materiais compósitos, muito poucos se concentraram na análise de fadiga por compressão de compósitos bidirecionais, utilizando análises analíticas, numéricas e experimentais. A termografia mostrou-se útil na avaliação rápida do dano por fadiga, e na determinação do limite de resistência à fadiga. Com a obtenção dos ciclos de histerese, um mapeamento da progressão de danos para tensões próximas ao limite de deformação foi realizado, por meio de índice de danos acumulados, fator de perda e degradação da rigidez. Com os mapas de deformações obtidos por DIC, observou-se que as deformações não são uniformes ao longo da superfície da amostra, evidenciando que o material compósito exibe uma heterogeneidade mecânica intrínseca. Por fim, aspectos fractográficos das superfícies de fratura das amostras dos ensaios estáticos, fadiga e de histerese foram analisados por microscopia eletrônica de varredura. As análises mostraram que as superfícies de fratura eram ricas em aspectos fractográficos e o quão importante é o uso desta ferramenta para a compreensão de como a combinação de diferentes mecanismos de falha se interagem e levam a falha do material compósito.

Palavras-chave: Ensaios de fadiga, Progressão de danos, Limite de deformação, Ciclos de histerese, Correlação digital de imagens, Termografia, Fractografia.

ABSTRACT

The use of composite materials in the most varied industrial sectors has increased considerably in recent years, especially those reinforced with bidirectional carbon fiber/epoxy resin fabrics. These, in the most varied applications in which they are used, experience several types of possible requests, one of them being compression requests. With this increasing use and reports of failures in structures, when submitted to compression requests, there is a need to better understand their behavior when exposed to this type of request. In this context, an experimental set of data to measure damage progression, considering cyclic loads in compression of a bidirectional composite laminate, is presented, involving static and fatigue mechanical characterization, identification of the fatigue deformation limit for lives up to 120,000 cycles and 240,000 cycles, damage mapping through damage parameters extracted from hysteresis cycles, deformation gradient data extracted by Digital Image Correlation (DIC), temperature data obtained by a thermographic camera, characterization of failure modes, and results of a study on the failure mechanisms, performed by scanning electron microscopy (SEM). Although many studies have been reported in the literature on damage progression in composite materials, very few have focused on the analysis of compression fatigue in bidirectional composites using analytical, numerical, and experimental analyses. Thermography proved to be useful in the rapid assessment of fatigue damage and in determining the fatigue strength limit. By obtaining the hysteresis cycles, a mapping of the damage progression for stresses close to the deformation limit was carried out, using the accumulated damage index, loss factor, and stiffness degradation. With the deformation maps obtained by DIC, it was observed that the deformations are not uniform along the surface of the sample, showing that the composite material exhibits an intrinsic mechanical heterogeneity. Finally, fractographic aspects of the fracture surfaces of samples from static, fatigue, and hysteresis tests were analyzed by scanning electron microscopy. The analyses showed that the fracture surfaces were rich in fractographic aspects, and how important is the use of this tool for understanding how the combination of different failure mechanisms interacts and leads to failure of the composite material.

Keywords: Fatigue tests, Damage progression, Strain limit, Hysteresis loops, Digital image correlation, Thermography, Fractography.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Fases do material compósito.....	1
Figura 1.2 - Comparação de propriedades entre materiais convencionais e materiais compósitos.	8
Figura 2.1 - Propriedades dos materiais compósitos frente aos materiais convencionais.....	20
Figura 2.2 - Série temporal de fadiga, em (a) amplitude constante, (b) carregamento em blocos e (c) séries temporais de carregamentos variáveis (irregulares).....	21
Figura 2.3 - Representação esquemática da curva SN.....	24
Figura 2.4 - Comparação da evolução do dano entre um material metálico e um compósito..	26
Figura 2.5 - Critério de falha dos modelos de resistência residual.....	29
Figura 2.6 - Em (a) Mudança no ciclo de histerese e acúmulo de deformação e (b) evolução da deformação média durante ensaios de fadiga em controle por carga.....	30
Figura 2.7 - Evolução da degradação da rigidez e do dano em materiais compósitos por meio do monitoramento do módulo residual.....	32
Figura 2.8 - Estágios característicos de danos por fadiga em compósitos	33
Figura 2.9 - Inicial e enésimo módulo de elasticidade cíclico.....	33
Figura 2.10 - Módulo dinâmico inicial e no enésimo ciclo	34
Figura 2.11 - Ciclo de histerese: Curva de tensão / deformação cíclica.....	35
Figura 2.12 - Evolução da energia de histerese em função do número de ciclos para diferentes níveis de carga.	35
Figura 2.13 - Micrografia óptica de matriz de SiC / fibra de SiC, ilustrando trincas na matriz dentro dos feixes de fibras transversais (90 °) a 320 MPa.....	36
Figura 2.14 - Densidade de trincas transversais na matriz de SiC / SiC, dentro dos feixes de fibras transversais (90 °) em função da tensão máxima de tração.....	36

Figura 2.15 - Distribuição de trinca transversal em (a) sob vários números de ciclos a uma tensão máxima de 30% da resistência à tração e em (b) sob várias frequências de carga após 100.000 ciclos.....	37
Figura 2.16 - Representação esquemática do procedimento para determinação do HCFS, em (a) ΔT em função do número de ciclos e (b) comportamento bilinear $\Delta T / \Delta N$ em relação à amplitude de tensão.	41
Figura 2.17 - Representação gráfica da curva de histerese.....	42
Figura 2.18 - Três tipos de <i>speckle</i> aleatório obtidos por diferentes métodos de aplicação. (a) pontilhado a laser; (b) textura pintada; e (c) textura natural (textura de madeira).	45
Figura 2.19 - Modos de falha em laminados compósitos reforçados com fibras	48
Figura 3.1 - Representação gráfica do tecido 8HS	51
Figura 3.2 - Fluxograma geral do procedimento experimental adotado.....	52
Figura 3.3 - Amostra para os ensaio de compressão conforme ASTM D3410 (2016)	51
Figura 3.4 - Dimensões dos corpos de prova conforme ASTM D3410 (2016).....	54
Figura 3.5 - Aparato utilizado para realização dos ensaios de resistência a compressão.....	54
Figura 3.6. - Representação esquemática do ensaio de resistência à compressão.....	55
Figura 3.7 - Exemplos de falhas gerais e códigos de classificação de falhas associados.....	58
Figura 3.8 - Ensaio de fadiga, composto por um sistema hidráulico de fadiga, INSTRON 8801(a), Câmera termográfica (b), Video Extensômetro (c) e corpo de prova (d)	60
Figura 3.9 - Exemplo de série temporal de fadiga utilizada.....	61
Figura 3.10 – Metodologia para construção da curva SN	62
Figura 3.11 - Fluxograma da metodologia para determinação do limite de deformação.....	64
Figura 3.12 - Preparação das amostras a serem ensaiadas com o DIC (<i>Speckle</i> aleatório).....	70

Figura 3.13 - Em (a) Microscópio óptico Olympus, modelo BX41M, em (b) estereoscópio Olympus, modelo SZ61 e em (c) microscópio eletrônico de varredura Zeiss modelo EVO-MA15.....	71
Figura 4.1 - Curva tensão-deformação experimental característica para o material utilizado.	72
Figura 4.2 - Curva tensão-deformação experimental evidenciando o mapa de deformação do material em alguns pontos da curva	73
Figura 4.3 - Inserção de strain gages em três regiões de um mesmo corpo de prova (a), curva tensão deformação experimental obtida em diferentes regiões de um mesmo corpo de prova (b).....	75
Figura 4.4. - Modo de falha característico encontrado para o ensaio estático em compressão	77
Figura 4.5 - Micrografia na superfície de fratura de um ensaio estático.....	78
Figura 4.6 - Tensão de fadiga normalizada versus número de ciclos para falha em (a) escala linear e (b) escala logarítmica.....	82
Figura 4.7 - Resistência em função dos níveis de tensão de fadiga aplicados.....	84
Figura 4.8 - Resultados de resistência residual, em (a) para vidas até 120.000 e em (b) para vidas até 240.000 ciclos.....	89
Figura 4.9 - Resistência Residual em (a) para vidas até120.000 ciclos e em (b) para vidas até 240.000 ciclos, considerando bandas de confiança de 95 %	91
Figura 4.10 - Variação da temperatura por ciclo	92
Figura 4.11 - Tendência bi-linear da temperatura versus a tensão de fadiga	94
Figura 4.12 - Resultados dos ensaios histerese para tensão de fadiga de 350 MPa	96
Figura 4.13 - Resultados dos ensaios histerese para tensão de fadiga de 375MPa	96
Figura 4.14 - Resultados dos ensaios histerese para tensão de fadiga de 390 MPa.	97
Figura 4.15 - Resultados dos ensaios histerese para tensão de fadiga de 400 MPa	98

Figura 4.16 - Evolução da deformação em função do número de ciclos.....	99
Figura 4.17 - Fator de perda por ciclo	100
Figura 4.18 - Evolução do fator de perda acumulado.....	100
Figura 4.19 - Módulo secante em função do número de ciclos normalizado.....	102
Figura 4.20 - Módulo dinâmico em função do número de ciclos normalizado.....	102
Figura 4.21 - Índice de acúmulo de danos	103
Figura 4.22 - Degradação da rigidez para a tensão de fadiga de 350 MPa	104
Figura 4.23 - Degradação da rigidez para a tensão de fadiga de 375 MPa.	105
Figura 4.24 - Degradação da rigidez para a tensão de fadiga de 390 MPa	105
Figura 4.25 - Mapa de deformação para tensão de fadiga de 350 MPa.	108
Figura 4.26 - Mapa de deformação para tensão de fadiga de 375 MPa.	110
Figura 4.27 - Mapa de deformação para tensão de fadiga de 390 MPa.	112
Figura 4.28 - Mapa de deformação para tensão de fadiga de 400 MPa	113
Figura 4.29 - Imagem macroscópica da fratura de corpos de prova de compósitos de carbono/epóxi após o ensaio de compressão (em (a) estático e em (b) fadiga).....	114
Figura 4.30 - MEV da superfície de falha de um corpo de prova em compressão sob carga estática	116
Figura 4.31 - MEV da superfície de falha de um corpo de prova em compressão sob carga estática, evidenciando uma boa interface entre a fibra e a matriz	117
Figura 4.32 - Estrias nas impressões de fibra de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 375 MPa.	118
Figura 4.33 - Trincas na superfície das fibras de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 405 MPa.	120

Figura 4.34 - Estrias na superfície das fibras de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 405 MPa.	121
Figura 4.35 - Estrias na superfície de fratura de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 375 MPa	122
Figura 4.36 - Estrias em região rica em resina de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 375 MPa.....	123
Figura 4.37 - Formação de rolos na matriz de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 400 MPa	124
Figura 4.38 - MEV da lateral de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 350MPa após 240.000 ciclos	125
Figura 4.39 - MEV da lateral de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 375MPa após 240.000 ciclos	126
Figura 4.40 - MEV da lateral de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 390MPa após 240.000 ciclos	127

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1 - Resumo de estudos relevantes de fadiga na literatura sobre a progressão de danos em materiais compósitos.....	6
Tabela 2.1 - Valores típicos de resistência mecânica, características e aplicações de resinas termorrígidas.....	14
Tabela 2.2 - Comparativo de propriedades entre as fibras mais utilizadas como reforço em compósitos poliméricos.	17
Tabela 2.3 - Propriedades das fibras de carbono em função dos seus precursores.	19
Tabela 2.4 - Evolução cronológica dos modelos matemáticos de curvas SN.	25
Tabela 2.5 - Trabalhos encontrados na literatura a cerca de danos em compósitos.....	28
Tabela 2.6 - Trabalhos encontrados na literatura focados no uso da técnica de termografia em materiais compósitos.	39
Tabela 2.7 - Trabalhos encontrados na literatura utilizando DIC.....	46
Tabela 2.8 - Trabalhos recentes encontrados na literatura focados na análise de falhas em materiais compósitos.....	48
Tabela 3.1 - Propriedades do pré-impregnado: especificação do fabricante.....	50
Tabela 3.2 - Propriedades físicas do pré-impregnado.....	50
Tabela 3.3 - Modo de falha.....	56
Tabela 3.4 - Área da falha.	56
Tabela 3.5 - Local da falha.	57
Tabela 4.1 - Resultados dos ensaios de compressão estáticos.....	72
Tabela 4.2 - Propriedades relacionadas a deformação, obtidas em uma mesma amostra em regiões diferentes.....	76

Tabela 4.3 - Resultados dos modos de falha dos ensaios em compressão estáticos.....	76
Tabela 4.4 - Valores obtidos experimentalmente para o limite de resistência a compressão...	80
Tabela 4.5 - Valor de base B para os ensaios estáticos de resistência à compressão.	79
Tabela 4.6 - Modelos matemáticos presentes na literatura para previsão da degradação da resistência de compósitos.	86
Tabela 4.7 - Constantes não lineares dos modelos matemáticos.	86
Tabela 4.8 - Dados experimentais dos testes estáticos e dinâmicos considerando 120.000 ciclos para modelos de previsão da S_R	87
Tabela 4.9 - Dados experimentais dos testes estáticos e dinâmicos considerando 240.000 ciclos para modelos de previsão da S_R	87
Tabela 4.10 - Intervalos correspondentes aos limites de deformação para vidas de 120.000 e 240.000 ciclos.	91

LISTA DE ABREVIACÕES E SIGLAS

DIC	Correlação Digital de Imagens
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
CFRP	Polímeros Reforçados com Fibra de Carbono
GFRP	Polímero Reforçado por Fibra de Vidro
UD	Compósitos Unidirecionais
SN	Tensão – Número de Ciclos
CMC	Compósitos de Matriz Cerâmica
MMC	Compósitos de Matriz Metálica
PMC	Compósitos de Matriz Polimérica
DDM	Difenildiaminometileno
PAN	Fibras de Poliacrilonitrila
DVC	Diagramas de Vida Constante
CLD	<i>Constant Life Diagrams</i>
HCFS	Resistência a Fadiga de Alto Ciclo
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
HS	<i>Harness Satin</i>
NTC	Núcleo de Tecnologias em Compósitos
UNIFEI	Universidade Federal de Itajubá
AVE	<i>Advanced Video Extensometer</i>
FOV	<i>Field of View</i>
OSL	<i>Observed Significance Level</i>
FLIR	<i>Forward Looking Infra-Red</i>
FAA	<i>Federal Aviation Administration</i>
LCE	Laboratório de Caracterização Estrutural
RTM	<i>Resin Transfer Molding</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos

R	Razão de tensão
f	Frequência [Hz]
W	Trabalho mecânico total
N	Número de ciclos para falha
A, B, N₀, S₀, E	Parâmetros experimentais
n	Número de ciclos
S	Tensão normalizada / fadiga [MPa]
D	Dano
E	Módulo de elasticidade [GPa]
U	Energia [J]
T	Temperatura [°C]
N	Número de ciclos para falha
E'	Módulo de armazenamento
E''	Módulo de perda
F	Força [N]
b	Largura [mm]
h	Espessura [mm]
L	Comprimento [mm]
AD	Modelo Adam <i>et al.</i> (1986)
BS	Modelo Broutman e Sahu (1972)
PP	Modelo Philippidis e Passipoularidis (2007)
RS	Modelo Reifsnider (1986)
SFP	Modelo Stojkovic <i>et al.</i> (2017)
YZ	Modelo Yongyi e Zhixiao (2002)
Q	Equação de erros quadrados mínimos

Símbolos Gregos

μ	Micro
ε	Deformação [mm/mm]
σ	Tensão [MPa]
ρ	Densidade de trinca desejada
ω	Frequência angular
δ	Ângulo de fase
Δ	Variação
ν	Coefficiente de Poisson

Subscritos/Sobrescritos

min	Mínima
max	Máxima
m	Média
a	Alternada
t	Transversal
l	Longitudinal
0	Inicial
f	Final
R	Residual
u	Estática
n	Dissipada
e	Elástica
N	Normalizada
D	Início de dano

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Considerações Iniciais	1
1.2. Motivação, Justificativas e Inovação.....	9
1.3. Objetivos do Trabalho	10
1.3.1. Objetivo Principal.....	10
1.3.2. Objetivos Específicos	10
1.4. Estrutura da Tese	11
2. REVISÃO DA LITERATURA	12
2.1. Materiais Compósitos.....	12
2.1.1. Classificação.....	12
2.1.2. Compósitos de matriz polimérica	13
2.1.3. Matrizes termorigidas	13
2.1.3.1. Resina epóxi	15
2.1.4. Reforços de compósitos poliméricos	16
2.1.4.1. Fibras de carbono.....	17
2.1.5. Propriedades dos compósitos poliméricos.....	19
2.2. Ensaio de Fadiga	20
2.2.1. Tipos de controle	22
2.2.2. Aspectos da dispersão dos resultados dos ensaios de fadiga.....	22
2.3. Curvas SN.....	23

2.3.1. Representação matemática da curva SN.....	24
2.4. Fadiga em Materiais Compósitos	25
2.5. Danos por Fadiga em Materiais Compósitos e Seu Efeito	28
2.5.1. Modelos de resistência residual	29
2.5.2. Características de deformação	30
2.5.3. Degradação da rigidez	31
2.5.3.1. Módulo de elasticidade linear	33
2.5.3.2. Módulo dinâmico.....	34
2.5.4. Energia de histerese	34
2.5.5. Densidade de trincas	35
2.6. Termografia Aplicada à Fadiga em Materiais Compósitos	38
2.7. Histerese	42
2.8. Correlação Digital de Imagens (DIC).....	44
2.8.1. Aplicação em materiais compósitos	46
2.9. Análise de Falhas.....	47
3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL	49
3.1. Considerações Iniciais	49
3.2. Material.....	49
3.3. Metodologia Experimental	51
3.4. Fabricação dos Compósitos	51
3.5. Ensaios Estáticos	53
3.6. Ensaios de Resistência a Compressão Estático	53

3.7. Procedimento para Classificação dos Modos de Falha.....	55
3.8. Procedimeto para Determinação do Valor de base B	58
3.9. Ensaio de Fadiga	59
3.10. Ensaio de Resistência a Compressão em Fadiga	61
3.11. Método para Obtenção da Curva SN.....	62
3.12. Ensaio para Determinação do Limite de Deformação em Fadiga	63
3.13. Metodologia para Determinação do Limite de Deformação	63
3.14. Modelagem Analítica	65
3.15. Termografia Aplicada em Materiais Compósitos em Fadiga.....	68
3.16. Ensaio de Histerese	69
3.17. Correlação Digital de Imagens (DIC).....	70
3.18. Microscopia e Análise de Falha.....	70
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	72
4.1. Ensaio de Compressão Estáticos.....	72
4.2. Redução Estatística para Determinação do Valor de Base B	79
4.3. Ensaio de Fadiga	81
4.3.1. Ensaio de Fadiga em Compressão	81
4.4. Ensaio para Determinação do Limite de Deformação	82
4.5. Modelos de Resistência Residual.....	85
4.6. Ensaio de Termografia	92
4.7. Curvas de Histerese	95
4.8. Correlação Digital de Imagens (DIC).....	107

4.9. Microscopia e Análise de Falha.....	114
4.9.1. Ensaio Estático	115
4.9.2. Ensaio de Fadiga	118
4.9.2. Ensaio de Histerese	125
5. CONCLUSÕES.....	128
5.1. Conclusões.....	128
5.2. Sugestões para Estudos Futuros	129
6. REFERÊNCIAS.....	130

1. INTRODUÇÃO

1.1. Considerações Iniciais

Materiais compósitos formados por uma matriz de resina reforçada com fibras começaram a ser implementados na engenharia em meados do século XX, desde então estudos e aplicações vêm aumentando a cada dia (DANIEL e ISHAI, 2007). Nas últimas décadas diversos setores industriais (indústria aeronáutica, automobilística, artigos esportivos, indústria bélica, etc.) fazem uso de materiais compósitos e essas demandas vêm aumentando com o surgimento de novos processos industriais, que permitem que materiais com melhores desempenhos sejam obtidos (GIANCANE, 2010). Neste contexto, com esse uso crescente de materiais compósitos surge a necessidade de compreender melhor o seu comportamento mecânico, especialmente quando submetidos a solicitações cíclicas.

Os componentes constituídos por estes materiais têm melhores propriedades mecânicas, físicas e térmicas, por exemplo, relação resistência-peso, baixa condutividade térmica, resistência e rigidez específicas, alta resistência à corrosão e fadiga, em comparação com os seus homólogos metálicos (XIAOJUN, 2006). No entanto, são propensos a danos irreversíveis quando exposto a cargas cíclicas, sendo a fadiga o mecanismo de falha dominante, causando danos e degradação das propriedades do material de forma cumulativa (SHIRI, 2014).

Compósitos são materiais que consistem de duas ou mais fases imiscíveis numa escala macroscópica, denominadas de matriz e reforço, onde as propriedades mecânicas são projetadas de maneira que um material com desempenho superior seja obtido se comparado com as propriedades de cada componente distintamente. A fase denominada de reforço, tem como função principal suportar os carregamentos aplicados. A fase responsável pela união ou aglutinação dos reforços bem como pela transferência e distribuição de carregamentos é a matriz. Do ponto de vista microscópico, conforme apresentado na Figura 1.1, a interação entre a matriz e o reforço, chamada de interfase, também é considerada uma fase adicional (DANIEL e ISHAI, 2007).

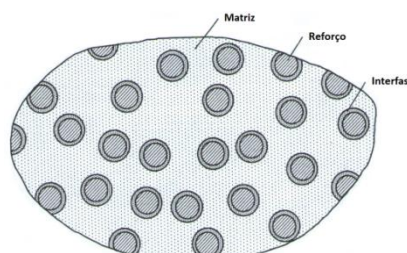


Figura 1.1 – Fases do material compósito (Adaptado de DANIEL e ISHAI, 2007).

Embora a contribuição mais importante para a resistência do material seja a da fibra, o desempenho global da estrutura também depende muito das propriedades da matriz, para além da qualidade da ligação fibra/matriz. A matriz, além de unir as fibras e protegê-las de intempéries, serve para transferir cargas estruturais aplicadas às fibras (BENZARTI, 2013).

A interface fibra/matriz governa estas características de transferência de carga e contribui para a tolerância total à danos da estrutura (RAY, 2014). Devido sua importância Subramanian *et al.* (1995) desenvolveram um modelo para previsão da vida em fadiga de compósitos poliméricos laminados, introduzindo um parâmetro chamado de eficiência da interface, utilizado para descrever a degradação da interface fibra/matriz em condições de fadiga.

O comportamento de um material compósito é resultado do comportamento combinado dos três elementos (ÁLVAREZ, 2005):

- Fibra ou o elemento de reforço

As fibras consistem em milhares de filamentos, cada filamento tendo um diâmetro entre 5 e 15 micrômetros, sendo comercializadas na forma de fibras curtas e fibras longas (cortadas na fabricação do material compósito).

- Matriz

Os materiais da matriz incluem os seguintes:

Matriz polimérica – Resinas termoplásticas e resinas termofixas.

Matriz mineral - Carboneto de silício, carbono.

Matriz metálica – Ligas de alumínio, ligas de titânio, ligas de magnésio.

- A interface (fibra / matriz)

A estrutura e as propriedades da interface fibra/matriz desempenham um papel importante nas propriedades finais dos compósitos. Em particular, as grandes diferenças entre as propriedades elásticas da matriz e das fibras deve estar comunicadas através da interface, ou, em outras palavras, as tensões que atuam sobre a matriz se transmitem as fibras através da interface.

Um exemplo de material compósito é um material estrutural leve obtido pela incorporação de fibras contínuas de carbono em uma ou mais orientações sobre uma matriz de polímero. As fibras proporcionam a resistência e rigidez, enquanto o polímero serve como ligante. Em particular, compósitos de fibra de carbono com matriz polimérica tem as seguintes propriedades (CHUNG, 2013):

- Baixa densidade (inferior à do alumínio);
- Alta resistência (semelhante a aços de alta resistência);
- Alta rigidez (mais rígido que o titânio, com muito mais baixa densidade);
- Boa resistência a fadiga;
- Boa resistência a fluência;
- Baixo coeficiente de atrito e boa resistência ao desgaste;
- Tenacidade e tolerância ao dano (obtida por meio da utilização apropriada das orientações das fibras);
- Resistência química (resistência química controlada pela matriz de polímero).

Os materiais compósitos, amplamente utilizados atualmente em aplicações estruturais, com sua relação resistência-peso favorável bem conhecida (ZHAO, 2017), são propensos a danos irreversíveis quando exposto a cargas cíclicas, e seus mecanismos de degradação por fadiga são muito mais complexos em comparação com os seus homólogos metálicos por apresentarem uma variedade de defeitos ou imperfeições relacionadas com a sua natureza anisotrópica, heterogênea e dependente do processo de fabricação (LIAKAT, 2016).

Com o uso crescente de materiais compósitos de matriz polimérica em vários setores industriais, é importante que a propagação de danos durante a operação seja detectada e monitorada com precisão. Ao contrário dos metais, os materiais compósitos podem sofrer danos que não são facilmente detectáveis por inspeção visual ou técnicas não destrutivas (TAN, 2010). Portanto, a investigação de uma técnica para a estimativa da vida útil restante de fadiga de uma estrutura compósita é altamente desejável. E com essa melhoria contínua dos métodos de projeto para materiais compósitos durante as últimas décadas, buscando principalmente uma redução de massa estrutural para aviões de passageiros, as cargas em serviço estão cada vez mais próximas de sua resistência estática (KAMINSKI, 2015).

Uma vez que a maioria dos materiais compósitos são anisotrópicos, não homogêneos e dependente do processo de fabricação, os seus mecanismos subjacentes de degradação por fadiga são muito mais complicados do que nos materiais isotrópicos. O estudo do dano em materiais compósitos é ainda mais desafiador pela natureza complicada dos mecanismos de dano, que incluem trincas na matriz, falha interfacial, delaminação e ruptura de fibras (MAO, 2002; HARRIS, 2003; TALREJA, 2006; ADDEN, 2008). O domínio de cada um destes mecanismos de dano depende da tensão aplicada, orientação da fibra, etc. Além disso, os compósitos têm falhas iniciais como vazios, fibras quebradas na moldagem, delaminações e fibras arrancadas a partir de operações de usinagem (REIFSNIDER, 1981; DHARAN, 1984; PHILIPPIDIS, 1999). Estas complexidades dificultam a aplicação de modelos de estimativa de

danos desenvolvidos para materiais isotrópicos e homogêneos, aos compósitos (SILLING, 2000; SILLING 2005).

De acordo com Jollivet (2013) existem inúmeros fatores que podem causar falhas devido à fadiga em estruturas de materiais compósitos:

- Ambiente: temperatura, contato com produtos químicos, umidade (interferem nas propriedades mecânicas principalmente em um número reduzido de ciclos);
- Projeto inadequado ou defeituoso: superestimação da resistência do material, subestimação da tensão real;
- Tipo de tensão: especialmente compressão e cisalhamento;
- Presença de defeitos de fabricação.

Os materiais compósitos, nas mais variadas aplicações em que são utilizados atualmente, experimentam os mais variados tipos de solicitações possíveis (KITAGAWA, 2022), sendo uma delas as solicitações de compressão, que têm sido objeto de investigação desde o desenvolvimento destes materiais, mas é ainda uma das menos compreendidas no campo dos compósitos (LIU, 2019).

As resistências à compressão relatadas de polímeros reforçados com fibra de carbono (CFRPs) são frequentemente 60% e 70% de suas resistências à tração na direção da fibra (BUDIANSKY, 1993; FLECK,1997), tornando componentes em materiais compósitos suscetíveis a danos sob carga estática compressiva. Este também é o caso da fadiga, onde Schutz e Gerharz (1987) mostraram que a relação (limite de resistência a fadiga/ resistência estática) muda de 460/850 para 200/850 quando a razão de tensão (R) aumenta de 0,1 (tração-tração) para -1 (tração-compressão) para um material compósito de carbono / epóxi.

Muitos fatores interferem na resposta compressiva de materiais compósitos. Estes incluem as propriedades de compressão da fibra e da matriz, bem como a interface fibra/matriz, e se considerados juntos ou separadamente podem desencadear uma série de modos de falha. Esses fatores ocorrem no nível estrutural (geometria), nível macroestrutural (lâmina) e nível microestrutural (fibra/matriz). No nível microestrutural, a presença de heterogeneidades e defeitos locais, influenciam os mecanismos de falha que dominarão a resposta de um compósito em compressão. Portanto, o processo de fabricação desempenha um papel significativo na determinação da resposta em compressão desses materiais. No nível macroestrutural, a orientação do laminado, a geometria da amostra, o método de aplicação de carga e os

concentradores de tensão são alguns dos fatores que interferem no modo de falha em compressão (CAMPONESCHI, 1991; PAIVA, 2005).

Hormann *et al.* (2016) investigaram um compósito de fibra de carbono, onde um defeito comum foi induzido, sendo este uma ondulação da fibra fora do plano. Seu efeito na vida de fadiga por compressão é avaliado experimental e numericamente. Os autores mostraram a vantagem do uso de ferramentas numéricas em estudos de fadiga compressiva.

Quan *et al.* (2016) realizaram testes de compressão em compósitos tridimensionais ortogonais e tridimensionais 3D (pré-formas de fibra de carbono / acrilonitrila-butadieno-estireno infundidas com silicone) para diferentes níveis de deformação, os autores realizaram também análises com tomografia computadorizada por raios-x.

Cadavid *et al.* (2017) investigaram as propriedades em tração e compressão e o desempenho em fadiga de um compósito laminado de polímero reforçado por fibra de vidro (GFRP) sob controle de carga senoidal de amplitude constante na frequência de 5 Hz e à temperatura ambiente em três diferentes tipos de carregamento: $R = 0,1$; $R = 0,5$; $R = -1$; $R = 2$; $R = 10$ nas direções da fibra e normal a fibra.

Hu *et al.* (2018) estudaram o comportamento de compósitos reforçados com fibras naturais servindo como blocos de construção para peças estruturais, fabricadas usando infusão de resina assistida a vácuo, quando submetidos a cargas estáticas e dinâmicas em compressão em diferentes taxas de deformação. Os autores concluíram que o comportamento em compressão dos compósitos sob carga no plano e fora do plano depende muito da taxa de deformação e o comportamento compressivo fora do plano tem uma dependência mais forte da taxa de deformação do que o comportamento em compressão no plano.

A Tabela 1 apresenta um breve resumo dos principais estudos de fadiga relevantes na literatura que trata da progressão de danos em materiais compósitos. A maioria dos estudos que relacionam o dano em fadiga é baseada na aplicação de tensão de tração axial em compósitos unidirecionais (UD). Poucos estudos demonstram os efeitos de fadiga sob solicitações em compressão, sendo também os compósitos bidirecionais pouco explorado. Mesmo sob carga estática, o mecanismo de falha em compressão é mais complexo do que na tração. Isso ocorre dado que, em cargas de tração, as trincas tendem a se abrir e se propagar, enquanto na compressão, as trincas tendem a se fechar, assim como possíveis defeitos, como vazios e delaminação.

Tabela 1.1 - Resumo de estudos relevantes de fadiga na literatura sobre a progressão de danos em materiais compósitos.

Autor	Material	Metodologia	Análise do dano	Tipo de tensão
Lamon <i>et al.</i> (2023)	Fibra de vidro/ unidirecional	Densidade da trinca	Modelo analítico	Tração
Ma <i>et al.</i> (2022)	Fibra de vidro/ unidirecional	Degradação da rigidez	Modelo de degradação de resistência	Tração
WU <i>et al.</i> (2020)	Carbono epóxi/unidirecional	Resistência residual	Experimental e numérica	Tração
Djabali <i>et al.</i> (2019)	Carbono epóxi/unidirecional	Tomografia de raio x / Emissão acústica / DIC	Experimental	Flexão
Movahedi-Rad <i>et al.</i> (2019)	Fibra de vidro/ unidirecional	Termografia / Histerese / Modos de falha	Experimental	Tração
Krishnan <i>et al.</i> (2019)	Carbono epóxi/unidirecional	DIC/ Simulações em elementos finitos	Experimental/ Modelo de dano	Tração e Compressão
Movahedi-Rad <i>et al.</i> (2018)	Fibra de vidro/ unidirecional	Termografia / Histerese / Modos de falha	Experimental	Tração
Zhao <i>et al.</i> (2017)	Carbono epóxi/unidirecional	Deformação residual	Modelo de deformação residual	Tração e Compressão
Llobet <i>et al.</i> , (2017)	Carbono epóxi/unidirecional	Rigidez residual	Modelo de rigidez residual	Tração
Peng <i>et al.</i> (2015)	Carbono epóxi/unidirecional	Degradação da rigidez	Modelo de degradação de rigidez	Tração
Goidescu <i>et al.</i> (2013)	Fibra de carbono/bidirecional	Medição óptica	DIC, termografia, raios x	Tração
Giancane, <i>et al.</i> (2010)	Fibra de vidro/ unidirecional	Degradação da rigidez e energia dissipada por ciclo	Modelo de rigidez e energia mecânica absorvida	Tração
Tan, <i>et al.</i> (2010)	Fibra de vidro/bidirecional	Degradação da rigidez e energia dissipada por ciclo	Modelo de rigidez e energia mecânica absorvida	Tração
Dharan <i>et al.</i> (2007)	Fibra de vidro /bidirecional	Histerese	Dissipação de energia de histerese	Tração

Como pode ser visto nos trabalhos relevantes presentes na literatura, a maioria dos estudos é desenvolvido para fadiga em tensão de tração. Embora muitos estudos tenham sido relatados sobre a progressão de danos em materiais compósitos, muito poucos se concentraram na análise de fadiga por compressão de CFRP bidirecionais, utilizando análises analíticas, numéricas e experimentais. A grande maioria dos estudos sobre danos em fadiga é concentrado em compósitos fabricados de camadas unidirecionais devido à grande utilização desse tipo de compósito na indústria aeronáutica. Porém, os compósitos bidirecionais têm recentemente ganhado espaço principalmente em estruturas secundárias, pela facilidade de manuseio e conformação no processo de fabricação de peças em tecidos bidirecionais, sem resultar em uma redução significativa das propriedades mecânicas em relação aos compósitos unidirecionais. Esses materiais são amplamente utilizados no campo aeroespacial, portanto, pode-se observar que um estudo do comportamento estático e de fadiga dessas estruturas é muito importante para as organizações científicas e industriais.

O crescente emprego de materiais compósito em aplicações estruturais justifica estudos dedicados à compreensão do fenômeno de fadiga no material. De acordo com Degrieck (2001), o processo de fadiga em materiais compósitos pode ser analisado por meio da obtenção de curvas SN (SN equivale à designação *stress-number of cycles*), de degradação de rigidez, de resistência residual e acúmulo de danos.

De forma geral, os materiais compósitos apresentam menor susceptibilidade ao efeito da fadiga em relação aos materiais metálicos, mas apresentam um mecanismo de falha muito mais complexo em função da sua anisotropia (HARRIS, 2003). Se por um lado a anisotropia dos materiais compósitos permite flexibilidade para projetar propriedades específicas para uma determinada peça em função das inúmeras orientações de fibra e sequências de empilhamento, por outro lado, gera-se uma grande quantidade de variáveis, tornando a determinação de propriedades de fadiga muito complexa e de elevado custo. Devido a esses fatos, o número de trabalhos envolvendo modelagem é relativamente maior do que o número de trabalhos experimentais, embora seja certo que a falta de trabalhos experimentais resulta em modelos pouco eficientes e confiáveis para descrever o comportamento em fadiga do material.

Embora para materiais compósitos a resistência a fadiga seja superior quando comparada a materiais metálicos conforme apresentado na Figura 1.2, o conhecimento do comportamento em fadiga dos materiais compósitos é fundamental à medida que as aplicações tornam-se mais críticas.

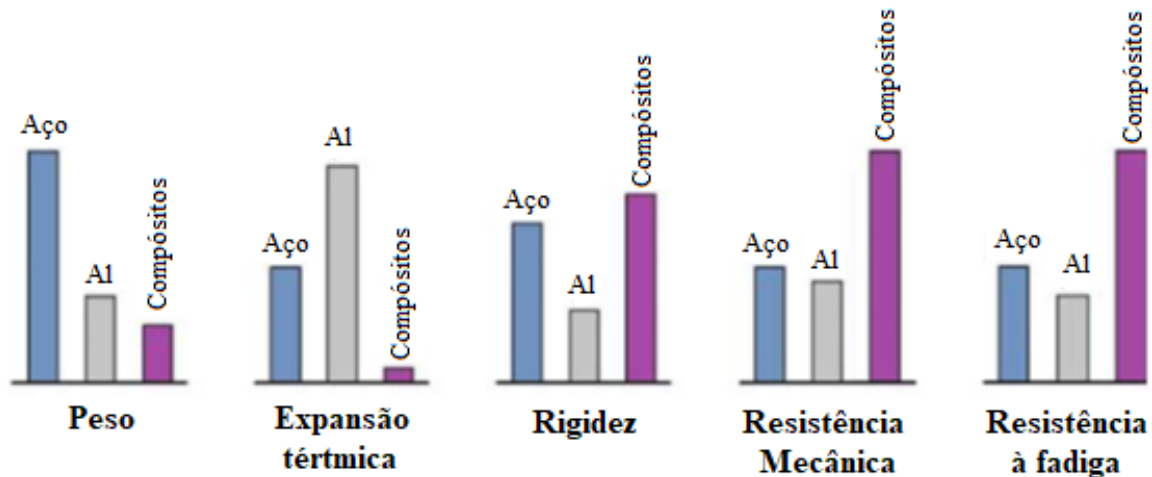


Figura 1.2 – Comparação de propriedades entre materiais convencionais e materiais compósitos (Adaptado de CHAWLA, 2012).

O presente trabalho utiliza, além do método utilizado para determinação de curvas SN, uma metodologia experimental iterativa proposta por Ancelotti *et al.* (2014) para fadiga em tração e empregado neste trabalho para fadiga em compressão, para determinação do limite de deformação do material compósito. Essa metodologia caracteriza-se por definir a maior deformação possível na qual, após um determinado número de ciclos sem apresentar ruptura, a amostra deve apresentar uma resistência residual igual à tensão de ruptura obtida em ensaio estático. Em relação às outras metodologias, a vantagem da metodologia apresentada é a possibilidade de identificar uma região de transição, caracterizada pela ruptura ou não da amostra em função da deformação aplicada em fadiga.

Embora seja possível estimar indiretamente a evolução de danos por meio da resistência residual, essa informação não é o suficiente para caracterizar o processo de fadiga. Nesse sentido, ensaios de histerese foram realizados, sendo que as curvas de histerese, que representam a área da resposta de tensão em função da deformação, podem fornecer mais informações sobre a evolução de danos, e o aumento da área delimitada pela curva de tensão-deformação e o aumento da deformação global em função do número de ciclos podem ser relacionados com o acúmulo de danos (DHARAM, 2007; TAN, 2010), assim a progressão de danos no material compósito para tensões próximas ao limite de deformação foram quantificadas.

A avaliação do comportamento do material compósito em carregamento estático e de fadiga, assim como mensurar a evolução de danos quando submetidos a tais carregamentos é fundamental para a indústria aeronáutica, automobilística, aeroespacial, esportes, etc., pois fornece informações importantes para a realização do projeto estrutural de componentes a fim de garantir a sua integridade em serviço.

O objetivo principal deste estudo é mensurar a progressão de danos em um compósito bidirecional submetido a solicitações em compressão, por meio de dados extraídos de ciclos de histerese, com deformações próximas ao limite de deformação. O estudo envolve a verificação da resistência residual e a identificação do limite de deformação em fadiga em compressão para vida útil de até 120.000 ciclos e 240.000 ciclos. O número de ciclos adotado neste estudo está relacionado ao número de ciclos usualmente adotado na certificação de peças aeronáuticas, como caverna de pressão ou painel de fuselagem. Dados de gradientes de deformação extraídos de DIC, dados de temperatura obtidos de câmera termográfica e a identificação e caracterização dos modos e mecanismos de falha também são apresentados para fornecer mais informações sobre a evolução de danos.

1.2. Motivação, Justificativas e Inovação

À medida que aumenta o uso de materiais compósitos e há relatos de falha de estruturas feitas desses materiais e submetidas a carregamentos compressivos, surge a necessidade de entender melhor seu comportamento sob fadiga compressiva. Assim, a partir dos desafios existentes no estudo da progressão de danos em compressão, em que existe a necessidade de mais estudos para contribuir na elucidação de vários aspectos, surgiu a motivação para a realização deste trabalho, que visa prover dados referentes a progressão de danos e aos modos e mecanismos de falha em materiais compósitos bidirecionais, submetidos a cargas estáticas e cíclicas em compressão.

Desta forma, o presente trabalho é justificado por inúmeras razões, dentre as quais podem ser citadas como principais:

- Carência de informações (principalmente dados experimentais) sobre o comportamento dos materiais compósitos bidirecionais em fadiga em compressão, principalmente em relação ao limite de deformação e acúmulo de danos;
- Poucos registros na literatura referentes ao estudo da progressão de danos em materiais compósitos por meio de parâmetros de danos extraídos de ciclos de histerese, campos de deformações extraídos de DIC e dados de temperatura obtidos de câmera termográfica;
- Carência de informações (principalmente dados experimentais) sobre a identificação e caracterização dos modos e mecanismos de falha em materiais compósitos bidirecionais submetidos a solicitações cíclicas em compressão.

A maioria dos trabalhos presentes na literatura, que relacionam o dano em fadiga em materiais compósitos, faz-se utilizando modelos analíticos, numéricos, com pouca confirmação experimental, baseado, na maioria das vezes, em aplicação de tensão de tração em compósitos unidirecionais, em razão da grande utilização desse tipo de compósito na indústria aeronáutica. Poucos estudos demonstram os efeitos de fadiga sob solicitações compressivas, sendo também os compósitos bidirecionais, pouco explorado. No entanto, os compósitos bidirecionais têm recentemente ganhado espaço pela facilidade de manuseio e conformação no processo de fabricação de peças em compósitos, sem resultar em uma redução das propriedades mecânicas em relação aos compósitos UD. Buscando preencher esta lacuna presente na literatura, realizamos este trabalho abordando a progressão de danos em fadiga por compressão em compósitos bidirecionais, buscando apresentar um sólido conjunto de dados baseado principalmente em análises experimentais.

1.3. Objetivos do Trabalho

1.3.1. Objetivo Principal

O presente trabalho tem como objetivo estudar, avaliar e mensurar o acúmulo e a progressão de danos em um material compósito bidirecional (fibra de carbono/resina epóxi) submetido a cargas cíclicas em compressão, assim como a identificação e caracterização dos seus associados, modos e mecanismos de falha.

1.3.2. Objetivos Específicos

A proposta refere-se à obtenção de dados que possam contribuir para a compreensão da progressão de danos considerando, carregamentos cíclicos em compressão. O estudo envolve:

- Obtenção das principais propriedades mecânicas em compressão para o material, sua curva SN, e o limite de resistência a fadiga de alto ciclo para o material;
- Identificação do limite de deformação em fadiga em compressão para vidas até 120.000 e 240.000 ciclos;
- Mapeamento dos danos por meio de parâmetros de danos extraídos dos ciclos de histerese;
- Mapeamento dos danos por meio de dados de gradientes de deformação extraídos por DIC;
- Mapeamento dos danos por meio de dados de temperatura obtidos por câmera termográfica;

- Caracterização dos modos de falha em compressão;
- Discussão dos resultados de um estudo microscópico sobre os mecanismos de falha em compressão.

1.4. Estrutura da Tese

Além da apresentação das considerações iniciais, motivação, justificativas e objetivos a serem alcançados, este trabalho é estruturado de forma a demonstrar o estado da arte em relação ao tema proposto por meio de uma revisão da literatura, apresentar a metodologia experimental adotada para a obtenção de dados experimentais, discutir e analisar os resultados e apresentar as conclusões pertinentes ao trabalho e as possibilidades de aprimoramento da pesquisa no futuro.

A revisão da literatura descreve o estado da arte envolvendo pesquisas sobre danos em materiais compósitos. Este item também apresenta conceitos sobre o processo de fadiga de materiais compósitos e aborda o assunto por meio de comparação com materiais convencionais, como metais. Além disso, são abordados fatores que interferem no processo de fadiga dos materiais compósitos a fim de substanciar os parâmetros de ensaio de fadiga e as técnicas de ensaio adotadas no presente trabalho. Tais parâmetros referem-se à frequência de ciclagem, à razão de tensão, assim como técnicas de ensaio em fadiga, de monitoramento e análise da evolução de danos.

A metodologia experimental apresenta informações sobre o material utilizado, o processo de fabricação e a seleção das amostras, bem como toda a metodologia empregada para investigar a progressão de danos no material.

Em resultados e discussões são apresentados os resultados dos ensaios realizados para identificação dos limites de deformação para vidas de 120.000 e 24.000 ciclos. Uma investigação baseada em modelos matemáticos para predição da degradação da resistência de compósitos sujeitos a fadiga de amplitude constante é apresentada. Em seguida, os resultados dos ensaios de termografia, histerese e DIC, para acompanhamento da progressão dos danos, em tensões próximas ao limite de deformação para o material compósito, nas condições analisadas neste trabalho são explorados. Uma caracterização dos modos de falha em compressão e uma discussão dos resultados de um estudo microscópico sobre os mecanismos de falha realizados por MEV é apresentado na sequência. Por fim, são apresentadas as conclusões gerais e as sugestões para desenvolvimento de trabalhos futuros.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Materiais Compósitos

Teoricamente, os materiais compósitos são formados por duas ou mais fases distintas, convenientemente combinadas em escala macroscópica, de maneira a apresentar propriedades e características superiores aos materiais dos quais derivam. Uma das fases, chamada de reforço, tem como função principal suportar os esforços aplicados. A fase responsável pela união ou agregação dos reforços bem como pela transferência e distribuição de carregamentos é chamada de matriz (DANIEL e ISHAI, 2007).

2.1.1. Classificação

Os materiais compósitos podem ser classificados de algumas maneiras. Essas maneiras podem ser em função do tipo de matriz, tipo de reforço, orientação das fibras, distribuição de reforços, propriedades mecânicas e também pela forma como o compósito é processado (LOKESH, 2019). Uma classificação que é muito utilizada é a classificação por tipo de matriz. Dessa forma, os tipos de matrizes são divididos em 3:

- CMC – Compósitos de Matriz Cerâmica
- MMC – Compósitos de Matriz Metálica
- PMC – Compósitos de Matriz Polimérica

Os CMC, em relação a suas qualidades, apresentam boas propriedades quando sujeitos a altas temperaturas e são mais leves comparados aos MMC. Como reforços, esses materiais podem possuir fibras de carbono, carbetos de silício e cerâmicas vítreas obtidas a partir de óxidos metálicos (BUCKLEY e EDIE, 2012).

Os MMC podem ser compostos de alumínio, magnésio, titânio, cobre, níquel e outras ligas metálicas. Os reforços podem ser de fibras cerâmicas ou mesmo metálicas. A grande vantagem dos compósitos de matriz metálica é a possibilidade de usá-los em alta temperatura, porém há dificuldades de processamento e o custo é relativamente maior que os obtidos a partir de compósitos de matrizes poliméricas (PMC) (ASKELAND, 2019).

Os PMC mesmo possuindo limitações referentes à temperatura são os mais utilizados nas indústrias, principalmente aplicados em estruturas de aeronaves, já que trazem versatilidades e flexibilidade de processamento (MALLICK, 2018).

2.1.2. Compósitos de matriz polimérica

Os PMC podem ser divididos em duas classes: os de matrizes termoplásticas e os de matrizes termorrígidas. Basicamente esses dois tipos diferem-se principalmente pela processabilidade e propriedades mecânicas. As matrizes termoplásticas podem ser reprocessadas, permitindo assim a sua reciclagem. Porém, na presença de altas temperaturas, reduzem seu módulo de elasticidade drasticamente. Já a maioria das matrizes termorrígidas, por apresentarem propriedades elásticas superiores aos compósitos obtidos com matriz termoplástica, possuem maiores aplicações no setor aeronáutico (MALLICK, 2018), se tornando, portanto, o foco de estudo no presente trabalho.

2.1.3. Matrizes termorrígidas

Os compósitos de matrizes termorrígidas utilizados na indústria aeronáutica podem ter como matrizes as resinas epóxi, fenólica e bismaleimida. A seleção do tipo de resina para uma determinada aplicação aeronáutica depende do ambiente de trabalho do compósito e da responsabilidade estrutural exigida. Como exemplo, podemos citar as resinas bismaleimida, que podem ser utilizadas em estruturas submetidas à alta temperatura ($\approx 250^{\circ}\text{C}$) e altas solicitações. Devido ao entrecruzamento de ligações, tem-se uma resina mais estável termicamente, tornando-a mais atrativas para aplicações estruturais. As resinas termorrígidas apresentam facilidade de processamento, devido a sua boa compatibilidade com os reforços fibrosos (MAZUMDAR, 2002). Aplicações e características das resinas termorrígidas mais utilizadas são apresentadas na Tabela 2.1.

As resinas termorrígidas apresentam uma formulação com grande flexibilidade para atender a diferentes tipos de processos e variadas aplicações. Como exemplo podemos citar as resinas epóxi, que apresentam formulações que possibilitam processar o material (temperatura de cura) a 120°C , e apresentam outras formulações para processamento a 180°C , utilizando diferentes endurecedores, sendo que quanto maior for a temperatura de processamento, melhor serão as propriedades mecânicas e térmicas do compósito final (HSIAO, 2012).

Tabela 2.1 – Valores típicos de resistência mecânica, características e aplicações de resinas termorrígidas (MAZUMDAR, 2002).

Resina	Massa Específica [g/m³]	Resistência à Tração [MPa]	Módulo em Tração [GPa]	Aplicações e Características
Epóxi	1,2 - 1,4	60 - 100	3,0 - 4,5	Peças estruturais
				Apresenta diversas formulações Baixa retração volumétrica na cura
Fenólica	1,2 - 1,4	50 - 60	3,0 - 4,0	Peças de interiores
				Formulação auto extingüível Baixa toxidez quando em chama Alta resistência à temperatura
Bismaleimida	1,1 - 1,3	75 - 105	3,0 - 5,0	Boas propriedades mecânicas
				Boas propriedades elétricas Baixa emissão de fumaça Alta resistência à temperatura

Matrizes termorrígidas são polímeros em que as moléculas formam estruturas tridimensionais bastante rígidas. Essas, ao contrário dos termoplásticos, não podem ser reprocessadas, uma vez que após aquecidas assumem uma forma permanente. As resinas termorrígidas são frequentemente fornecidas para processamento sob a forma de uma mistura de dois ou três componentes: resina, acelerador e catalisador. Quando estes componentes são misturados na proporção adequada dá-se a polimerização e a constituição da estrutura tridimensional, num processo que se designa por ‘cura’. Algumas resinas requerem a aplicação adicional de calor e pressão para se efetuar a cura, em outras, porém, a cura ocorre à temperatura ambiente. No entanto, as propriedades mecânicas das resinas tendem a melhorar com um tratamento de pós-cura a altas temperaturas. Uma das principais vantagens das resinas termorrígidas é a maior facilidade de impregnação do reforço, uma vez que antes da cura apresentam viscosidades bastante inferiores às dos termoplásticos (MOURA, 2011).

2.1.3.1. Resina epóxi

A resina epóxi é de uso consagrado em compósitos para indústria aeronáutica e respondem por aproximadamente 70% do mercado de polímeros termorrígidos (sem incluir poliuretanos) (CHEN *et al.*, 2019). Além das boas propriedades mecânicas e elétricas, é estável térmica e quimicamente e resistente ao desgaste e a corrosão, apresenta alta resistência de adesão e possui facilidade de processamento e custo relativamente baixo, dispõe de elevada temperatura de transição vítrea (variando de 80°C a 190°C) garantindo sua aplicação à grande maioria das aplicações estruturais. (URIBE, 2016).

Quimicamente, define-se epóxi (ou resina epoxídica) como polímeros de alto desempenho caracterizados pela presença de pelo menos dois anéis de três membros conhecidos como epóxi, epóxido, oxirano ou etano epóxi. Essas excelentes propriedades são atribuídas às suas estruturas de rede reticulada tridimensionais, que são formadas durante o processo de cura e dependem muito da estrutura dos agentes de cura, das condições de cura e da proporção de resinas para os agentes de cura (CHEN *et al.*, 2019).

Compósitos fabricados com matriz de resinas epóxi reforçados com fibras possuem algumas vantagens quando comparado com outros tipos de polímeros utilizados como matriz. Segundo PETERS (2013), as principais são:

- Natureza polar, conferindo uma excelente adesão a uma grande variedade de fibras;
- Relativa baixa contração após cura, o que proporciona um controle dimensional de fácil obtenção;
- Ausência de produtos voláteis na reação de cura, diminuindo a probabilidade de ocorrer bolhas e vazios indesejáveis no compósito;
- Estrutura de ligação cruzada conferindo ao compósito excelente resistência a diferentes tipos de ambientes.

Em virtude às suas boas propriedades mecânicas, resiliência química e o fato de apresentarem processos de cura controláveis, as resinas à base de epóxi se tornaram a matriz mais utilizada em aplicações de compósito reforçado com fibra de carbono estrutural (CFRC) (VUKOVIĆ, 2020), e esse alto desempenho térmico e mecânico das resinas epóxi é atribuído às estruturas de rede amorfa altamente reticuladas formadas durante o processo de cura (VIDIL, 2016).

2.1.4. Reforços de compósitos poliméricos

Os reforços mais utilizados em compósitos estruturais são as fibras de carbono, fibras de vidro, fibras de aramida, e menos frequentemente fibras cerâmicas e fibras naturais. Dependendo dos parâmetros de processo de fabricação, as fibras podem ter inúmeras variações de propriedades mecânicas. As fibras podem ser classificadas quanto ao tipo de precursor, propriedades mecânicas (resistência e módulo), e temperatura de tratamento final (CHUNG, 2013).

As fibras de carbono de uso mais frequente na indústria aeronáutica têm como precursor as fibras de poliacrilonitrila (PAN), embora as fibras de carbono possam também ser obtidas de outros precursores como, fibras de celulose, piche de alcatrão de hulha e piche de petróleo. De maneira geral, as fibras de carbono são utilizadas como reforço em peças aeronáuticas que precisam suportar maiores carregamentos. As fibras de carbono são utilizadas também como alternativa às fibras de vidro, principalmente quando a necessidade de redução de peso sobrepõe-se aos custos, mesmo em peças que não requerem elevadas propriedades mecânicas (ACATAY, 2017).

As fibras de vidro apresentam menor custo e propriedades inferiores se comparadas às fibras de carbono, o que as confere boa aceitação na fabricação de peças de baixo requisito estrutural (WARREN, 2003).

As fibras de aramida vem também ganhando espaço frente as fibras de vidro e fibras de carbono em diversas aplicações, principalmente pela baixa massa específica, quando essa propriedade é um fator determinante. Sob carregamentos em tração, as fibras de aramida apresentam propriedades semelhantes às fibras de carbono, e quando submetidas a solicitações de impacto também apresentam boa resistência. Como desvantagem, pode-se citar que por ser uma fibra polimérica, apresenta baixos valores de resistência à compressão e cisalhamento interlaminar (ERTEKIN, 2017).

Mesmo não sendo as mais utilizadas, as fibras cerâmicas em compósitos vem atraindo atenção nas últimas décadas, em função das fibras cerâmicas serem uma opção em aplicações de alta temperatura, substituindo metais devido a sua alta tolerância térmica e resistência à corrosão (YALAMAÇ, 2017). Assim como os compósitos de polímero reforçado com fibra natural, pois são renováveis, pouco, total ou parcialmente recicláveis e biodegradáveis (ROHIT, 2016).

A Tabela 2.2 apresenta comparativamente as propriedades das fibras de carbono, vidro e aramida.

Tabela 2.2 – Comparativo de propriedades entre as fibras mais utilizadas como reforço em compósitos poliméricos (Adaptado de WARREN, 2003).

Tipo de Fibra	Massa Específica [g/m³]	Resistência à Tração [MPa]	Módulo de elasticidade [GPa]
Carbono Alto Módulo	1,8 - 1,9	1.500 - 3.500	300 - 500
Carbono Alta Resistência	1,7 - 1,8	>3.000	200 - 280
Vidro Tipo E	2,54	2.400	70
Vidro Tipo S	2,5	3.450	85
Aramida Kevlar 49	1,45	2.800	140

2.1.4.1. Fibras de Carbono

Nos últimos anos, as fibras de carbono têm atraído a atenção mundial como um material promissor para aplicações de alto desempenho devido a sua leveza combinada com excepcional resistência e rigidez. O uso de fibras de carbono é comumente visto em indústrias, por exemplo, automotivo, médico, defesa, aviação, vasos de pressão, fabricação de pás de turbina e esportes (ZABIHI, 2017).

As fibras de carbono são materiais de alta resistência, principalmente utilizadas como reforços em materiais compósitos, como plásticos reforçados com fibras de carbono (CFRP), compósitos carbono-carbono e cimento reforçado com fibras de carbono. As fibras de carbono oferecem elevado módulo de elasticidade e resistência específica, sendo possível obter um material de alto desempenho com uma redução de peso de mais de 50%, quando comparado com um aço de alta resistência, utilizando um CFRP (UUSITALO, 2013).

As propriedades das fibras de carbono são distintas dependendo da orientação estrutural do eixo da fibra. Como propriedades positivas das fibras de carbono podemos relacionar: baixa densidade, alto módulo de elasticidade, boa resistência à tração/compressão, baixo coeficiente de expansão térmica, excelente resistência à deformação, estabilidade química, biocompatibilidade, alta condutividade térmica e baixa resistividade elétrica (FRANK, 2012).

O desempenho dos compósitos reforçados com fibras de carbono depende altamente do seu precursor, sendo que um bom precursor deve ter alta concentração de carbono e massa molecular e também alto grau de orientação molecular (YUSOF e ISMAIL, 2012).

A produção de fibras de carbono baseia-se na decomposição térmica de precursores orgânicos que são principalmente três: o poliacrilonitrilo (PAN), o alcatrão (“pitch”) e a celulose que dá origem às chamadas “rayon fibers”, Segundo MOURA (2011), estes precursores devem possuir algumas características tais como:

- Possuir resistência e características necessárias para manter as fibras juntas durante todas as etapas de conversão em carbono;
- Não fundir durante as etapas do processo de conversão;
- Não volatilizar totalmente durante o processo de pirólise.

Os diferentes tipos de precursores dão origem a fibras de carbono com características mecânicas diferentes. Segundo Moura (2011) a produção de fibras de carbono a partir da celulose que inicialmente conduzia a fibras de baixas propriedades mecânicas foi posteriormente melhorada, passando-se a obter fibras com propriedades semelhantes às obtidas em outros processos. Entretanto, são exigidas temperaturas de grafitação muito elevadas, o que eleva os custos do processo. As fibras obtidas a partir do alcatrão apresentam propriedades mecânicas ligeiramente inferiores, embora ainda assim, satisfaçam um largo conjunto de indústrias como a automobilística. O precursor mais utilizado é o poliacrilonitrilo da qual a produção envolve várias etapas: oxidação, carbonização, grafitação e tratamento superficial. As fibras PAN são amplamente utilizadas para a produção de fibras de carbono para aplicações industriais de alto volume. Embora existam outros precursores como Pitch e Rayon, cerca de 90% do mercado foi adquirido por fibras PAN devido à sua capacidade de produzir alto rendimento de carbono e fibras de carbono de alto desempenho (ELLRINGMANN, 2016; GOLKARNARENJI, 2019). A Tabela 2.3 apresenta algumas propriedades das fibras de carbono em função dos seus precursores.

Tabela 2.3 - Propriedades das fibras de carbono em função dos seus precursores (Adaptado de MOURA, 2011).

Tipos de fibras de Carbono			
Propriedade	PAN	Alcatrão ‘Pitch’	‘Rayon fibers’
Massa específica (g/cm ³)	1,8	2,0	1,7
Módulo de Young (GPa)	200 - 400	300 - 700	415 - 680
Tensão de ruptura (MPa)	2.480 - 5.600	1.900 - 2.200	2.070 - 2.760
Deformação de ruptura (%)	0,6 - 1,2	1 - 1,5	0,5 - 0,6
Coefficiente de expansão térmica (10 ⁻⁶ /°C)	-0,7 a -0,5	-1,6 a -0,9	-

As fibras de carbono feitas da carbonização da PAN constitui-se em um emaranhado de fibrilas de grafite turboestrático com planos basais tendendo a alinhar-se ao longo do eixo da fibra. Já as fibras produzidas a partir do piche têm uma estrutura interna diferente, mais parecida com feixes ou raios. A alta morfologia anisotrópica das fibras de carbono dá origem a um módulo de elasticidade na ordem de 200-750 GPa, quando mensurado paralelamente ao eixo longitudinal da fibra, e aproximadamente 20 GPa quando mensurado na direção transversal ao eixo longitudinal da fibra. Fibras de ultra alto módulo podem ser produzidas a partir do piche líquido de mesofase cristalina, o alto grau de orientação no precursor transfere-se para as fibras carbonizadas, resultando em cristais de grafite maiores e mais orientados (MILITARY SPECIFICATIONS/DOD - MIL HDBK 17-F, 2002).

2.1.5. Propriedades mecânicas dos compósitos poliméricos

Além de boas propriedades mecânicas aliadas à baixa massa específica, os materiais compósitos apresentam vantagens sobre outros materiais isotrópicos convencionais (metais, cerâmicos e polímeros). A Figura 2.1 apresenta as propriedades e o espectro no qual os materiais compósitos se inserem. Também nesta figura são apresentadas algumas das vantagens dos materiais compósitos, comparadas aos materiais convencionais.

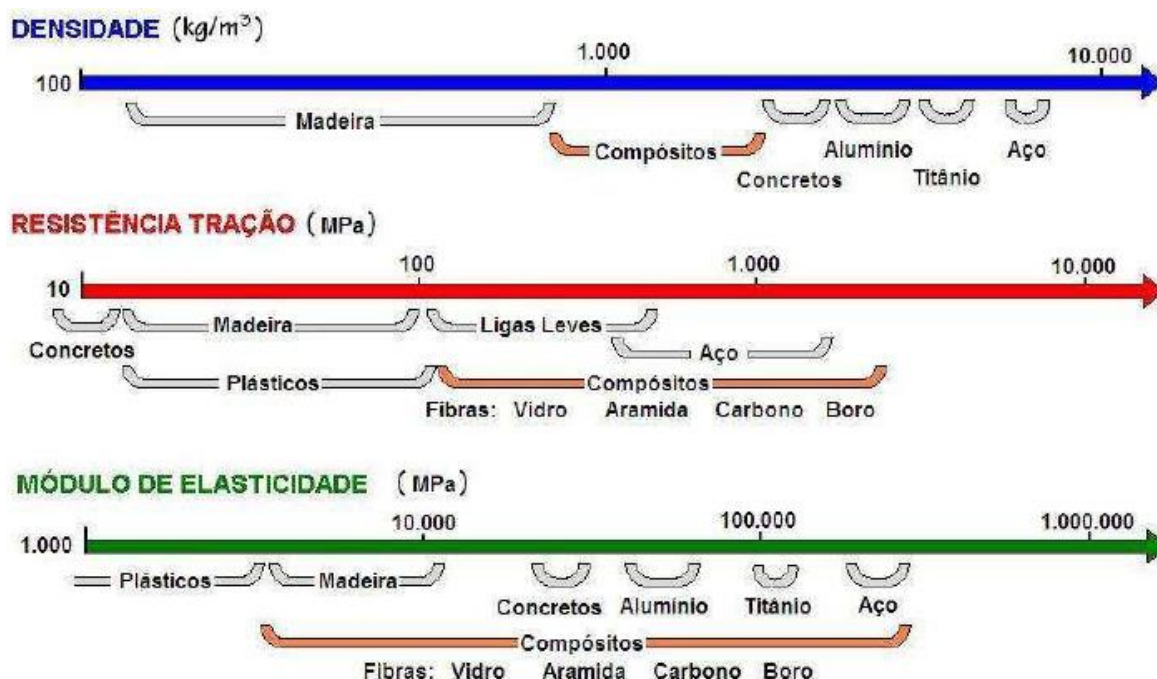


Figura 2.1 – Propriedades dos materiais compósitos frente aos materiais convencionais (HEXCEL COMPOSITES, 1998).

Os materiais compósitos podem ser processados de diferentes maneiras. Em geral, os compósitos utilizados na indústria aeronáutica são manufacturados pelo empilhamento de lâminas sucessivas. O número de camadas, a orientação e a sequência de empilhamento das camadas de uma peça estrutural são determinados em função do carregamento a qual a mesma será submetida. No geral, os laminados são simétricos e balanceados para evitar problemas na fabricação, como um empenamento na peça (PETERS, 2013).

2.2. Ensaio de Fadiga

Uma estrutura sujeita a uma única carga suficientemente elevada pode originar a sua falha espontânea. A mesma estrutura também poderá falhar para cargas cíclicas menores aplicadas ao longo de um determinado intervalo de tempo. Este fenômeno de degradação gradual dos materiais resultado de cargas que oscilam ao longo do tempo é chamado de fadiga (SURESH, 2012).

Segundo Vassilopoulos (2019), um ensaio de fadiga basicamente consiste em aplicar um carregamento cíclico a uma peça de teste em torno de uma tensão média (σ_m) (Equação 2.1), a amplitude de tensões, é definida pela metade da diferença das tensões máxima e mínima (Equação 2.2), o tipo de carga é caracterizado pela relação de carga (R) (Equação 2.3) da tensão mínima (σ_{min}) e máxima (σ_{max}) por ciclo, conforme mostrado na Figura 2.2. Na literatura, os valores de R frequentemente estudados são 0,1 e -1.

O estabelecimento da curva de resposta à fadiga de um material requer testes em vários níveis de carga que geralmente variam entre 40% e 80% do limite de resistência do material. A frequência de teste, f , indica quantos ciclos o material passa por segundo. Uma série temporal de tensão é apresentada na Figura 2.2, exemplificando os parâmetros básicos usados para caracterizar a carga de fadiga. A carga de fadiga pode ser de amplitude constante ou composta por perfis em blocos, ou de amplitudes variáveis, como também apresentado na Figura 2.2.

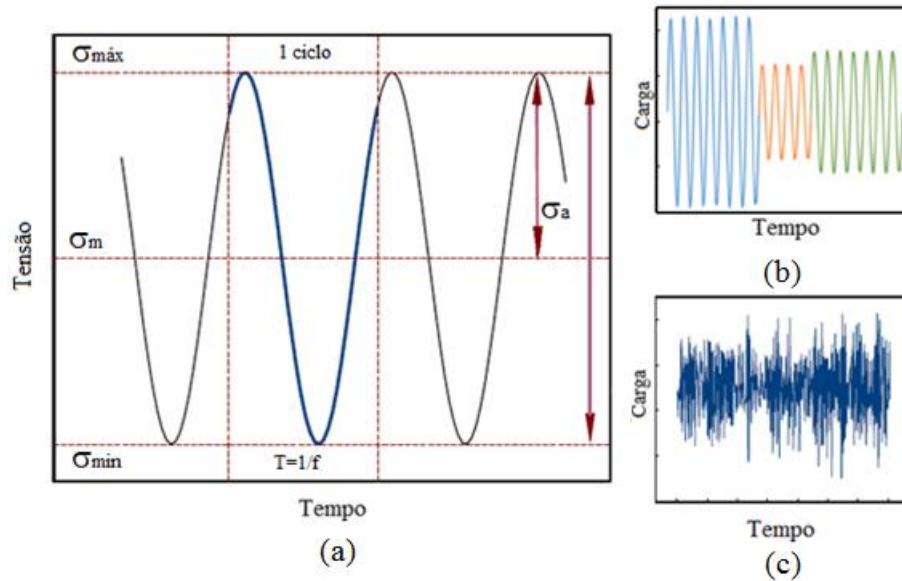


Figura 2.2 - Série temporal de fadiga, em (a) amplitude constante, (b) carregamento em blocos e (c) séries temporais de carregamentos variáveis (irregulares) (Adaptado de VASSILOPOULOS, 2019).

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n})}{2} \quad (2.1)$$

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n})}{2} \quad (2.2)$$

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (2.3)$$

Quando:

- $0 \leq R < 1$, carregamento tração-tração
- $1 < R < +\infty$, carregamento compressão-compressão
- $-\infty < R < 1$, combinação entre tração e compressão
- $R = -1$, caso particular no qual a amplitude da carga de tração é igual à amplitude da carga de compressão, sendo a tensão média nula.

2.2.1. Tipos de controle

Em relação aos ensaios experimentais realizados em fadiga, a forma como o ensaio é realizado também é importante. Atualmente três métodos são utilizados: controle por carga, controle por energia e controle por deformação.

O método de controle por carga (*'load control'*) utiliza um carregamento cíclico de amplitude constante em que à medida que o dano ocorre no corpo de prova, a deformação aumenta para acomodar a tensão constante na amostra, resultando num aumento da energia de deformação por ciclo. Este método é o mais utilizado para a determinação de curvas SN, no estudo da sequência de cargas aplicadas na vida à fadiga e na investigação da aplicação de espectros de cargas. A vida à fadiga de corpos de prova utilizando este método é a menor dos três métodos. (VASSILOPOULOS, 2010; LEE, 2006).

Ensaio utilizando o método de controle por energia (*'energy control'*) mantém a energia de deformação constante por ciclo ao longo do ensaio, diminuindo a tensão aplicada a medida que o dano é acumulado no corpo de prova. Isso é obtido aumentando a deformação de modo que a área sob a curva tensão-deformação permaneça constante. A vida à fadiga neste método é superior ao método de controle por carga, mas inferior ao método controle por deformação. (LEE, 2006).

O método de controle por deformação (*'strain control'*) utiliza deslocamentos constantes no qual a amplitude da tensão aplicada vai diminuindo à medida que o corpo de prova é danificado, sendo que a energia de deformação por ciclo diminui à medida que o ensaio decorre. Este é o método que exibe maior vida à fadiga dos três métodos descritos. (LEE, 2006).

2.2.2. Aspectos da dispersão dos resultados dos ensaios de fadiga

Os resultados dos ensaios de fadiga podem ser amplamente dispersos para um mesmo nível de carga. Schijve (2005) separa as causas físicas em três grupos:

- (1) interno aos materiais: inclusões, heterogeneidades, porosidade, etc.
- (2) devido ou relacionado à preparação das amostras: condições de superfície, desalinhamento no empilhamento de camadas, operações de usinagem, etc.
- (3) condições de ensaio: norma utilizada, precisão da máquina, condições ambientais, etc.

A natureza e o modo de ação das causas dos grupos (2) e (3) parecem mais óbvios. Operações de usinagem, por exemplo, que se enquadram no grupo (2), tem um efeito bem

conhecido na resistência das peças, assim como o desalinhamento no empilhamento de camadas em compósitos que vai gerar problemas de acoplamentos de tensão.

As causas da dispersão relacionadas às condições de ensaio, grupo (3) incluem, as incertezas de montagem nas máquinas de teste, ajuste da carga aplicada, frequência dos ciclos e os efeitos ambientais, etc.

As causas da dispersão, cujo mecanismo de ação é pouco conhecido, são as do grupo (1), inclusões, heterogeneidade estrutural, porosidade, etc. Também não são independentes do grupo (2) porque as operações de preparação podem modificar o material e sua heterogeneidade. Finalmente, o próprio mecanismo de dano faz com que as várias causas de dispersão interajam umas com as outras.

2.3. Curvas SN

A vida útil de um corpo de prova é quantificada por seu número de ciclos para falha. Assim, um lote de corpos de prova testados até a falha sob carregamentos cíclicos de amplitude constante, corresponde aos pontos do diagrama tensão - número de ciclos, mostrado esquematicamente na Figura 2.3. Esta curva leva o nome de seu criador Wöhler, ou curva SN (*Stress-number of cycles*) (WÖHLER, 1858).

A curva SN é uma das ferramentas mais populares na caracterização do comportamento à fadiga para carregamentos de amplitude constante, devido à sua simplicidade e facilidade na obtenção de resultados experimentais. A curva SN é fundamentalmente um modelo empírico o qual é obtido a partir dos vários números de ciclos que levam à falha para os vários níveis de tensão testados experimentalmente, sendo a curva obtida por algum tipo de formulação ou interpolação que melhor se ajuste aos dados experimentais (VASSILOPOULOS, 2013).

Um ponto experimental da curva SN pode ser obtido considerando o número de ciclos para a ruptura (N) para determinada amplitude de tensão máxima (S_{max}) e para uma razão de tensão constante, R . Quando diferentes amplitudes de tensão são utilizadas e mantendo a razão de tensão a mesma, a curva SN pode ser obtida a partir dos pontos experimentais recolhidos. Encontrada a curva SN para determinado valor de R , o tempo restante de vida à fadiga, após determinado número de ciclos, a uma amplitude de tensão constante e para o mesmo valor de R , pode ser facilmente previsto.

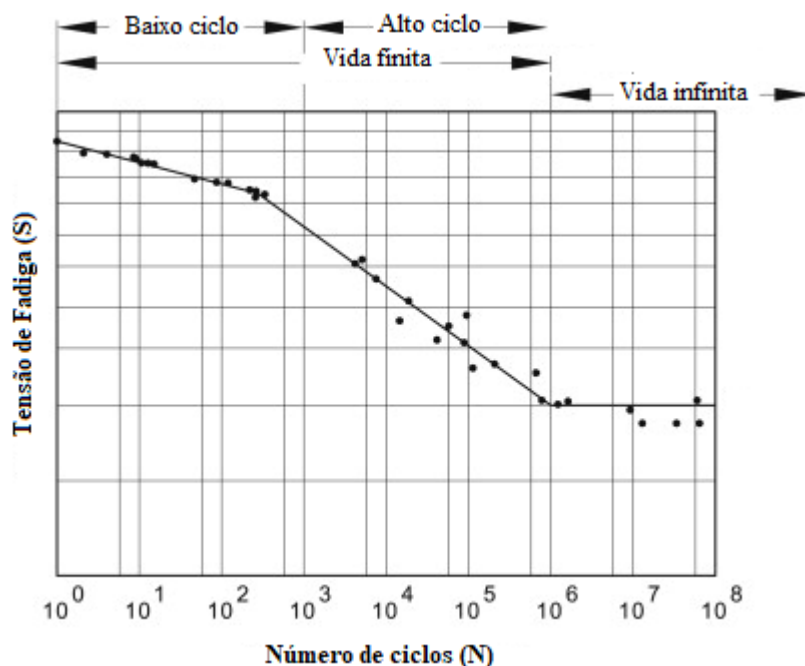


Figura 2.3 – Representação esquemática da curva SN, (Adaptado de BUDYNAS, 2006).

O número de ciclos que levam a falha por fadiga é inversamente proporcional à amplitude das variações de tensão envolvidas. Variação de tensões com grande amplitude leva o material à ruptura com um número baixo de ciclos, enquanto variação de tensões com baixa amplitude requer um alto número de ciclos para causar a falha. Esses dois regimes de falha são conhecidos como fadiga por baixos ciclos e fadiga por altos ciclos. O número de ciclos correspondente a cada região depende da aplicação, e não existe uma linha divisória bem definida entre os dois regimes, mas alguns autores assumem que para estruturas previstas para elevados ciclos de carga, a região de baixos ciclos é definida até 1.000 ciclos e a região de alto ciclos estará acima de 1.000 ciclos (NORTON, 2004).

A curva S-N para materiais compósitos possui comportamento distinto dos materiais convencionais, devido ao fato de a maioria dos materiais compósitos não possuir o limite de resistência à fadiga, ou seja, o material sempre romperá depois de um determinado número de ciclos. Isso ocorre devido a uma diminuição progressiva da resistência mecânica do material, denominada de resistência residual, em consequência da formação e progressão de danos (PHILIPPIDIS et al., 1999).

2.3.1. Representação matemática da curva SN

A primeira relação matemática que descreve a curva SN foi publicada por Wöhler em 1858. Desde então, conforme apresentado na Tabela 2.4, outros modelos foram propostos a fim de considerar mais detalhes da curva de fadiga.

Tabela 2.4 - Evolução cronológica dos modelos matemáticos de curvas SN (Adaptado de BATHIAS, 2008).

Autor	Ano	Modelo de curva SN	Referência
Wohler	1858	$\log N = A + BS$	Wohler, 1958
Basquin	1910	$\log N = A + B \log S$	Basquin, 1910
Stromeyer	1924	$\log N = A + B \log(S - E)$	Delahay, 2004
Corson	1955	$N=A/(S-E)e^{-C(S-E)}$	Delahay, 2004
Bastenaire	1972	$N=A/(S-E)e^{-[(S-E)/B]^C}$	Bastenaire, 1972
Castillo	1985	$\log\left(\frac{N}{N_0}\right) \log\left(\frac{S}{S_0}\right) = A$	Castillo, 1985

N é o número de ciclos para falha sob um carregamento S . Sendo A , B , N_0 , S_0 , E parâmetros experimentais a serem identificados. Apesar da crescente evolução das relações propostas, os modelos Wöhler e Basquin têm sido ainda os mais utilizados até o momento devido à sua simplicidade e precisão.

2.4. Fadiga em Materiais Compósitos

Devido ao fato dos materiais compósitos serem anisotrópicos, não homogêneos e dependentes do processo de fabricação, os seus mecanismos subjacentes de degradação por fadiga são muito mais complicados do que nos materiais isotrópicos. O processo de dano em compósitos compreende vários danos microscópicos, incluindo descolamento da interface fibra/matriz, trincas transversais, delaminações e ruptura de fibras. Portanto, é difícil prever a falha destes componentes e estimar adequadamente sua vida útil restante. O domínio de cada um destes mecanismos de dano depende das tensões aplicadas e orientações das fibras (KITAGAWA, 2022).

Devido ao grande número de diferentes configurações dos materiais resultantes, dos diferentes tipos de fibras e matrizes, processos de fabricação utilizados, sequência de empilhamento, etc., tornam muito difícil desenvolver um modelo confiável que abranja todas essas variáveis. (VASSILOPOULOS, 2010). Esta complexidade é principalmente associada ao fato de uma enorme variedade de fenômenos de dano poder ocorrer em materiais compósitos, tais como falha das fibras, aparecimento de trincas na matriz, descolagem entre fibra/matriz, delaminação, etc.

Segundo Reifsnider (1982), existem duas razões que levam a que a modelagem do dano em fadiga seja tão complicada e onerosa. A primeira razão prende-se com a escala onde os mecanismos de dano estão presentes: desde micro-escala (fibras e matriz) passando pela meso-escala (camada individual) até à escala do componente e em termos estruturais. A segunda razão tem a ver com a impossibilidade de preparar amostras com propriedades microestruturais bem caracterizadas. O mesmo autor também aponta outros problemas na modelagem de danos por fadiga:

- generalizações errôneas (por exemplo, a degradação da rigidez geralmente consiste em três regiões (acentuada redução inicial, decrescimento gradual e falha final), no entanto, os modelos que partem dessa hipótese nem sempre são válidos nessas 3 regiões;
- Excessivas simplificações: As curvas geradas a partir de resultados experimentais são ajustadas usando uma fórmula simplista.

Na Figura 2.4 esquematiza-se a diferença da evolução do dano entre metais e compósitos fibrosos.

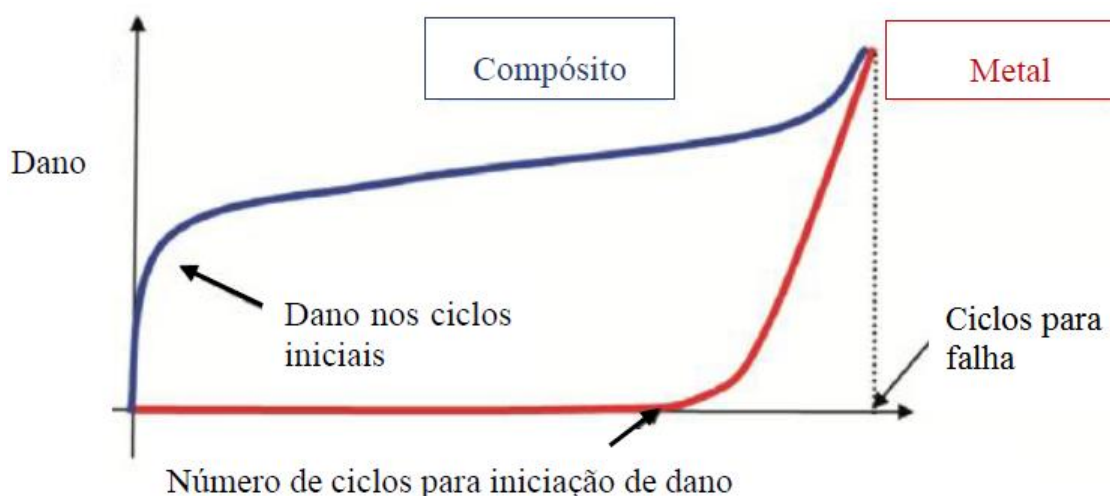


Figura 2.4 – Comparação da evolução do dano entre um material metálico e um compósito (Adaptado de HARRIS, 2003).

Para materiais metálicos, nenhuma degradação de propriedades como módulo é observada durante o processo de fadiga, ou seja, a rigidez do material permanece praticamente constante. Na zona próxima do fim de vida do material desenvolvem-se pequenas fissuras visíveis a olho nu que crescem e conduzem à falha final do material. Como a rigidez permanece constante, a relação linear entre tensão e deformação permanece constante ao longo do processo de fadiga. Portanto, análises elásticas lineares e mecânicas da fratura linear são amplamente utilizadas em materiais metálicos (RUBIELLA, 2018).

No caso de compósitos fibrosos o dano começa bem cedo e a extensão das zonas com dano crescem de forma contínua, sendo que o tipo de dano nestas zonas pode mudar. Essa diminuição gradual na rigidez e na resistência redistribui as tensões dentro do componente. Portanto, modelar fenômenos de fadiga em compósitos requer simular o curso completo de vários estados de dano e seu crescimento ao longo do tempo. (RUBIELLA, 2018).

Os modelos de vida à fadiga e acumulação de danos existentes podem ser divididos em três categorias (ZHANG, 2015; MOHAMMADI, 2017; YANG, 2020):

- Modelos de previsão da vida à fadiga.

Os modelos de previsão da vida à fadiga que englobam as curvas SN e diagramas de vida constante, DVC (CLD ou '*constant life diagrams*'), extraem informação das curvas anteriormente referidas e recorrem a critérios de falha à fadiga prevendo o número de ciclos para a falha por fadiga. Estes modelos não têm em consideração qualquer tipo de acumulação de dano.

- Modelos fenomenológicos de propriedades residuais

Existem dois tipos de modelos fenomenológicos de propriedades residuais: rigidez residual e resistência residual. Esses modelos levam em consideração o estado atual do dano, portanto, a falha ocorre quando qualquer uma dessas propriedades cai abaixo de um determinado limite.

- Modelos de dano progressivo.

Os modelos de dano progressivo diferem dos fenomenológicos porque consideram variáveis de dano que estão diretamente relacionadas a tipos de danos específicos, como crescimento de delaminações, trincas transversais.

2.5. Danos por Fadiga em Materiais Compósitos e seu Efeito

O carregamento cíclico cria danos nos materiais compósitos. Quando o número de ciclos realizados (n) for menor que a vida útil da estrutura N_f , é importante quantificar esse dano para estimar a vida residual da estrutura. Isso ocorre porque a resistência residual do material diminui à medida que o ensaio de fadiga continua.

Os indicadores mais estudados para caracterizar a progressão de danos em materiais compósitos durante ensaios de fadiga são, a resistência residual, a deformação, a evolução do módulo, a área correspondente aos ciclos de histerese, e a densidade de trincas. Os trabalhos mais recentes encontrados na literatura que abordam o estudo da progressão de danos baseadas nestes indicadores são apresentados na Tabela 2.5.

Tabela 2.5 – Trabalhos encontrados na literatura a cerca de danos em compósitos.

Indicador de dano utilizado	Referências
Resistência residual	Gao <i>et al.</i> (2022); Gao <i>et al.</i> (2020) D'amore, (2019); Chen <i>et al.</i> (2019); Stojković, (2017); Llobet <i>et al.</i> (2017); Philippidis <i>et al.</i> (2007); Freitas <i>et al.</i> (2006); Tserpes <i>et al.</i> (2004); Van Paepegem <i>et al.</i> (2002).
Características de deformação	Yadav <i>et al.</i> (2020-a); Zhao <i>et al.</i> (2017); Avanzini <i>et al.</i> (2013); Drozdov <i>et al.</i> (2011); Ruggles-Wrenn <i>et al.</i> (2011); De Monte <i>et al.</i> (2010); Renz <i>et al.</i> (2010); Ruggles-Wrenn <i>et al.</i> (2008).
Módulo de rigidez	Liu <i>et al.</i> (2023); Mandegarian <i>et al.</i> (2022); Yadav <i>et al.</i> (2020-b); Samareh-Mousavi <i>et al.</i> (2020); Llobet <i>et al.</i> (2017); Peng <i>et al.</i> (2015); Shiri <i>et al.</i> (2015); Wu <i>et al.</i> (2010); De Monte <i>et al.</i> (2010); Renz <i>et al.</i> (2010); Plumtree <i>et al.</i> (2010).
Energia de histerese	Drvoderic <i>et al.</i> (2023); Mandegarian <i>et al.</i> (2022); Padmaraj <i>et al.</i> (2022); Movahedi-Rad <i>et al.</i> (2019); Movahedi-Rad <i>et al.</i> (2018); Giancane, <i>et al.</i> (2010); Tan, <i>et al.</i> (2010); Dharan <i>et al.</i> (2007).
Densidade de trincas	Drvoderic <i>et al.</i> (2023); Kitagawa <i>et al.</i> (2022); Nagumo <i>et al.</i> (2022); Hosoi <i>et al.</i> (2018); Hoang <i>et al.</i> (2010); Gagel <i>et al.</i> (2006); Ogasawara <i>et al.</i> (2005).

2.5.1. Modelos de resistência residual

A maior parte dos métodos de previsão do tempo de vida para materiais compósitos de matriz polimérica, são baseados na degradação da resistência residual. Tais teorias fundamentadas na degradação da resistência, têm sido largamente utilizadas devido à sua relativa simplicidade, bem como em consequência de alguns aspetos a destacar:

Nos ensaios experimentais, os modelos de resistência residual dão uma explicação bastante clara para a falha: a falha ocorre quando o valor instantâneo da resistência é igual ao valor instantâneo da tensão aplicada, conforme Figura 2.5.

O dano é avaliado em relação a uma quantidade física (resistência), sendo que desta forma os modelos podem ser avaliados e verificados experimentalmente em pontos intermediários durante o tempo de vida à fadiga.

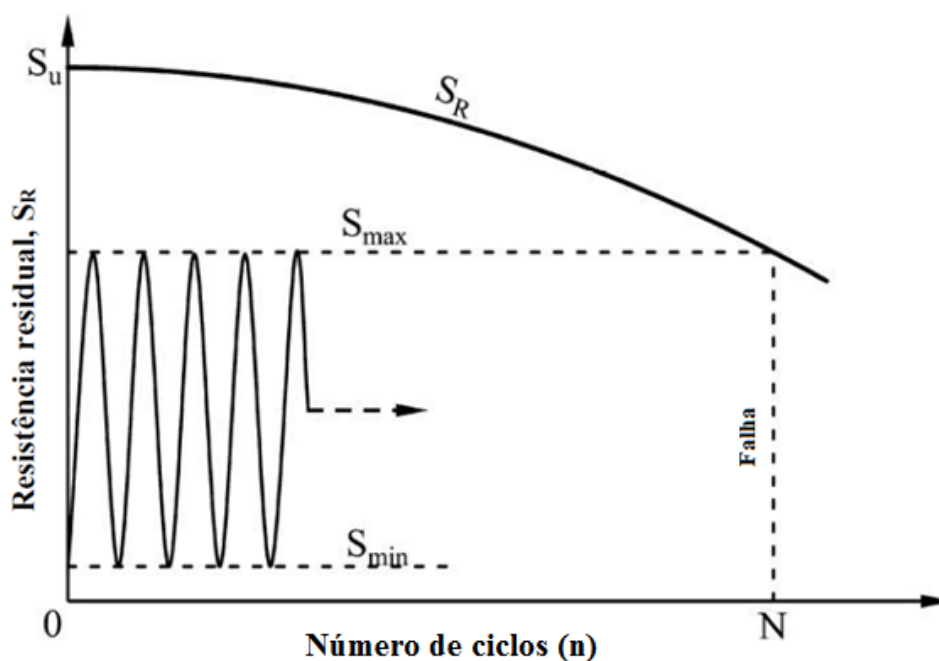


Figura 2.5 - Critério de falha dos modelos de resistência residual (Adaptado de STOJKOVIĆ, 2017).

Em geral, os modelos de resistência residual são baseados na hipótese de que a resistência residual decresce de forma monótona e é função do número de ciclos aplicados. Também impõem que a resistência inicial é igual à resistência estática e que para carregamentos de amplitude constante a resistência residual na falha é igual à carga aplicada de amplitude constante (STOJKOVIĆ, 2017).

2.5.2. Características de deformação

Os trabalhos que tem como indicadores de dano utilizado na Tabela 2.5 às características de deformação se concentraram na observação do aumento das deformações dos ciclos de histerese durante ensaios de fadiga em controle por carga. Eles relatam o deslocamento dos ciclos de carga-descarga em direção a deformações mais altas durante a vida dos corpos de prova. Assim, a evolução dos valores máximos das deformações podem ser correlacionados a evolução de danos. Modelos fenomenológicos verificando as condições $D(0) = 0$ e $D(N_f) = 1$ foram propostos.

$$D(n) = 1 - \varepsilon_0^{max} / \varepsilon_n^{max} \quad (2.4)$$

$$D(n) = (\varepsilon_n^{max} - \varepsilon_0^{max}) / (\varepsilon_f^{max} - \varepsilon_0^{max}) \quad (2.5)$$

Onde, ε^{max} é a deformação máxima do ciclo. Os índices 0, n e f representam o ciclo inicial, atual e final.

Segundo Avanzini *et al.* (2013), em ensaios de fadiga em controle por carga o valor máximo da deformação tende a aumentar progressivamente ao longo do eixo de deformação, conforme qualitativamente apresentado na Figura 2.6 (a), resultando em um acúmulo progressivo de deformação. Registrando continuamente a deformação máxima e mínima ciclo a ciclo (ε_{max} e ε_{min} respectivamente) a deformação média cíclica ε_m pode ser calculada. Em seguida, traçando ε_m vs. n (número de ciclos), os efeitos do acúmulo progressivo de deformação durante a fadiga podem ser avaliados. Conforme apresentado qualitativamente na Figura 2.6 (b), dependendo do material e do nível de tensão, diferentes comportamentos podem ser observados. Em geral, a taxa de acúmulo de deformação após um curto estágio inicial tende a se estabilizar em baixa tensão, vindo a aumentar com o decorrer dos ciclos e em alguns casos aumentando mais rapidamente ao se aproximar da falha. Já em um alto nível de tensão, a deformação acumulada cresce a uma taxa constante e mais alta.

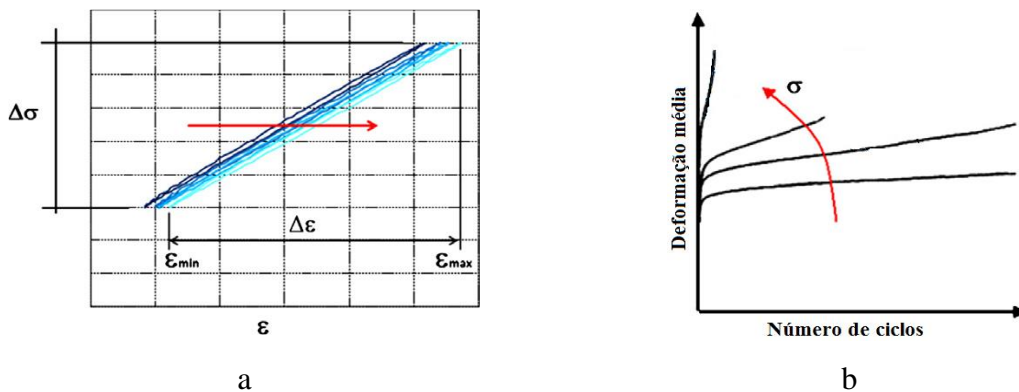


Figura 2.6 - Em (a) Mudança no ciclo de histerese e acúmulo de deformação e (b) evolução da deformação média durante ensaios de fadiga em controle por carga. (Adaptado de AVANZINI *et al.*, 2013).

2.5.3. Degradação da rigidez

Conforme o processo de fadiga progride, danos se acumulam no material e reduzem sua capacidade de suportar cargas. Se o carregamento cíclico é de carga ou tensão controlada, o material danificado desloca ou deforma mais. Da mesma forma, se o carregamento cíclico é de deslocamento ou deformação controlada, o material danificado suporta uma carga ou tensão menor, o material fica menos rígido. O aumento da deflexão ou a redução da capacidade de carga é equivalente à degradação da rigidez. A degradação da rigidez é a relação entre os módulos para o ciclo inicial (TAN, 2010).

Teorias de fadiga baseadas na degradação da rigidez têm uma vantagem significativa em comparação com outras teorias: o tempo residual de fadiga pode ser estimado utilizando técnicas não destrutivas, sendo o dano quantificado em termos de módulo e portanto, pode ser analisado ou comprovado por experimentos, a qualquer momento da vida de fadiga do material. Além disso, estes modelos necessitam de menos dados experimentais, e a sua dispersão estatística é bem menor do que a da resistência residual (POST, 2010; LLOBET, 2017).

Alguns trabalhos encontrados na literatura, conforme apresentado na Tabela 2.5, acompanham a evolução dos danos em materiais compósitos por meio do monitoramento do módulo durante a vida útil do corpo de prova. Nestes trabalhos, a evolução da degradação da rigidez (E / E_0), sendo E_0 o módulo inicial e E o módulo do ciclo corrente, é escolhida como um indicador da progressão de danos no material. Segundo Mao e Mahadevan (2002), o dano (D) é definido pela Equação 2.6.

$$D = 1 - E/E_0 \quad (2.6)$$

Este modelo também foi utilizado por Avanzini *et al.* (2013). Mas desta forma o dano nunca é zero, porque o módulo de Young mesmo antes da falha não é zero. De modo que o dano acumulado varie de 0 a 1, usa-se o modelo de dano apresentado na Equação 2.7, sendo E_f o módulo no momento da falha.

$$D = (E_0 - E)/(E_0 - E_f) \quad (2.7)$$

A evolução da degradação da rigidez e do dano em materiais compósitos por meio do monitoramento do módulo residual é apresentado esquematicamente na Figura 2.7.

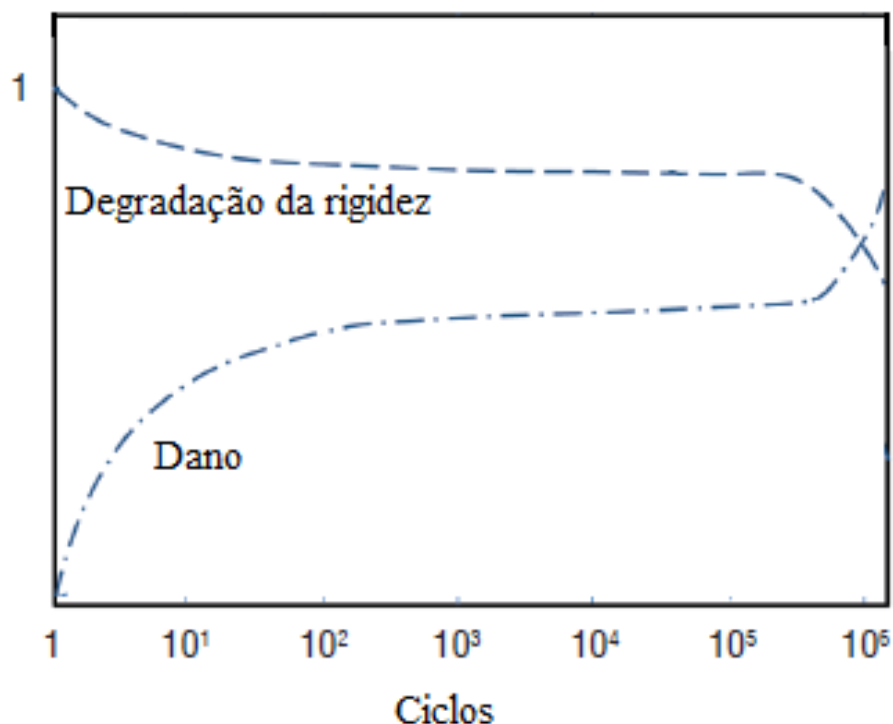


Figura 2.7 - Evolução da degradação da rigidez e do dano em materiais compósitos por meio do monitoramento do módulo residual (Adaptado de REIFSNIDER, 2012).

A evolução do módulo residual depende muito do processo de *lay-up* do material compósito testado. No entanto, é geralmente aceito na literatura que o desenvolvimento de danos ocorre em três fases, conforme descrito por (REIFSNIDER, 2012). Durante o processo de fadiga, Figura 2.8, o primeiro estágio de deterioração dos compósitos é caracterizado pela formação de uma infinidade de trincas microscópicas na matriz. Durante o período de carregamento inicial (Estágio 1), geralmente há uma pequena queda na rigidez associada à formação de danos. Em seguida, há um segundo estágio de degradação mais gradual do material, em que a degradação da rigidez surge da falha na interface fibra-matriz, delaminação, fratura de fibras e flambagem de fibras, onde a rigidez diminui progressivamente e o dano parece aumentar lenta e linearmente. Tipos de danos mais sérios aparecem no terceiro estágio, como ruptura de fibras e crescimento de delaminações, levando a um declínio acelerado da rigidez, com uma quantidade crescente de danos levando à falha catastrófica (GUEDES, 2019). No entanto, a evolução da progressão de danos apresentada, onde os modos de dano se desenvolvem sequencialmente é bastante esquemática. O comportamento real pode ser mais complexo, com as escalas de tempo dos diferentes modos de dano eventualmente sobrepostas, conforme abordagem relatada por D'amore (2017).

Segundo Tan (2010), considera-se que a amostra falhou quando o dano é igual a 0,2-0,4, isto é, quando a rigidez é reduzida para 60-80% da rigidez inicial.

A rigidez medida experimentalmente usada para calcular o dano neste trabalho foi o módulo de elasticidade linear, e o módulo dinâmico.

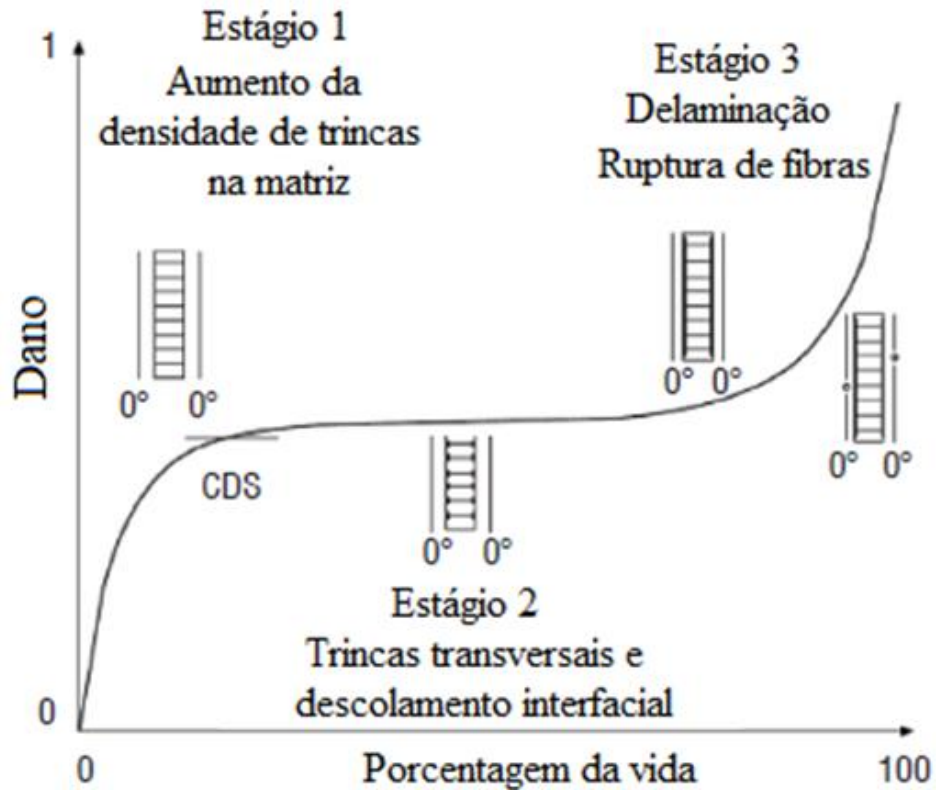


Figura 2.8 - Estágios característicos de danos por fadiga em compósitos (Adaptado de REIFSNIDER, 2012).

2.5.3.1. Módulo de elasticidade linear

O módulo elástico linear utilizado na degradação de rigidez é definido como a inclinação do gráfico tensão-deformação onde a tensão é linearmente proporcional à deformação. A Figura 2.9 ilustra a determinação do módulo de elasticidade inicial e para o n ésimo ciclo segundo Sorensen (2003).

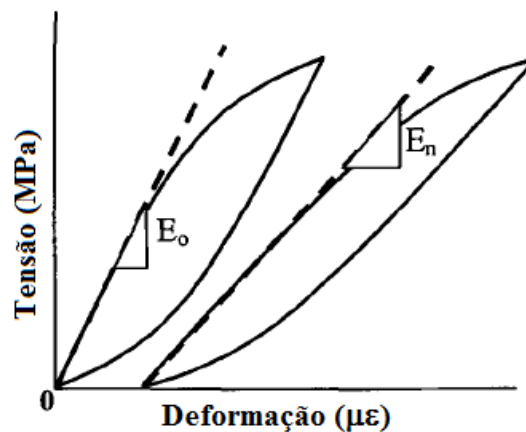


Figura 2.9 - Inicial e n ésimo módulo de elasticidade cíclico. (Adaptado de SORENSEN, 2003).

2.5.3.2. Módulo dinâmico

Se houver perda de energia cíclica, o ciclo de histerese terá não linearidades nos caminhos de carga e descarga, os quais não são representados pelo módulo de elasticidade linear. Por exemplo, a tensão máxima, na porção não linear do percurso de carga, não influenciará o valor do módulo de elasticidade linear. O módulo de elasticidade dinâmico aborda as não linearidades no ciclo de histerese, definindo o módulo como a razão entre a tensão e deformação alternada, conforme Equação 2.8 (DOWLING, 2019; SORENSEN, 2003). A definição do módulo dinâmico é apresentada na Figura 2.10.

O módulo dinâmico é facilmente determinado a partir dos máximos e mínimos valores de tensão e deformação em cada ciclo de carga e descarga. Comparativamente, é computacionalmente mais intensivo de calcular o módulo de elasticidade linear, uma vez que requer o ajustamento linear dos dados de tensão-deformação para o limite de proporcionalidade para cada ciclo.

$$E_d = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{\varepsilon_{max} - \varepsilon_{min}} = \frac{\sigma_a}{\varepsilon_a} \quad (2.8)$$

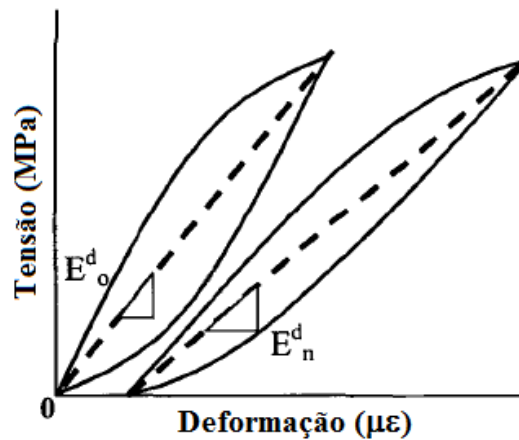


Figura 2.10 - Módulo dinâmico inicial e no *n*ésimo ciclo (Adaptado de SORENSEN, 2003).

2.5.4. Energia de histerese

Durante um ciclo de fadiga, observa-se um fenômeno de histerese vinculado ao atraso na resposta do material ao carregamento. O caminho de carga não coincide com o da descarga, formando assim um ciclo de histerese. A área incluída na curva tensão-deformação de um ciclo “*n*” (Figura 2.11) corresponde à energia dissipada (U_n). A energia de deformação elástica (U_e), representada pela área sob o segmento de linha que conecta as extremidades do loop, é materializada por uma superfície escura. O amortecimento é então definido como a razão das duas energias, U_n / U_e .

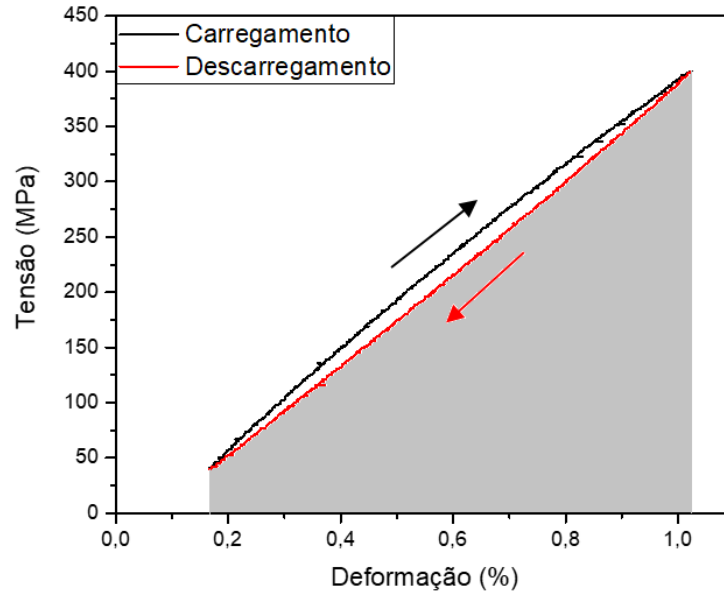


Figura 2.11 - Ciclo de histerese: Curva de tensão / deformação cíclica.

Tan e Dharan, (2010) calcularam o dano em corpos de prova de compósitos pré-entalhados. Segundo os autores, o aumento na energia de histerese (Figura 2.12) e o amortecimento fornece informações sobre a evolução do dano do material compósito.

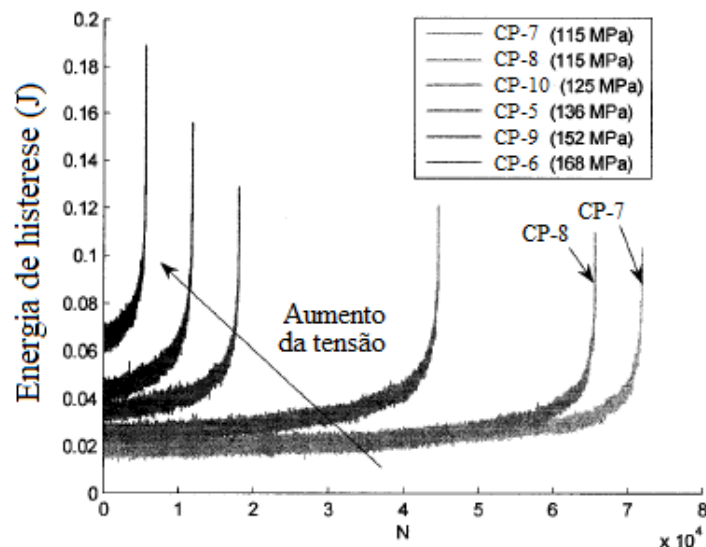


Figura 2.12 - Evolução da energia de histerese em função do número de ciclos para diferentes níveis de carga (Adaptado de TAN, 2010).

2.5.5. Densidade de trincas

A densidade de trincas conta o número de trincas observadas por unidade de comprimento em função do carregamento (Figura 2.13). As unidades de comprimento mais comumente usadas são cm ou mm. Esta medida tem a sua utilidade para a caracterização de laminados ortogonais, do tipo $[0_n/90_m]_s$, pois as trincas transversais são o principal precursor de falha deste tipo de laminados (OGASAWARA, 2005).

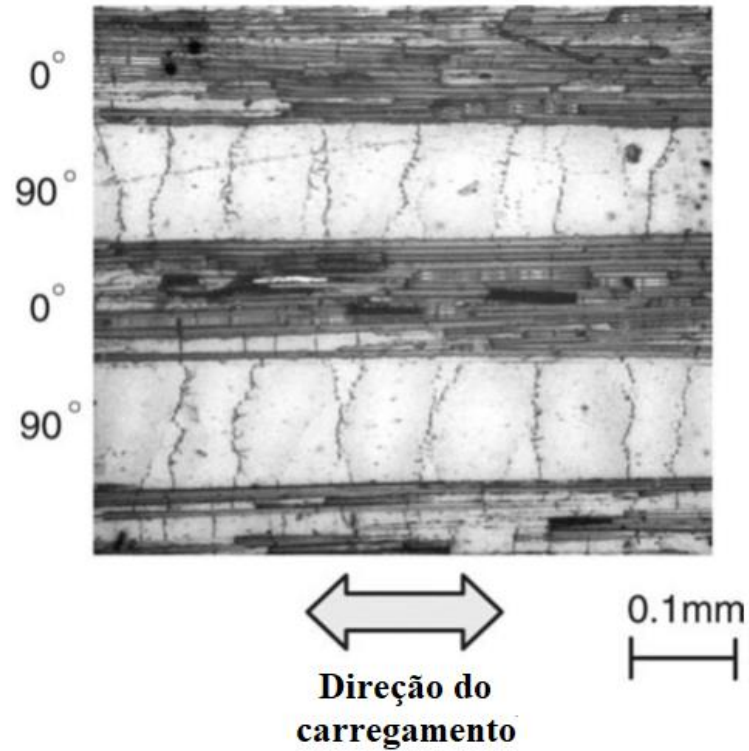


Figura 2.13 - Micrografia óptica de matriz de SiC / fibra de SiC, ilustrando trincas na matriz dentro dos feixes de fibras transversais (90 °) a 320 MPa (Adaptado de OGASAWARA, 2005).

O trabalho de (OGASAWARA, 2005), apresenta ainda na Figura 14 a relação entre a densidade de trincas transversais e a tensão de tração para o SiC / SiC.

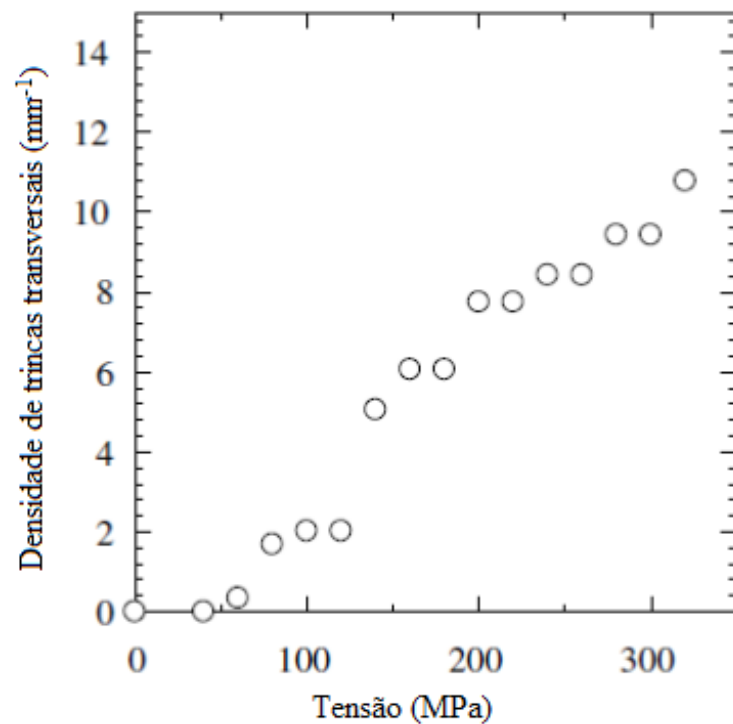


Figura 2.14 - Densidade de trincas transversais na matriz de SiC / SiC, dentro dos feixes de fibras transversais (90 °) em função da tensão máxima de tração (Adaptado de OGASAWARA, 2005).

Deng *et al.* (2022) investigou o comportamento de trincas transversais de um laminado CFRP em um teste de fadiga em tração. Com os resultados o autor mostra que o comportamento de surgimento de trincas depende do número de ciclos de carregamento, conforme pode ser observado na Figura 2.15 em que duas trincas transversais são observadas após 10.000 ciclos e 37 trincas transversais ocorrem após 100.000 ciclos. O autor observou ainda que o surgimento de trincas depende, também, da frequência de carregamento, conforme apresentado na Figura 2.16, onde o número final de trincas transversais diminui de 37 para 29 quando a frequência aumenta de 1 Hz para 5 Hz, e diminui de 29 para 11 quando a frequência aumenta de 5 Hz para 10 Hz. O autor relata também no trabalho que o início da trinca transversal inicial é retardado à medida que as frequências de carga aumentam, e que a densidade da trinca transversal aumenta rapidamente após a formação inicial da trinca e depois aumenta lentamente com o número de ciclos de carga.

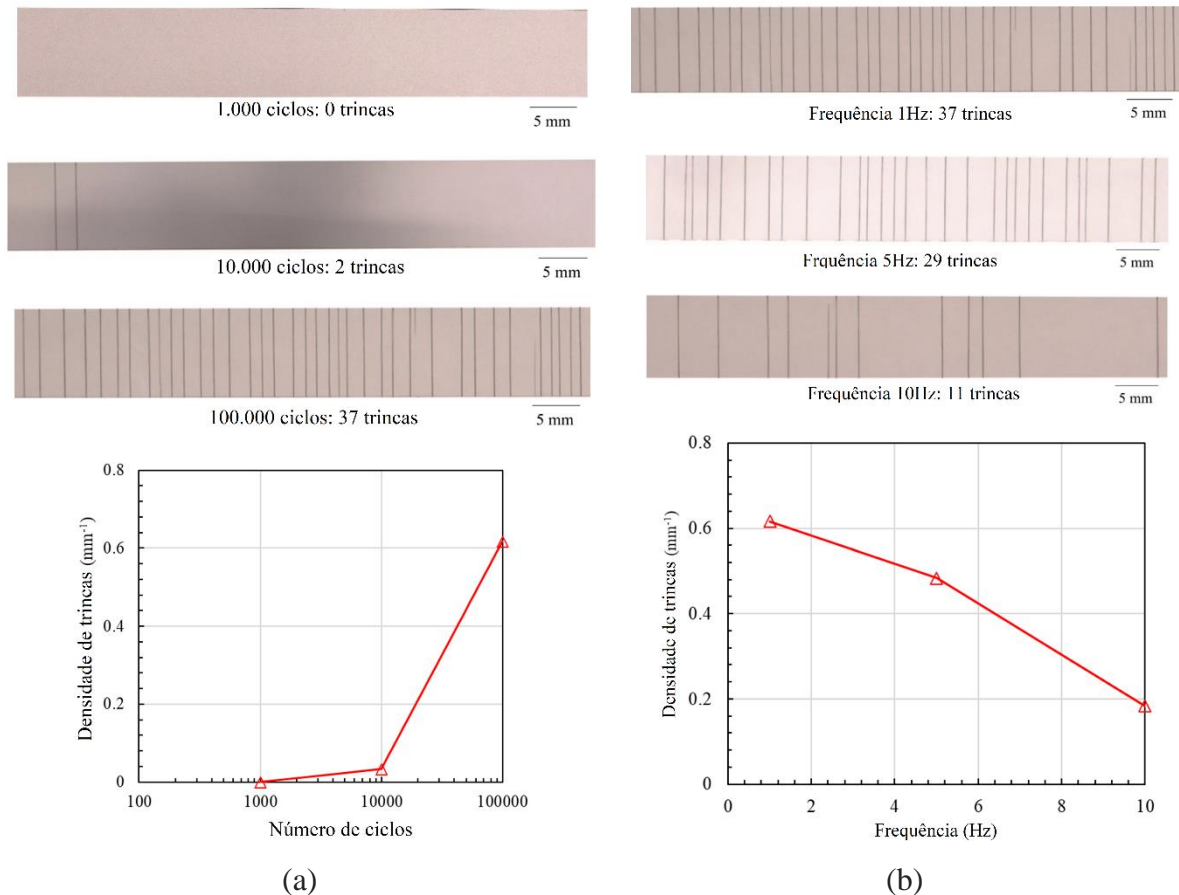


Figura 2.15 - Distribuição de trinca transversal em (a) sob vários números de ciclos a uma tensão máxima de 30% da resistência à tração e em (b) sob várias frequências de carga após 100.000 ciclos.

2.6. Termografia Aplicada à Fadiga em Materiais Compósitos

Os procedimentos e métodos impostos por normas, utilizados para se obter o desempenho em fadiga de materiais, devem ser realizados por meio de ensaios em laboratórios, em corpos de prova ou diretamente em componentes. Estes procedimentos clássicos para avaliar o limite de resistência à fadiga do material envolvem testes caros e demorados devido ao alto número de corpos de prova a serem ensaiados (HARRIS, 2003). Nos últimos anos, grandes esforços têm sido feitos para desenvolver uma série de métodos que visam reduzir o tempo de ensaios, conseqüentemente, o custo experimental. Nesse processo, os métodos termográficos têm se mostrado uma ferramenta útil na avaliação rápida do dano por fadiga e do limite de resistência à fadiga dos materiais (PALUMBO *et al.*, 2016).

A maioria dos materiais de engenharia exibem uma região segura para uma tensão abaixo da qual a falha nunca ocorre, mesmo para um número indefinidamente grande de ciclos de carregamento, chamado de limite de resistência à fadiga. Para metais, este nível de tensão pode ser claramente definido (ASKELAND, 2019). No entanto, materiais compósitos de matriz de polímero reforçado com fibras normalmente não têm um limite de resistência à fadiga, devido aos padrões de danos complexos observados nesses materiais, que consistem em trincas de matriz, ruptura de fibras, descolamento da interface fibra / matriz, delaminações entre camadas e as várias interações entre esses padrões de dano. Assim, os pesquisadores muitas vezes se concentram em relacionar o dano observado ou um parâmetro de dano às propriedades mecânicas dos laminados. Este processo de acúmulo de danos ocorre durante toda a vida do material e leva à falha mesmo com baixas tensões aplicadas (VASSILOPOULOS, 2013); portanto, o conceito de resistência à fadiga de alto ciclo (HCFS) em compósitos é usado em vez de um limite de resistência à fadiga. HCFS pode ser definido como um valor de tensão acima do qual um material compósito sob carga cíclica começa a experimentar uma aceleração de dano permanente no nível microscópico dentro da matriz, nas fibras, na interface entre a matriz e as fibras, na interface entre camadas de fibra / matriz e em torno de vazios que atuam como concentradores de tensão (MANTEGHI, 2019).

A termografia infravermelha é uma metodologia experimental sem contato e não destrutiva, baseada no conceito de varredura da temperatura da superfície de um material, por meio da detecção de raios infravermelhos por uma câmera térmica, durante a aplicação de uma carga mecânica ou térmica. A presença de defeitos induz uma variação localizada em sua distribuição de temperatura e, então, os valores medidos da temperatura superficial podem ser usados para localizar e avaliar as dimensões e a evolução de danos (VERGANI *et al.*, 2014).

As primeiras aplicações da termografia para avaliação da fadiga foram descritas por Risitano *et al.* (1988) e Luong (1998), para metais. Nestes trabalhos, são descritas observações experimentais por meio de análises termográficas em corpos de prova em fadiga. No passado, muitas aplicações da termografia foram propostas para materiais homogêneos, mas apenas recentemente essa técnica também foi estendida para compósitos, conforme apresentado na Tabela 2.6.

Tabela 2.6 - Trabalhos encontrados na literatura focados no uso da técnica de termografia em materiais compósitos:

Autor	Objetivo
Liu <i>et al.</i> (2022)	Detecção de defeitos de superfície em materiais compósitos
Bang <i>et al.</i> (2020)	Identificação de defeitos em compósitos
Farmaki <i>et al.</i> (2020)	Detecção de defeitos em compósitos aeronáuticos
Panella <i>et al.</i> (2020)	Detecção de defeitos de superfície
Finis <i>et al.</i> (2019)	Avaliação do comportamento do dano em fadiga
Manta <i>et al.</i> (2019)	Medição e mapeamento da distribuição de vazios
Colombo <i>et al.</i> (2019)	Identificação e monitoramento da evolução de delaminações
Manteghi <i>et al.</i> (2019)	Determinação do limite de resistência à fadiga
Palumbo <i>et al.</i> (2016)	Avaliação do limite de resistência à fadiga
Peyraca <i>et al.</i> (2015)	Determinação do limite de resistência à fadiga
Bagheri <i>et al.</i> (2014)	Avaliar propriedades de fadiga
Colombo <i>et al.</i> (2014)	Avaliar o efeito da delaminação no comportamento à fadiga
Sawi <i>et al.</i> (2014)	Avaliação do dano em fadiga
Goidescu <i>et al.</i> (2013)	Avaliação do comportamento do dano
Montesano <i>et al.</i> (2013)	Avaliação do comportamento em fadiga
Gornet <i>et al.</i> (2013)	Determinação do limite de resistência à fadiga
Naderi <i>et al.</i> (2012)	Monitoramento de energia térmica dissipada e evolução de danos
Colombo <i>et al.</i> (2012a)	Avaliação experimental do dano por fadiga
Colombo <i>et al.</i> (2012b)	Avaliação da resposta térmica a cargas mecânicas

O aumento progressivo da tensão aplicada durante o carregamento cíclico de um material compósito causa um aumento correspondente na temperatura, e a variação de temperatura pelo número de ciclos, demonstra um comportamento bi linear quando plotados em função da tensão máxima aplicada, sendo que o ponto de intersecção das duas porções lineares no gráfico coincide com o HCFS (MONTESANO, 2013; SAWI, 2014; BAGHERI, 2014). Abaixo de HCFS, o material compósito está sendo carregado elasticamente, embora alguns danos permanentes microscópicos ocorram em um nível mínimo, portanto, o aumento de temperatura é devido à dissipação geral de calor para os arredores a uma taxa constante em relação à variação de temperatura pelo número de ciclos plotados em função da tensão máxima aplicada (MONTESANO, 2013). Acima de HCFS, o aumento de temperatura acelera devido a flutuações de tensão substancialmente aumentadas no nível microscópico em torno de interfaces de fibra / matriz, interfaces de camadas e vazios, levando à deformação permanente da matriz, ruptura de fibras, reorientação de fibras, descolagem da interface fibra / matriz, descolagem da interface de camadas, e mecanismos de fricção associados (MONTESANO, 2013). Embora uma norma ASTM (*American Oscite for Testinha and. Material*) ou ISO (*Internacional Organizativo for Standardization*) ainda não tenha sido desenvolvida para usar a termografia para detectar o HCFS de materiais compósitos sob carga de fadiga, esta metodologia foi empregada e / ou validada com sucesso em ensaios de fadiga convencionais em alguns estudos em materiais compósitos (COLOMBO, 2012a; MONTESANO, 2013; GORNET, 2013; BAGHERI, 2014; SAWI, 2014; PEYRAC, 2015).

Diferentes metodologias têm sido desenvolvidas na literatura, inicialmente aplicadas a materiais homogêneos e, recentemente, aplicados também a materiais compósitos. Busca-se uma correlação entre a resposta térmica de compósitos sob cargas mecânicas, estáticas ou dinâmicas, e o comportamento à fadiga destes materiais e discutem-se metodologias termográficas com aplicações a fim de relacionar variações na resposta térmica ao HCFS de compósitos.

Na literatura, alguns autores relacionaram o final do estágio termoelástico em ensaio estático de tração ao limite de fadiga de materiais homogêneos (CLIENTI, 2010), ou à resistência à fadiga de compósitos. Conforme indicado pela teoria termoelástica, as variações térmicas para tensões de tração são negativas e decrescem linearmente com a carga aplicada. O gradiente da curva inverte o sinal e as variações térmicas tornam-se positivas na fase plástica, onde a carga aplicada produz deformações plásticas locais que são grandes o suficiente para afetar o comportamento térmico. Demonstrou-se que a mudança na inclinação está correlacionada com o final de uma primeira fase totalmente elástica, e corresponde ao início de

uma fase diferente (deformação microplástica) (GERACI, 1995). Quando a tensão está próxima do limite de fadiga, ocorre um aumento significativo da temperatura, reduzindo assim o efeito da diminuição da temperatura causada pela tensão de tração (RISITANO, 2009). Este valor de tensão foi denominado σ_D , onde D significa início de dano. Se a carga aplicada for inferior a σ_D , os defeitos presentes nos materiais não se propagam e a tendência global da temperatura durante os testes estáticos de tração é linear (COLOMBO, 2012a; LIBONATI, 2013).

Junto com esta aplicação da termografia em testes de tração estático, também as cargas dinâmicas podem ser levadas em consideração, e considerações sobre as mudanças de temperatura da superfície podem ser propostas. A partir de observações experimentais (LA ROSA, 2000), ficou claro que durante a fadiga a temperatura superficial dos corpos-de-prova carregados tende a atingir um valor constante, característico do nível de tensão. Além disso, a resposta térmica inicial às cargas cíclicas (dinâmicas), ou seja, o aumento da temperatura (ΔT) durante a ciclagem (ΔN), portanto a razão $\Delta T/\Delta N$, é uma característica típica de cada material testado e pode estar relacionada à tensão aplicada. De acordo com a literatura, os valores de $\Delta T/\Delta N$, plotados em função das diferentes tensões aplicadas, apresentam uma tendência linear dupla (LA ROSA, 2000). A interceptação entre essas duas linhas identifica um nível de tensão, que corresponde ao limite para o início do dano, que foi experimentalmente encontrado como próximo ao limite de resistência à fadiga. Esta observação experimental foi confirmada não apenas para materiais homogêneos, mas também para compósitos (COLOMBO, 2012a; COLOMBO, 2012b). Um esquema do procedimento para determinação do HCFS em materiais compósitos é dado na Figura 2.16.

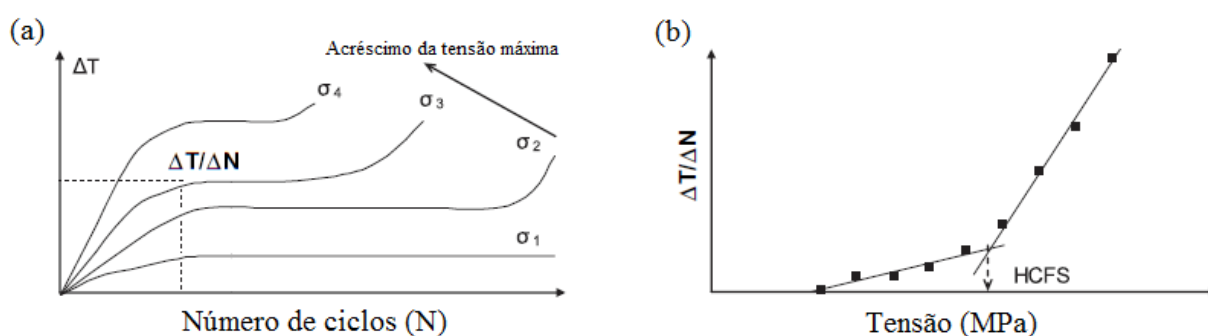


Figura 2.16: Representação esquemática do procedimento para determinação do HCFS, em (a) ΔT em função do número de ciclos e (b) comportamento bilinear $\Delta T / \Delta N$ em relação à amplitude de tensão, (Adaptado de MONTESANO, 2013).

2.7. Histerese

Ensaio de fadiga são normalmente executados em controle por carga, deslocamento, tensão ou deformação. Os dados obtidos são carga (ou tensão) e deslocamento (ou deformação) em função do tempo. A plotagem de tensão em relação a deformação para cada ciclo revela um ciclo de histerese, que resulta da diferença de fase entre a tensão e deformação, provocada pelo amortecimento no material (DOWLING, 2019).

Os materiais sujeitos a carga cíclica, absorvem energia, parte da qual pode ser armazenada como energia potencial dentro da estrutura do material, mas a maior parte é dissipada como calor para o ambiente. Essa dissipação de energia pode ser pequena e até difícil de medir, mas está sempre presente. A dissipação de energia em materiais, denominada amortecimento ou atrito interno, é causada por uma ampla gama de mecanismos físicos dissipativos, que dependem do material, temperatura e da frequência de carregamento cíclico envolvido (DOWLING, 2019).

O trabalho mecânico total, W , absorvido por um material durante um ciclo pode ser determinado por meio de um ensaio de histerese, onde a curva tensão-deformação relativa ao material é obtida como mostra a Figura 2.17.

A integral da curva de tensão em função da deformação corresponde ao trabalho total de deformação (Equação 2.9):

$$w = \int \sigma d\varepsilon \quad (2.9)$$

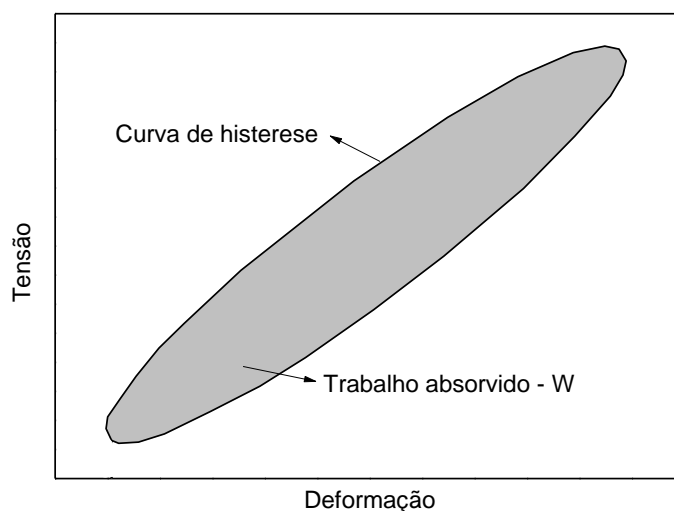


Figura 2.17 – Representação gráfica da curva de histerese.

O fator de amortecimento do material, ou o fator de perda δ , é consequência do trabalho mecânico absorvido irreversivelmente pelo material durante o processo de carregamento e descarregamento cíclico e representado pela área sob a curva tensão em função da deformação,

ou seja, corresponde ao trabalho total de deformação durante a aplicação de carregamento menos o trabalho total de deformação durante a retirada do carregamento.

A relação entre o trabalho de deformação e o comportamento viscoelástico de um material pode ser deduzida considerando um sólido viscoelástico com módulo complexo, conforme representado pela Equação 2.10 (RITTEL, 2000):

$$E^* = E'(\omega) + jE''(\omega) \quad (2.10)$$

Sendo que (ω) corresponde à frequência angular, E' é o módulo de armazenamento e E'' é o módulo de perda. Para uma dada deformação, representada pela Equação 2.11, a tensão correspondente é equivalente à Equação 2.12, onde δ é o ângulo de fase entre a tensão aplicada e a deformação correspondente, ou seja:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \text{sen } \omega t \quad (2.11)$$

$$\sigma = \sigma_0 \text{sen}(\omega t + \delta) \quad (2.12)$$

Dessa forma, a energia, ou o trabalho total de deformação em único ciclo é representado pela Equação 2.13:

$$w = \omega \varepsilon_0^2 \int (E' \text{sen } \omega t \cos \omega t + E'' \cos^2 \omega t) dt \quad (2.13)$$

O primeiro termo da integral é igual a zero, uma vez que não contribui com a dissipação de energia durante o ciclo. O segundo termo é diferente de zero e resulta na expressão de dissipação de energia representada pela Equação 2.14:

$$w = \pi E'' \varepsilon_0^2 \quad (2.14)$$

em que, o módulo de perda E'' é representado pela Equação 2.15:

$$E'' = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} \text{sen } \delta \quad (2.15)$$

Assim, a Equação para o trabalho total resulta na Equação 2.16:

$$w = \pi \sigma_0 \varepsilon_0 \text{sen } \delta \quad (2.16)$$

O fator $\text{sen} \delta$ pode ser determinado por meio do ensaio de histerese em fadiga, ou seja, pela curva tensão em função da deformação. A variação desse fator durante etapas pré-determinadas de ciclagem pode ser utilizada para quantificar danos acumulados no material (STEINBERGER, 2006). Em ensaio de fadiga, o trabalho de deformação aumenta com a

frequência de ciclagem, portanto, a frequência deve ser inserida na Equação (2.16) e multiplicada pelo fator $\omega/2\pi(f)$ que resulta na Equação 2.17:

$$W = \pi f \sigma_0 \varepsilon_0 \text{ sen } \delta \quad (2.17)$$

2.8. Correlação Digital de Imagem (DIC)

O DIC é um método ótico, não destrutivo de análise experimental de deformações, que requer reduzida preparação dos corpos de prova, cuja aplicabilidade e fiabilidade tem sofrido um desenvolvimento acentuado desde a sua criação, na década de 80. O princípio básico desta técnica é comparar as imagens digitais obtidas antes e depois da deformação de um objeto, estabelecer uma correspondência entre elas e tirar conclusões sobre as mudanças que ocorreram na superfície, determinando assim o deslocamento e a deformação. (LIU *et al.*, 2017).

O funcionamento da técnica consiste em comparar uma imagem digital da superfície de um corpo de prova deformado com a imagem original, usando uma função matematicamente bem definida de correlação com base em um subconjunto de píxeis, o que permite determinar o deslocamento ocorrido entre os dois estados, antes e após a deformação (SANTOS *et al.*, 2015). Em outras palavras, ao selecionar um ponto na imagem inicial, pretende-se determinar a sua nova posição na imagem deformada. Determinar a correspondência significa considerar não apenas o ponto desejado, mas também o conjunto de $m \times n$ píxeis na vizinhança desse ponto. A distribuição de intensidades nesta região – *subset* – é então comparada com as de todas as regiões que podem ser definidas na imagem final para encontrar a melhor correspondência. Tem a vantagem de não envolver contato, fazendo uso de uma simples configuração óptica, não mostrando sensibilidade à iluminação nem vibração (LIU *et al.*, 2017).

Esta técnica utiliza padrões de texturas na superfície do material, como portadores de informação, devendo esta não ter uma orientação. Uma maneira de resolver esse tipo de problema consiste na aplicação de um *speckle* aleatório (Figura 2.18), que consiste na impressão de pontos sobre a superfície do corpo de prova, para que estes acompanhem a deformação do material sem interferir nas propriedades mecânicas, sendo essa a única fase de preparação do corpo de prova a ensaiar com o objetivo de ser estudado por meio do DIC. Ao pós-processar sucessivamente as imagens capturadas em frequência constante usando uma função de correlação adequada, o padrão de deslocamento pode ser obtido combinando as superfícies das imagens capturadas antes e depois da deformação ou deslocamento. (SKARŻYŃSKI *et al.*, (2011) SUTTON *et al.*, (2000).

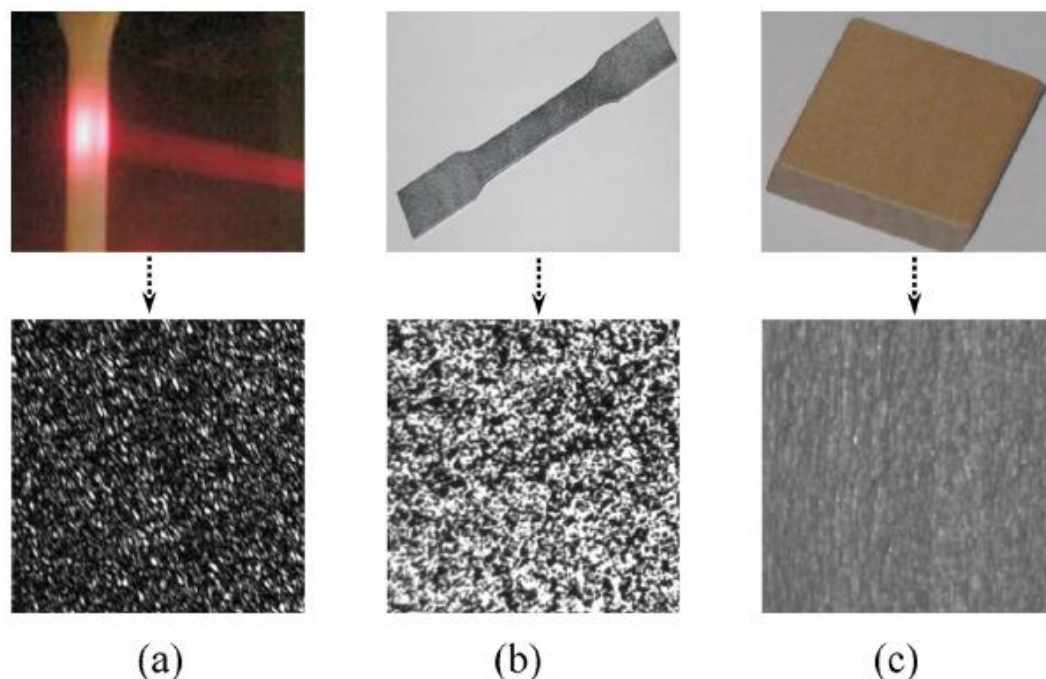


Figura 2.18: Três tipos de *speckle* aleatório obtidos por diferentes métodos de aplicação. (a) pontilhado a laser; (b) textura pintada; e (c) textura natural (textura de madeira), (LIU *et al.*, 2015).

Da diferença entre as posições de um dado ponto no corpo de prova, nas imagens inicial e final, calcula-se o deslocamento sofrido por esse ponto. Ao estender este método para múltiplos pontos na superfície do corpo de prova em deformação, uma aproximação do campo de deslocamento presente pode ser obtida (PAN, 2009).

O DIC é uma ferramenta poderosa, versátil e flexível para medir deformações de superfície, devido às seguintes vantagens de acordo com Pan (2009).

- Nenhum contato necessário;
- Nenhuma correção é necessária, pois a deformação real é medida;
- As imagens da câmera podem evidenciar os mecanismos de deformação e falha;
- Rápida preparação das amostras;
- Medição em 2D e 3D;
- Validar simulações de elementos finitos com dados;
- As dimensões do objeto analisado pode variar de pequenos objetos a grandes estruturas;
- As medições podem ser efetuadas para diferentes taxas de carregamentos.

2.8.1. Aplicação em materiais compósitos

Dentre os principais tipos de materiais para os quais esta técnica é utilizada estão os materiais compósitos, justificado pelo fato da medição e interpretação dos campos de deformação em laminados compósitos exigirem considerações especiais, devido à heterogeneidade e anisotropia do material (PAN, 2009).

Assim sendo, sua utilização permite que diversas estruturas, que vem sendo ultimamente cada vez mais confeccionadas em compósitos em diferentes formatos e tamanhos, e submetidas as mais diversas formas de carregamento, tenham suas propriedades mecânicas e de falha avaliadas com menor esforço.

Realizando uma pesquisa na literatura encontram-se alguns trabalhos realizados utilizando DIC, estes e seus objetivos são listados na Tabela 2.7:

Tabela 2.7- Trabalhos encontrados na literatura utilizando DIC.

Autor	Objetivo
Gonabadi <i>et al.</i> (2022)	Avaliar o efeito da orientação das camadas nas propriedades de tração/cisalhamento e modos de falha
Wang <i>et al.</i> (2022)	Monitoramento de campo de deformação
Strohmann <i>et al.</i> (2021)	Deteção de trincas
Özaslan <i>et al.</i> (2021)	Identificação de danos
Mehdikhani <i>et al.</i> (2021)	Caracterização da orientação da fibra em compósitos unidirecionais
Quanjin <i>et al.</i> (2020)	Medição de deformações
Huh <i>et al.</i> (2019)	Deteção de danos
Krishnan <i>et al.</i> (2019)	Avaliação de um modelo de dano por fadiga
Orell <i>et al.</i> (2018)	Determinação experimental de constantes elásticas
Kyler <i>et al.</i> (2017)	Avaliação de propriedades de expansão térmica
Tekieli <i>et al.</i> (2017)	Confirmar medidas obtidas com outras técnicas
Zhao <i>et al.</i> (2017)	Determinação de módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson
Gonzales <i>et al.</i> (2017)	Cálculo de propriedades de fratura, fator de intensidade de tensão
He <i>et al.</i> (2016)	Construções de curvas tensão-deformação, normal e cisalhante
Giancane, <i>et al.</i> (2010)	Avaliação da evolução das falhas em fadiga

2.10. Análise de Falhas

O crescente uso de materiais compósitos nos mais variados setores industriais, está levando a uma demanda cada vez maior por análises fractográficas, objetivando um melhor entendimento sobre os mecanismos de danos e falhas em componentes fabricados com estes materiais. A fractografia é o estudo das morfologias da superfície da fratura e fornece uma visão sobre os mecanismos de dano e falha, sendo vital para a análise de componentes em materiais compósitos após a falha, cujas descobertas podem ser usadas para aperfeiçoar projetos futuros (GREENHALGH, 2009).

As metodologias de análise que existem para estudar falhas em materiais compósitos assemelham-se as utilizadas para a análise em metais e podem ser amplamente adaptadas a partir das metodologias utilizadas para a análise de falhas de estruturas metálicas. No entanto, certas características dos materiais compósitos tornam sua análise de falha mais complexa quando comparados às estruturas metálicas. Especificamente, a anisotropia do material, o uso de ligações adesivas e a capacidade de fraturas em diferentes modos de falha aumentam a dificuldade da análise de falha do material compósito (STUMPPFF, 2001). Outra semelhança entre materiais compósitos e estruturas metálicas na investigação de suas falhas é a classificação das suas causas. (MOALLI, 2001) descreve que as três causas para falhas de compósitos são as mesmas de estruturas metálicas, ou seja, erro de projeto, fabricação incorreta e uso inadequado do produto final. Segundo Greenhalgh (2009), os materiais compósitos falham em uma infinidade de modos de falha, que são dependentes de uma variedade de fatores, incluindo a geometria do componente, ambiente, arquitetura e condições de carregamento.

Embora os materiais compósitos ofereçam propriedades mecânicas superiores em comparação com materiais tradicionais, como ligas metálicas, seu desempenho sob carregamentos em compressão é relativamente pobre. Sua natureza anisotrópica, juntamente com as interações que se desenvolvem entre os processos de fratura, tornam difícil a previsão de falhas. Ao contrário dos materiais isotrópicos, que geralmente fraturam normal à direção da tensão principal, a fratura em compósitos é uma combinação de diferentes mecanismos de falha interagindo. Três tipos diferentes de modo de falha (GROVE e SMITH, 1987) foram identificados em compósitos reforçados com fibras, que dependem do plano em que a falha ocorreu, conforme Figura 2.19.

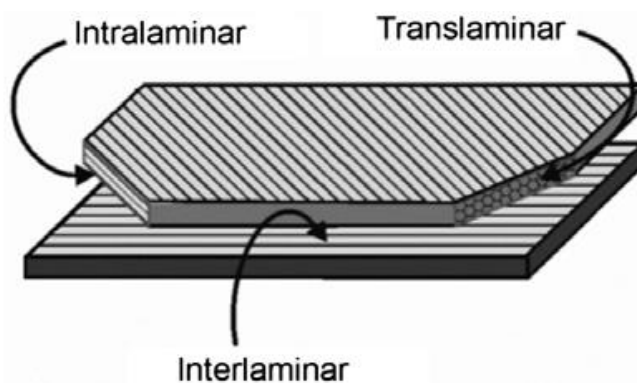


Figura 2.19 - Modos de falha em laminados compósitos reforçados com fibras (adaptado de GROVE e SMITH, 1987).

Greenhalgh (2009) dividem os modos de falha compostos nos seguintes grupos: translaminar, intralaminar e interlaminar. As falhas translaminares referem-se a falhas nas quais as fibras de reforço falham. Os modos de falha das fibras de reforço incluem clivagem, flambagem e cisalhamento da fibra. Falhas intralaminares referem-se a falhas através da espessura entre as fibras, enquanto falhas interlaminares, também conhecidas como delaminação, referem-se a fraturas entre as camadas.

A Tabela 2.8 apresenta alguns trabalhos recentes encontrados na literatura focados na análise de falhas em materiais compósitos.

Tabela 2.8 Trabalhos recentes encontrados na literatura focados na análise de falhas em materiais compósitos.

Autor	Material	Carregamento
Marques <i>et al.</i> (2022)	Carbono / epóxi	Tração
Silva <i>et al.</i> (2022)	Carbono/PEI	Tração
Marques <i>et al.</i> (2021)	Carbono / epóxi	Tração
Greenhalgh <i>et al.</i> (2021)	Carbono / epóxi	Tração
Mohammadi <i>et al.</i> (2021)	Carbono / epóxi	Flexão
Mohammadi <i>et al.</i> (2020)	Carbono / epóxi	Tração
Barbosa <i>et al.</i> (2019)	Carbono / Elium® 150	Flexão
Sevenois <i>et al.</i> (2019)	Carbono / epóxi	Tração / Compressão
Stepashkin <i>et al.</i> (2019)	Carbono / carbono	Compressão
Opelt <i>et al.</i> (2018)	Carbono / epóxi	Compressão
Opelt <i>et al.</i> (2017)	Carbono / epóxi	Compressão

3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1. Considerações Iniciais

Este capítulo apresenta a metodologia de pesquisa adotada, no que se refere ao procedimento experimental, máquinas, dispositivos, instrumentação, *softwares* e normas utilizadas na execução dos testes laboratoriais. Em relação ao material utilizado no desenvolvimento deste trabalho, é apresentado sua composição, processo de fabricação e normativas utilizadas na confecção das amostras, bem como dimensões dos corpos de prova.

3.2 Material

O material utilizado no desenvolvimento experimental deste trabalho foi um pré-impregnado de fibras de carbono/resina epóxi HexPly® 8552, fornecido pela Hexcel Composites, denominado de prepreg, de uso corrente na indústria aeronáutica, doado por uma empresa do ramo aeronáutico para estudo. A Tabela 3.1 apresenta as principais características da fibra de carbono e do sistema de resina utilizados na fabricação do pré-impregnado, segundo a especificação do fabricante (HEXCEL COMPOSITES, 1998). As principais características do pré-impregnado utilizado são apresentadas na Tabela 3.2.

O termo “prepreg” é utilizado pela indústria de material compósito para identificar reforços de fibras pré-impregnadas com uma resina polimérica parcialmente curada. Este material é comercializado na forma de uma fita ou tecido, o qual é moldado e curado sem se adicionar nenhum outro produto ou resina. Esta forma de material compósito é amplamente utilizada para a fabricação de peças com aplicações estruturais, especialmente na indústria de produtos para o mercado aeroespacial (ANCELOTTI *et al.*, 2014).

O tecido HS (*Harness Satin*) possui construção (urdidura/trama) apresentada na Figura 3.1. Camadas individuais destes tecidos são assimétricas, formados de tal maneira que os cabos apresentem um comprimento maior entre as sobre passagens ou amarrações (*harness*). O tecido utilizado no presente trabalho corresponde ao 8HS. Neste tecido, as fibras (ou cabos) são orientadas a 0° e 90°. A direção a 0° corresponde à urdidura e a direção a 90° corresponde à trama. O número 8 corresponde essencialmente a uma unidade repetitiva no tecido. Cada cabo de fibra na direção da urdidura passa acima de 7 cabos e abaixo de 1 que estão na direção correspondente a trama do tecido (MYSLINSKI, 1997). Este tipo de arranjo permite melhor conformação do tecido durante o processo de moldagem, além de proporcionar um aumento nas propriedades de resistência à tração e compressão, uma vez que possui menor número de

cabos sob efeito de dobramento. Os compósitos destinados aos ensaios foram moldados com 8 camadas de pré-impregnado em uma sequência de empilhamento orientadas a $[0, 90]_8$. O painel de teste foi curado em uma autoclave sob um ciclo de temperatura/pressão de 180 °C/100 psi, por durante 2 horas, conforme recomendação do fornecedor.

Tabela 3.1 – Propriedades do pré-impregnado: especificação do fabricante (HEXCEL COMPOSITES, 1998).

	Propriedades	Valores	Unidades
	Sistema de resina HexPly® 8552	Temperatura de cura final	180
Temperatura de transição vítrea (TG)		200	°C
Massa específica		1,301	g/cm ³
Resistência a tração		121	MPa
Módulo de elasticidade		4.670	MPa
Coefficiente de Poisson		0,35	-
Fibra de carbono AS4 3K	Massa específica	193	g/m ³
	Massa específica	1,77	g/cm ³
	Resistência a tração 0°	828	MPa
	Resistência a tração 90°	793	MPa
	Modulo de elasticidade em tração 0°	68	GPa
	Resistência a compressão 0°	883	MPa
	Módulo de elasticidade em compressão 0°	60	GPa

Tabela 3.2 – Propriedades físicas do pré-impregnado (HEXCEL COMPOSITES, 1998).

Propriedades	Valores	Unidades
Massa específica nominal do laminado	1,57	g/cm ³
Tipo de tecido	8HS	-
N° de filamento / cabo	3.000	-
Porcentagem de resina	55,29	%
Espessura nominal @ 37 % de teor de resina	0,195	mm

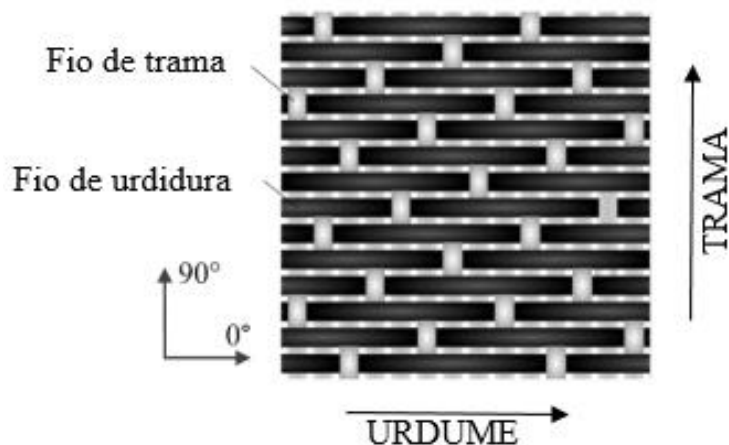


Figura 3.1 – Representação gráfica do Tecido 8HS (Adaptado de SHI, 2013).

3.3. Metodologia Experimental

O fluxograma apresentado na Figura 3.2 mostra as etapas do desenvolvimento experimental do presente trabalho. Cada etapa do desenvolvimento experimental é descrita nos itens subsequentes.

3.4. Fabricação dos Compósitos

Foram moldados painéis para a obtenção de amostras para os ensaios de compressão, conforme especifica a norma ASTM D3410 (2016). Os compósitos destinados aos ensaios de compressão foram moldados com empilhamento de camadas orientadas a $[0/90]_8$.

As amostras a serem ensaiadas (Figura 3.3) foram previamente analisadas por microscopia óptica e estereoscopia, visando identificar possíveis defeitos na produção das amostras devido ao processo de laminação, sendo utilizadas nos ensaios realizados neste trabalho apenas amostras sem defeitos que comprometam os testes.

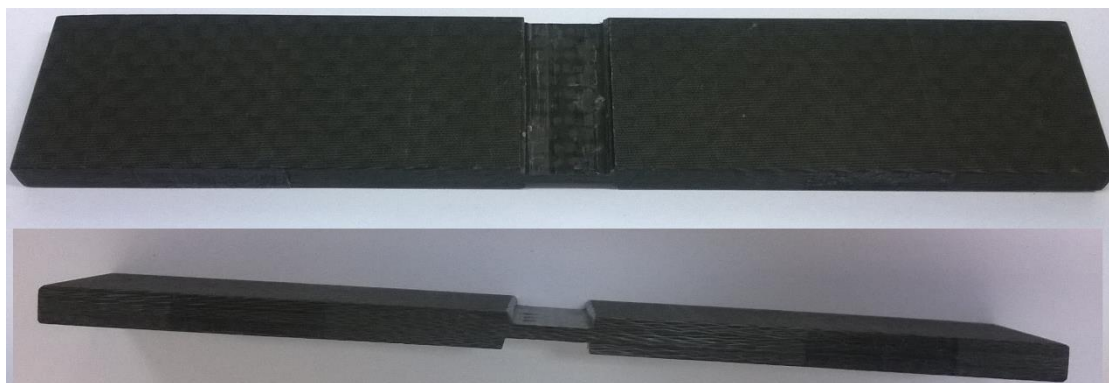


Figura 3.3 – Amostra para os ensaios de compressão conforme ASTM D3410 (2016).

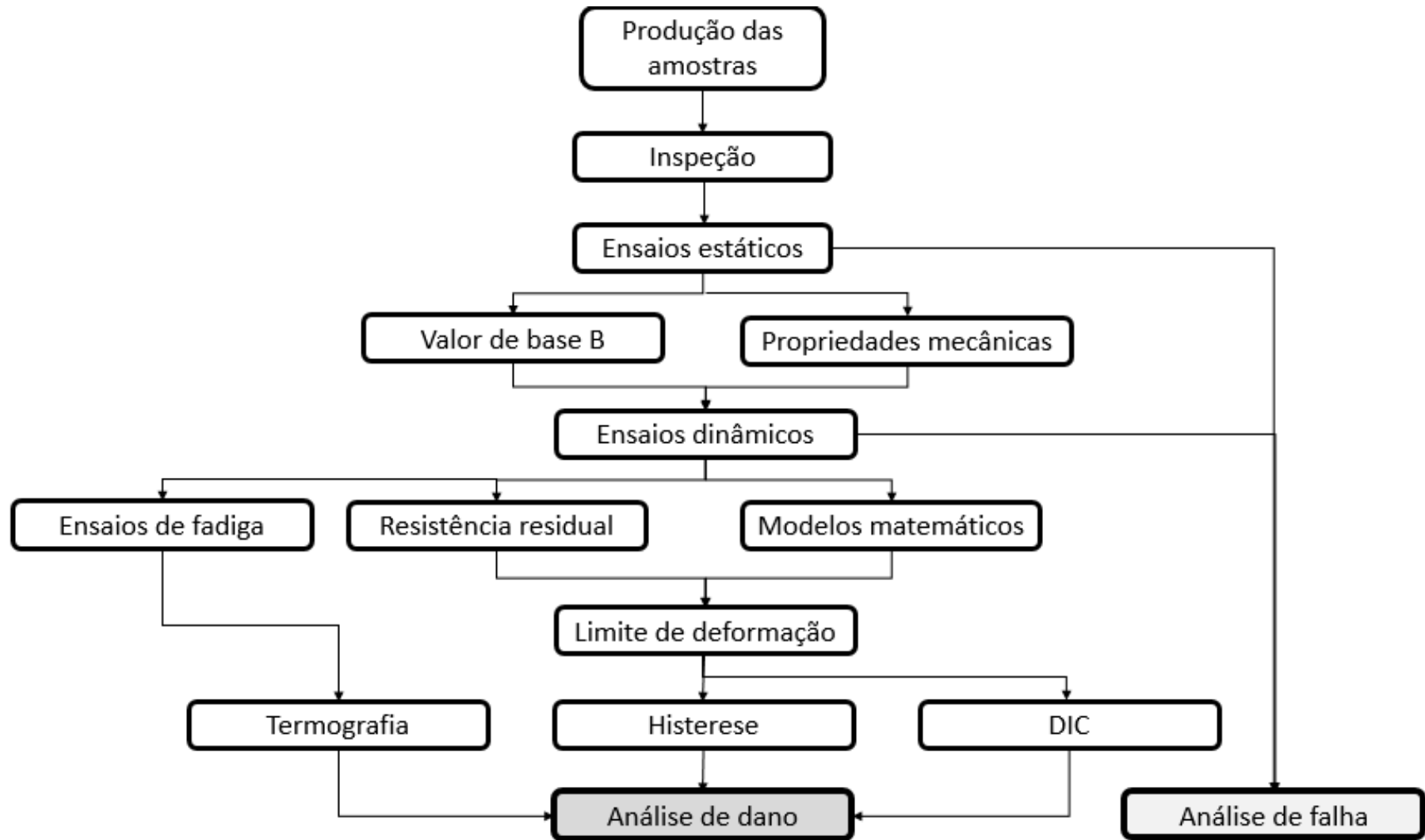


Figura 3.2 – Fluxograma geral do procedimento experimental adotado.

3.5. Ensaio Estáticos

Os ensaios estáticos para determinação das propriedades mecânicas à compressão foram realizados no Núcleo de Tecnologias em Compósitos (NTC) da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI), em uma máquina servo-hidráulica, INSTRON 8801, apresentada na Figura 3.4. O ensaio foi instrumentado com um sistema de vídeo extensometria, (advanced Video Extensometer - AVE), modelo - 2663-821 - INSTRON, com lente FOV 60 mm, para aquisição de dados das deformações longitudinais e transversais e software BlueHill e DIC para levantamento do mapa de deformação durante a realização dos ensaios. Todos os ensaios foram realizados em ambiente com temperatura de $24 \pm 5^\circ\text{C}$ e umidade relativa em torno de 50%. Para realização dos ensaios estáticos foram utilizados 15 corpos de prova.

O número de corpos de prova é maior que o sugerido pela norma ASTM D3410 (2016) objetivando reduzir o desvio padrão (dispersão) dos resultados e, assim, permitir a obtenção do valor de referência estatístico a ser utilizado nos ensaios de fadiga. O valor de referência neste trabalho é chamado de valor de base B. O valor de base B é obtido por meio de uma redução estatística, na qual pelo menos 90% da população ensaiada deve apresentar um valor de resistência igual ou superior ao limite de tolerância mínimo de resistência com 95% de confiança. O procedimento de cálculo do valor de base B é apresentado no item 3.8.

3.6. Ensaio de Resistência à Compressão Estático

Os ensaios estáticos de resistência à compressão foram realizados segundo procedimento descrito na norma ASTM D3410 (2016). As amostras foram preparadas de acordo com as dimensões sugeridas pela norma, e suportes (*tabs*) de fibra de carbono/epóxi foram colados nas extremidades das amostras com a finalidade de reduzir os efeitos de tensões nas regiões de fixação (garras da máquina de ensaio) conforme Figura 3.4. A velocidade de ensaio adotada para o ensaio de compressão foi de 1,5 mm/min conforme especifica a norma ASTM D3410 (2016).

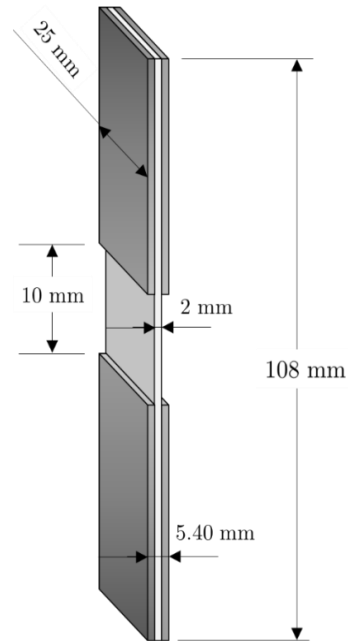


Figura 3.4 - Dimensões dos corpos de prova conforme ASTM D3410 (2016).

A Figura 3.5 apresenta o posicionamento da amostra na máquina de ensaio e do sistema de vídeo extensometria na amostra para aquisição das deformações longitudinais e transversais, que foram utilizadas para o cálculo da resistência a compressão, módulo de elasticidade e do coeficiente de Poisson.

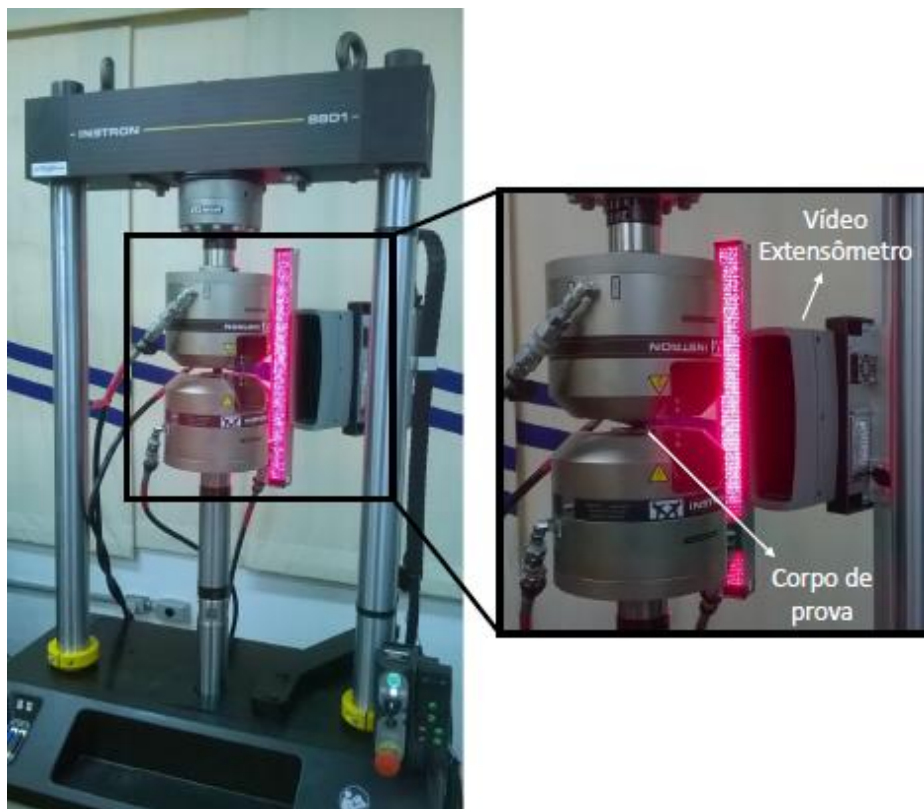


Figura 3.5 – Aparato utilizado para realização dos ensaios de resistência à compressão.

As propriedades mecânicas a serem obtidas com a realização destes ensaios são:

- Limite de resistência a compressão;
- Módulo de elasticidade;
- Coeficiente de Poisson;
- Deformação na ruptura.

A resistência à compressão, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson são calculados conforme as Equações (3.1), (3.2) e (3.3):

$$\sigma = \frac{F}{b \cdot h} \quad (3.1)$$

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad (3.2)$$

$$\nu = \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_l} \quad (3.3)$$

Sendo: σ é a resistência à compressão (MPa), F é a força aplicada em (N), b e h são largura e espessura em (mm) conforme apresentado na Figura 3.6, E é o módulo de elasticidade (GPa) e ε é a deformação ($\Delta L/L$) dada em (mm/mm), ν é o coeficiente de Poisson, ε_t é a deformação transversal e ε_l é a deformação longitudinal.

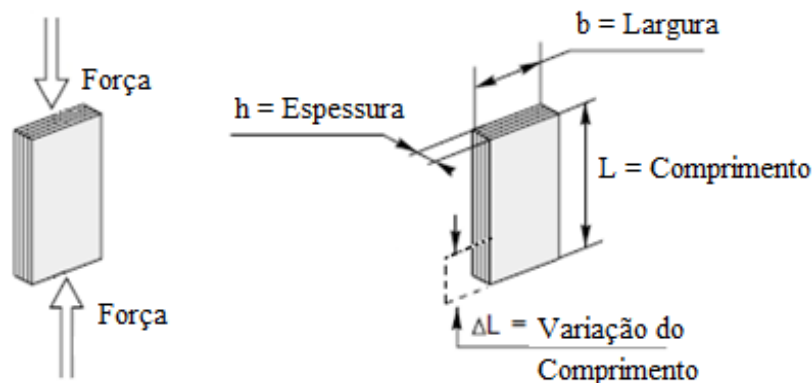


Figura 3.6 – Representação esquemática do ensaio de resistência à compressão.

3.7. Procedimento para Classificação dos Modos de Falha

A Classificação dos modos de falha foram realizadas conforme “Códigos para classificação de falha (ASTM D3410 / D3410M - 16)”. A norma ASTM D3410 (2016) recomenda classificar o modo, a área e local da falha para cada corpo de prova. Deve-se escolher um código de modo de falha em três letras que caracterizem a falha (modo, área e local) conforme apresentado respectivamente nas tabelas 3.3, 3.4 e 3.5.

Tabela 3.3 – Modo de falha.

Modo de falha	Código
Angular (<i>angled</i>)	A
Vassoura (<i>brooming</i>)	B
Esmagamento na extremidade (<i>end-crushing</i>)	C
Delaminação (<i>delamination</i>)	D
Flambagem de Euler (<i>Euler buckling</i>)	E
Através da espessura (<i>through-thickness</i>)	H
Bandas de torção (<i>kink-bands</i>)	K
Lateral (<i>lateral</i>)	L
Múltiplos modos (<i>multi-mode</i>)	M(XYZ)
Divisão longitudinal (<i>splitting</i>)	S
Cisalhamento transversal (<i>transverse shear</i>)	T
Explosiva (<i>explosive</i>)	X
Outros (<i>other</i>)	O

O primeiro caractere do código de identificação da falha descreve o modo de falha. Todos os modos de falha na tabela 3.3 “Primeiro Caractere” são aceitáveis, com exceção do esmagamento nas extremidades (C) e flambagem (E). Um modo de falha de flambagem não pode ser determinado por inspeção visual da amostra durante ou após o teste, portanto, deve ser determinado via uma inspeção da curva tensão-deformação ou força-deslocamento após a realização do ensaio.

Tabela 3.4 – Área da falha.

Área da falha	Código
Interior do aperto (<i>inside grip/tab</i>)	I
No aperto (<i>at grip/tab</i>)	A
Área útil (<i>gage</i>)	G
Múltiplas áreas (<i>multiple areas</i>)	M
Adesivo do tab (<i>tab adhesive</i>)	T
Varias (<i>various</i>)	V
Desconhecida (<i>unknown</i>)	U

Tabela 3.5 – Local da falha.

Localização da falha	Código
Inferior (<i>bottom</i>)	B
Topo (<i>top</i>)	T
Esquerda (<i>left</i>)	L
Direita (<i>right</i>)	R
Central (<i>middle</i>)	M
Varias (<i>various</i>)	V
Desconhecida (<i>unknown</i>)	U

A área de falha desejável é o meio da secção da amostra, uma vez que a pressão imposta para fixação da amostra tem ação mínima nesta região. Devido ao pequeno comprimento útil dos corpos de prova neste método de teste, é muito provável que a localização da falha seja perto da região de fixação. Embora não tão desejável como o meio da secção da amostra, esta é uma área de falha aceitável. No entanto, qualquer falha que ocorre dentro da região de aperto da amostra não é aceitável. Se uma fração significativa (> 50%) das falhas em uma população de amostragem ocorrer na interface de aperto, deve-se reexaminar os meios de introdução de força para a amostra. Os fatores considerados devem incluir:

- Alinhamento do *tab*;
- material do *tab*;
- adesivo do *tab*;
- tipo de aperto;
- pressão de aperto;
- alinhamento do dispositivo ou garras de ensaio.

Uma falha multimodo (M) pode ser descrita por meio da inclusão de cada um dos códigos de modo de falha entre parênteses na frente do modo de falha M. Por exemplo, uma falha típica em compressão para um laminado [90/0]_{ns}, tendo elementos angular, bandas de torção, e divisão longitudinal no meio da seção, teria um código de modo de falha M (AKS) GM. Exemplos de falhas gerais e códigos de classificação de falhas associados (quatro aceitáveis e quatro não aceitáveis) são apresentados na Figura 3.7.

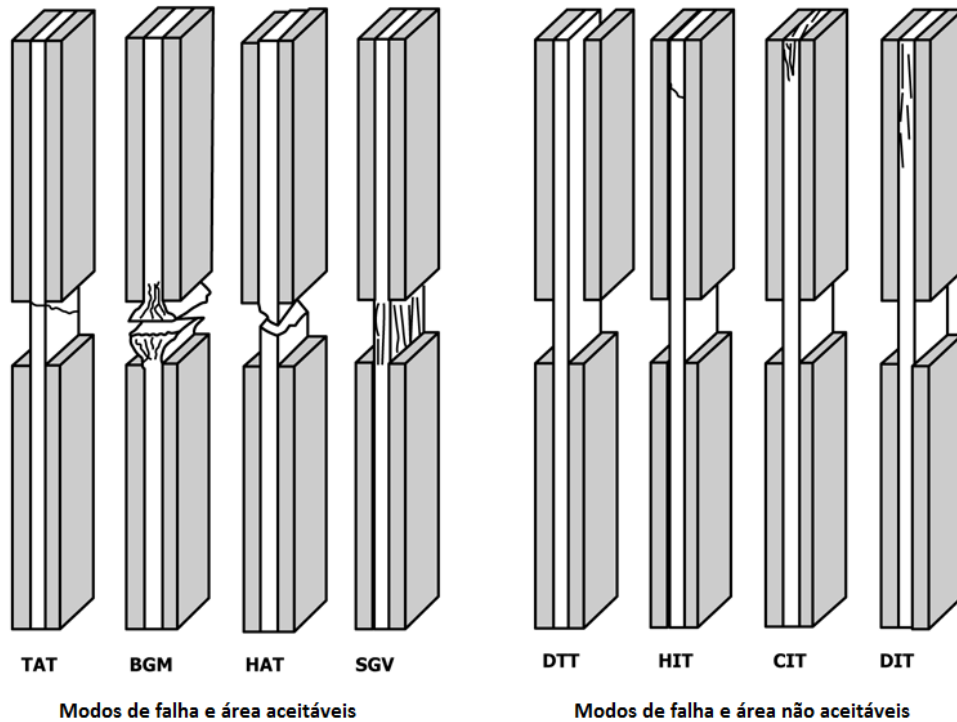


Figura 3.7 - Exemplos de falhas gerais e códigos de classificação de falhas associados (Adaptado de ASTM D3410 (2016)).

3.8. Procedimento para Determinação do Valor de Base B

O valor de base B é obtido por meio de uma redução estatística na qual, pelo menos 90% da população ensaiada apresentarão um valor de resistência igual ou superior ao limite de tolerância mínimo de resistência com 95% de confiança (MILITARY SPECIFICATIONS/DOD - MIL HDBK 17-F, 2002). Os valores de base B foram calculados para a propriedade de resistência à compressão. O valor de base B, para uma condição de ensaio qualquer, pode ser calculado pela Equação (3.4):

$$(B\text{-basis})_j = \bar{x}_j B_j \quad (3.4)$$

sendo: \bar{x}_j é o valor médio da amostragem para a condição j, e B_j é o fator de redução dado pela Equação (3.5):

$$B_j = \bar{x} - (k_B)_j \cdot s \quad (3.5)$$

sendo: \bar{x}_j é o valor médio da amostragem normalizado, s é o desvio padrão normalizado para N amostras, representado pela Equação (3.6) e k_B é o fator de tolerância para a condição j, determinado pela Equação (3.7).

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})^2}{(N-1)}} \quad (3.6)$$

$$(k_B)_j = z_B \sqrt{\frac{f}{Q}} + \sqrt{\frac{1}{c_B n_j} + \left(\frac{b_B}{2c_B}\right)^2} - \frac{b_B}{2c_B} \quad (3.7)$$

Onde: z_B é a variável correspondente a 90% de probabilidade (=1,28155) para distribuição normal, f corresponde ao grau de liberdade para variância (=N-2), e n_j é o número de dados para uma condição j qualquer. Os fatores Q , c_B , b_B são expressados pelas equações abaixo (MILITARY SPECIFICATIONS/DOD - MIL HDBK 17-F, 2002):

$$Q = f - 2,327\sqrt{f} + 1,138 + 0,6057\frac{1}{\sqrt{f}} - 0,3287\frac{1}{f} \quad (3.8)$$

para $f \geq 3$ ou $Q=0,05129$ para $f=2$

$$c_B = 0,36961 + 0,0040342\frac{1}{\sqrt{f}} - 0,71750\frac{1}{f} + 0,19693\frac{1}{f\sqrt{f}} \quad (3.9)$$

$$b_B = 1,1372\frac{1}{\sqrt{f}} - 0,49162\frac{1}{f} + 0,18612\frac{1}{f\sqrt{f}} \quad (3.10)$$

A escolha da distribuição adequada é feita considerando o valor obtido para o nível de significância observado ($OSL = Observed Significance Level$), que deve ser maior do que 0,05, seguindo a ordem de distribuição: Weibull, Normal, Lognormal e Não paramétrica.

3.9. Ensaios de Fadiga

Os ensaios de fadiga para determinação das propriedades mecânicas em fadiga à compressão foram realizados no Núcleo de Tecnologias em Compósitos (NTC) da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI), em uma máquina servo-hidráulica, INSTRON 8801, apresentada na Figura 3.8. O ensaio foi realizado utilizando o *software WaveMatrix*. Instrumentou-se também os ensaios com um sistema de termografia por infravermelho, composto por uma câmera FLIR Systems ThermoCam modelo S60 para monitoramento da distribuição da temperatura superficial das amostras conforme procedimento descrito no item 3.14. Todos os ensaios foram realizados em ambiente com temperatura de $24 \pm 5^\circ\text{C}$ e umidade

relativa em torno de 50%. Para realização dos ensaios de resistência à fadiga em compressão foram utilizados 10 corpos de prova.

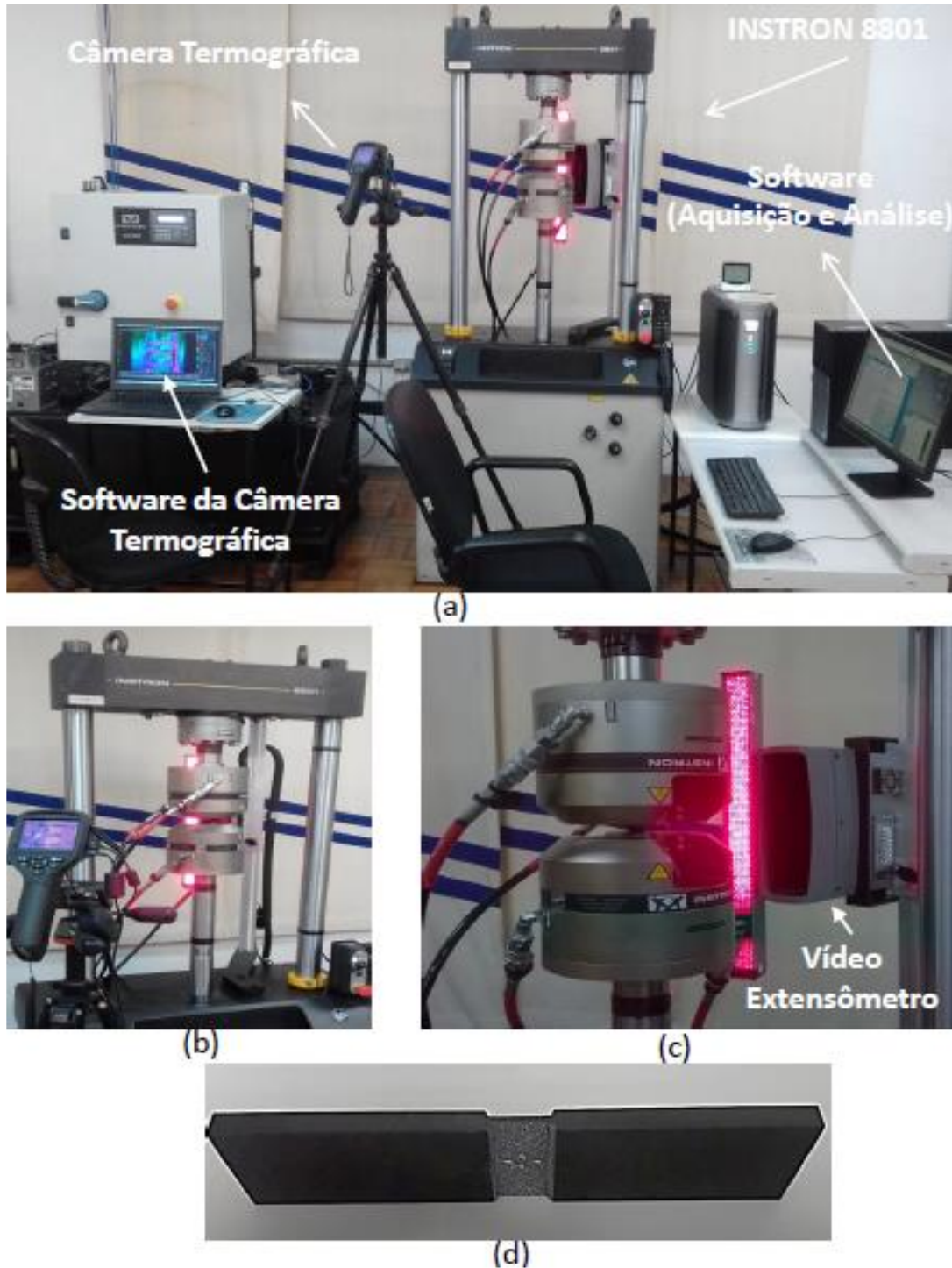


Figura 3.8 - Ensaio de fadiga, composto por um sistema hidráulico de fadiga, INSTRON® 8801 (a), Câmera termográfica (b), Vídeo Extensômetro (c) e corpo de prova (d).

3.10. Ensaio de Resistência à Compressão em Fadiga

Os ensaios de resistência à compressão em fadiga foram realizados segundo o procedimento descrito na norma ASTM D3410 (2016). As amostras foram preparadas de acordo com as dimensões sugeridas pela norma, e suportes (*tabs*) de fibra de carbono/epóxi foram colados nas extremidades das amostras com a finalidade de reduzir os efeitos de tensões nas regiões de fixação (garras da máquina de ensaio) conforme Figura 3.8 (d).

Os ensaios foram realizados em controle por carga e em formato de onda senoidal de amplitude constante. A escolha do ensaio de fadiga com controle por carga foi motivada pela facilidade de execução em relação ao ensaio com controle de deformação. Uma série temporal de tensão utilizada é apresentada na Figura 3.9, exemplificando os parâmetros básicos usados para caracterizar a carga de fadiga.

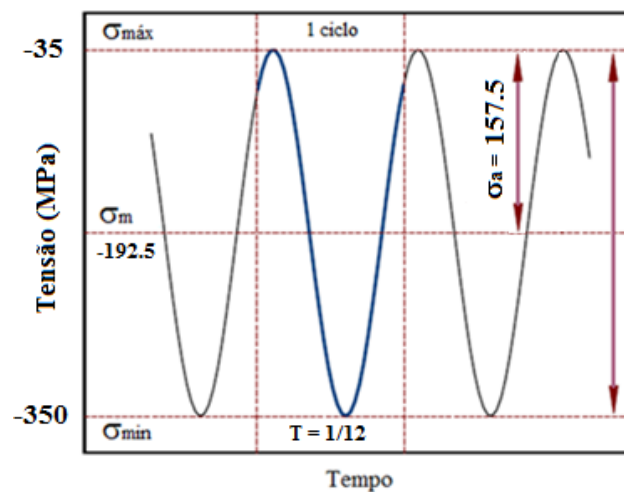


Figura 3.9 – Exemplo de série temporal de fadiga utilizada.

Em um carregamento cíclico generalizado, que pode ser descrito como uma função harmônica, a tensão média aplicada é definida pela metade da soma das tensões máxima e mínima (Equação 3.11), e a amplitude de tensões, pela metade da diferença das tensões máxima e mínima (Equação 3.12), e a razão entre tensão máxima e mínima é dada por R (Equação 3.13). A frequência de teste, f , indica quantos ciclos o material passa por segundo. A carga de fadiga pode ser de amplitude constante ou composta por perfis em blocos, ou de amplitudes variáveis.

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{máx} + \sigma_{min})}{2} \quad (3.11)$$

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_{máx} - \sigma_{min})}{2} \quad (3.12)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (3.13)$$

Os parâmetros do ensaio de fadiga utilizados foram razão de tensão $R=10$, frequência de 12 Hz e número de ciclos limitado a 240.000 ciclos.

O ensaio de resistência à compressão em fadiga foi utilizado para determinação da curva SN, conforme método apresentado no item 3.11, do limite de deformação do material conforme a metodologia apresentada no item 3.12 e também para a determinação do módulo dinâmico, módulo estático (redução de rigidez) e acúmulo de danos no material por meio de levantamento das curvas de histerese, conforme o procedimento descrito no item 3.16.

3.11. Método para Obtenção da Curva SN

O método para obtenção da curva SN com base em dados de fadiga de amplitude constante é mostrado esquematicamente na Figura 3.10. Para a demonstração, três testes diferentes foram selecionados, cada um correspondendo a um nível de tensão diferente e, portanto, resultando em diferentes números de ciclos para falha, indicados por símbolos. Como esperado, quanto menor o nível de tensão, maior a vida em fadiga do material. Uma curva SN é uma linha que simula o comportamento de fadiga obtido experimentalmente e pode ser obtida pela interpolação entre os dados de fadiga coletados, resultando na curva SN do material nas condições de fadiga selecionadas, ou seja, razão de tensão (R), frequência (f), ambiente, etc.

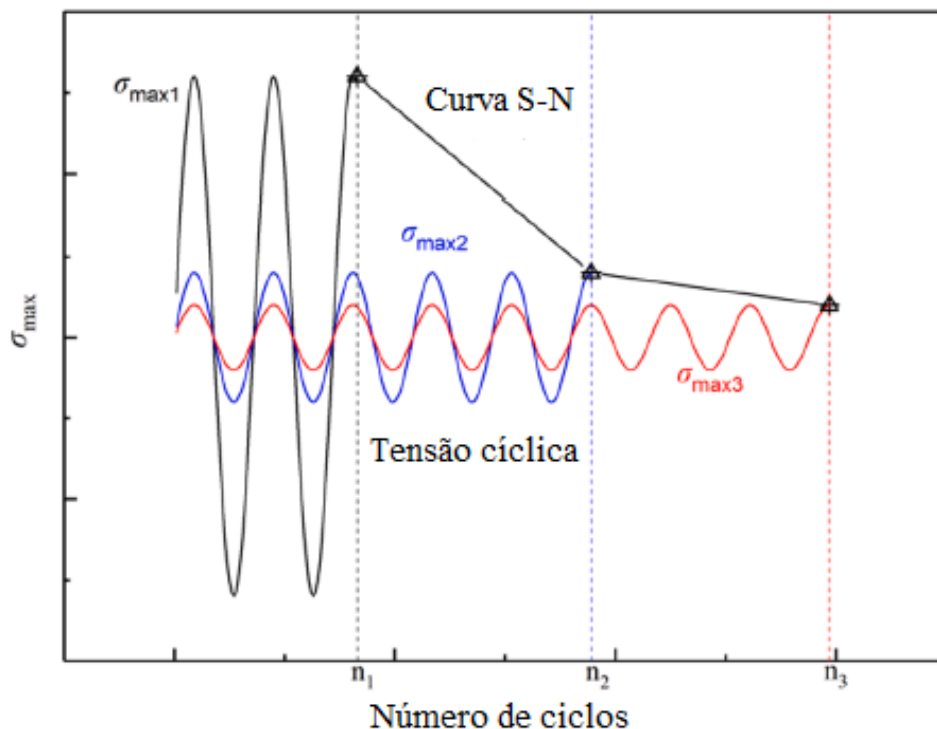


Figura 3.10 – Metodologia para construção da curva SN, (Adaptado de VASSILOPOULOS, 2013).

3.12. Ensaio para Determinação do Limite de Deformação em Fadiga

O presente trabalho utilizara a metodologia para determinação do limite de deformação de compósitos de fibra de carbono/epóxi utilizada por Ancelotti *et al* (2014). O limite de deformação é uma informação importante para o projeto de componentes estruturais e corresponde à máxima deformação (ou carga) que a amostra pode suportar sem apresentar ruptura durante um número de ciclos especificado. Para o desenvolvimento da metodologia neste trabalho são adotados os ensaios de resistência à compressão em fadiga.

Para a determinação do limite de deformação é necessário definir o número de ciclos para o qual os compósitos devem suportar a deformação aplicada sem apresentar ruptura. O número de ciclos foi escolhido com base na vida útil média projetada para uma aeronave comercial (jatos regionais de pequeno porte ou jatos executivos), que é de aproximadamente 60.000 ciclos de voo (uma vida) (FAA - FEDERAL REGISTER, 2010). Normalmente, as estruturas aeronáuticas em compósitos são projetadas para suportar duas vidas em fadiga, portanto, para este trabalho o número de ciclos adotado foi de 120.000 e 240.000 ciclos.

3.13. Metodologia para Determinação do Limite de Deformação

O fluxograma que representa a metodologia para a determinação do limite de deformação utilizada no presente trabalho é apresentado na Figura 3.11. Inicialmente, uma amostra devidamente instrumentada para leitura de deformação é carregada até atingir uma deformação qualquer, estimada com base na deformação registrada nos ensaios estáticos (etapa 1 do fluxograma). A máquina de ensaios foi programada para ciclagem em fadiga com razão de tensão $R=10$ (considerando a carga máxima correspondente à deformação aplicada), frequência de 12 Hz e ciclagem máxima de 120.000 e 240.000 ciclos. Todos os ensaios foram realizados em modo de controle por carga e formato de onda senoidal. Após o acerto dos parâmetros de ensaio, a amostra foi submetida à ciclagem (etapa 2 do fluxograma). Como resultado do processo de ciclagem em fadiga a uma carga (ou deformação) constante, a amostra pode resistir ou pode falhar (etapa 3 do fluxograma).

A aplicação de uma deformação excessiva em fadiga pode resultar na falha prematura da amostra, ou seja, a amostra não suporta a deformação aplicada durante o processo de fadiga e rompe antes do número de ciclos estabelecido (120.000 ou 240.000 ciclos). Neste caso, a deformação aplicada tem que ser reduzida até que a amostra suporte o número de ciclos estipulado sem apresentar ruptura (etapa 4 do fluxograma).

Se a amostra suportar a deformação aplicada pelo número de ciclos estabelecidos, a resistência residual, σ_R , deve ser obtida por meio do ensaio estático de compressão (etapa 5 do fluxograma). Após o ensaio estático, a resistência residual obtida deve ser comparada com o valor de base B, podendo ser superior ou inferior a este valor. A relação entre a resistência residual e o valor de base B foi utilizada como parâmetro indicativo para a decisão de aumentar ou diminuir a deformação aplicada à amostra (etapa 6 do fluxograma). Por exemplo, um valor de resistência residual menor do que o valor de base-B (etapa 7 do fluxograma) indica que a deformação aplicada na próxima amostra deve ser reduzida (etapa 4 do fluxograma).

Se o valor da resistência residual obtido é maior do que o valor de base B (etapa 8 do fluxograma), então, a deformação aplicada à próxima amostra deve ser aumentada (etapa 9 do fluxograma). Os valores adotados para redução ou aumento de deformação são escolhidos aleatoriamente, tendo como referência a aproximação do limite de deformação.

O limite de deformação é determinado quando ocorre a igualdade entre o valor de resistência residual e o valor de base B (etapa 10 do fluxograma).

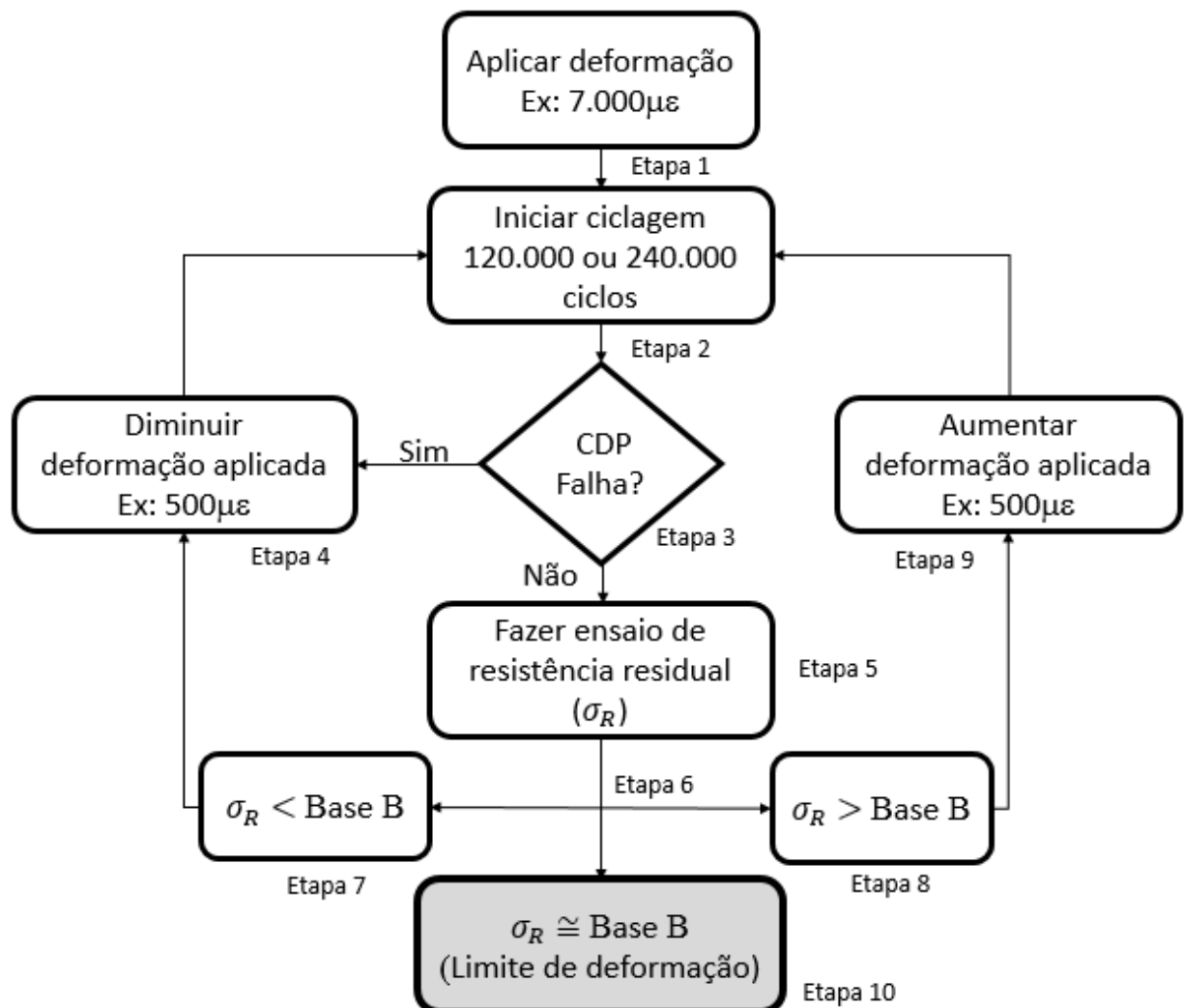


Figura 3.11 – Fluxograma da metodologia para determinação do limite de deformação.

Para realização dos ensaios para determinação do limite de deformação em compressão para o material compósito analisado nesse trabalho foram utilizados 24 corpos de prova.

3.14. Modelagem Analítica

Uma pesquisa na literatura foi realizada, com a finalidade de se levantar os modelos matemáticos existentes mais conhecidos para predição da degradação da resistência de compósitos sujeitos a fadiga de amplitude constante, e verificar quais apresentam uma boa concordância para o tipo de solicitação estudada neste trabalho.

Ao contrário das curvas SN, que são normalmente modeladas por equações log-log ou linear-log, as curvas de resistência residual em função do número de ciclos apresentam, na literatura, diferentes métodos ou equações matemáticas de modelagem.

Broutman (1972) propôs um modelo linear para degradação da resistência residual de compósitos de fibra de vidro (Equação 3.14):

$$S_R = S_u - (S_u - S_{max}) \left(\frac{n}{N}\right) \quad (3.14)$$

Onde, S_R é a resistência residual após n número de ciclos, S_u é a tensão estática média do material, S_{max} é a tensão de fadiga máxima, N é o número de ciclos para falha. O modelo considera que a resistência residual é degradada linearmente até a falha, o que não é usual para compósitos.

O modelo proposto por Broutman (1972) foi modificado por Reifsnider (1986), para levar em consideração as não linearidades dos materiais compósitos em relação à degradação da resistência residual. Reifsnider (1986) introduziu um parâmetro α , na Equação 3.14 proposta por Broutman (1972) tornando o modelo não linear (Equação 3.15):

$$S_R = S_u - (S_u - S_{max}) \left(\frac{n}{N}\right)^\alpha \quad (3.15)$$

A Equação pode então adquirir a condição linear quando o parâmetro $\alpha=1$, e também atender a condição de não linearidade, quando $\alpha < 1$ ou $\alpha > 1$. Para valores de $\alpha < 1$, a resistência residual apresenta uma queda inicial, seguida de uma redução mais acentuada até a fratura. Para valores de $\alpha > 1$, a resistência residual mantém-se constante (próxima à tensão estática média) inicialmente e segue até apresentar uma queda repentina da resistência residual ao final da vida. Em casos que o material apresenta resistência residual constante seguido de uma redução drástica da resistência residual, $\alpha \gg 1$.

Stojkovic *et al.* (2017) propõe um modelo de dois parâmetros, (α e β) desenvolvido com base na normalização da diferença entre a resistência residual e a máxima carga cíclica de amplitude constante aplicada, referida como reserva de resistência, em relação às condições iniciais, (Equação 3.16):

$$S_R = S_{max} + (S_u - S_{max})[1 - (\frac{n}{N})^\alpha]^\beta \quad (3.16)$$

Segundo Stojkovic *et al.* (2017), dependendo dos valores dos parâmetros α e β , o modelo pode descrever a maior parte do comportamento de degradação de resistência relatado na literatura: degradação linear; queda repentina no final da vida; e queda inicial seguida de degradação lenta e queda repentina no final. Quando o parâmetro β é igual a 1, o modelo corresponde ao modelo de resistência residual fornecido por Reifsnider (1986), e se ambos os parâmetros são iguais a 1 corresponde ao modelo de Broutman (1972).

De maneira semelhante, Philippidis (2007) modificou a Equação proposta por Reifsnider (1986), introduzindo o termo adicional β , (Equação 3.17).

$$S_R = S_u - (S_u - S_{max})\left(\frac{n}{N}\right)^{\alpha \exp(\beta \frac{n}{N})} \quad (3.17)$$

Adam *et al.* (1986) propõe um modelo baseado na lei de potência, com dois parâmetros, derivados da adequação de vários métodos de ajuste de curvas, e permite a incorporação de todos os modos de acumulação de danos, desde a degradação suave até a falha catastrófica, simplesmente pelo ajuste desse par de expoentes da lei de potência (Equação 3.18):

$$S_R = S_{max} + (S_u - S_{max})\left[1 - \left(\frac{\log n - 0,5}{\log N - 0,5}\right)^\alpha\right]^{\frac{1}{\beta}} \quad (3.18)$$

Yongyi e Zhixiao, (2002), propõem uma expressão logarítmica para descrever a degradação da resistência residual. Neste modelo, a amplitude não é incluída na expressão de resistência residual (Equação 3.19).

$$S_R = S_u \left[1 + \frac{\ln(1 - \frac{n}{N+1})}{\ln(N+1)}\right] \quad (3.19)$$

Dentre os vários modelos acima, certamente um deles terá um melhor ajuste para os dados amostrais da pesquisa. Entretanto, uma escolha arbitrária seria incorreta, mesmo, visualmente sendo possível observar que alguns modelos se ajustam melhor aos dados

experimentais do que outros, uma análise gráfica pode ser questionável na seleção do melhor modelo.

A eliminação da arbitrariedade descrita no parágrafo anterior foi eliminada após uma pesquisa literária, que evidenciou que em análises comparativas entre modelos de previsão é bastante utilizado o chamado Método de Mínimos Quadrados. “Este método é muito conhecido por ser o principal conceito em estudos que utilizam as diversas variações de análises de regressão” (GITMAN, 2010).

No caso de regressão linear uni-variada deve-se ter um sistema cartesiano de duas dimensões sendo \hat{y}_{ij} a matriz de variáveis independentes e y_i o vetor de variáveis dependentes. Então, a Equação de erros quadrados mínimos do sistema pode ser descrita por (3.20) (ASSAF NETO, 2008).

$$Q = \sum_{j=1}^n \sum_{i=1}^m (y_i - \beta_0 - \beta_j \hat{y}_{ij})^2 \quad (3.20)$$

Na equação o parâmetro β_0 e a chamada “Intersecção”. Estudos ainda mostraram que a equação de erros quadrados Q é convexa ao longo de seu domínio e com sentido de concavidade que permite a obtenção de mínimo global. Assim sendo, os parâmetros β_0 e β_j podem ser obtidos na primeira derivada da equação Q em função dos mesmos. Isso exatamente no ponto onde a condição de otimalidade $\partial Q / \partial \beta = 0$ ocorre (GITMAN, 2010, ASSAF NETO, 2008).

De fato, para a comparação entre métodos de previsão pode se eliminar β_0 e assumir a condição de $\beta_j = 1$ para $j = 1 \dots n$. Assim sendo, (3.20) é simplificada para uma forma onde \hat{y}_{ij} representa um resultado de um diferente método de previsão e y_j representa a resposta experimental obtida. Em (3.21) consta a simplificação citada (GITMAN, 2010, ASSAF NETO, 2008).

$$Q = \sum_{j=1}^n \sum_{i=1}^m (y_i - \hat{y}_{ij})^2 \quad (3.21)$$

E ainda, para a definição do melhor modelo de previsão do conjunto $j = 1 \dots n$ pode ser inserido um vetor de decisão x_j que irá indicar o melhor. Para isso este vetor deve pertencer ao conjunto binário (0, 1), ou seja, $x_j \in (0, 1)$. E para finalizar, basta que em um modelo de

minimização de $\sum_{j=1}^n \sum_{i=1}^m (y_i - x_j \hat{y}_{ij})^2$ seja restringido que, $\sum_{j=1}^n x_j = 1$. Dessa forma o método ficará conforme (3.22) - (3.24), (ASSAF NETO, 2008).

$$Min = \left[\sum_{j=1}^n \sum_{i=1}^m (y_i - x_j \hat{y}_{ij})^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (3.22)$$

$$\sum_{j=1}^n x_j = 1 \quad (3.23)$$

$$x_j \in (0, 1), \text{ para } j = 1 \dots n \quad (3.24)$$

3.15. Termografia Aplicada em Materiais Compósitos em Fadiga

Este trabalho tem como foco o estudo da progressão de danos em um compósito carbono epóxi bidirecional submetido a solicitações em compressão. O objetivo aqui neste tópico é definir uma frequência de ensaio (que não influencie na vida em fadiga) a ser utilizada nos ensaios de fadiga e encontrar, por meio do acoplamento de ensaios mecânicos com ensaios de termografia, um parâmetro de dano capaz de definir o limite de deformação para o material nas condições aqui estudadas.

O processo de ciclagem em fadiga gera dissipação de energia na forma de calor, resultando em aquecimento da amostra. A quantidade de calor gerada é função do tipo de material, da orientação dos compósitos, da geometria das amostras, dos parâmetros de ensaio e também do surgimento e acúmulo de danos durante o ensaio (MONTESANO, 2013).

A frequência de carga interfere na vida à fadiga. A adoção de uma frequência excessiva de teste pode levar a um aquecimento extremo do material e, conseqüentemente, alterar suas propriedades mecânicas, enquanto uma baixa frequência prolonga o tempo de teste, impossibilitando-o. Observa-se na literatura que a maioria dos estudos realizados em materiais compósitos utiliza frequências entre 10 e 15 Hz em testes experimentais em laboratório (HARRIS, 2003; ROTEM, 1993).

Para evitar o aquecimento da amostra acima de um limite aceitável, a frequência do teste foi definida após testes de fadiga com o registro da temperatura da superfície da amostra. O registro da temperatura da amostra foi realizado usando uma câmera de infravermelho

ThermaCam da FLIR Systems, modelo E30, com sistema de aquisição e registro de informações, mostrado na Figura 3.7(b). Para registrar as informações, a câmera infravermelha foi colocada frontalmente na máquina de teste, para permitir a medição da temperatura da superfície da amostra durante todo o teste de fadiga.

Os testes foram realizados em modo de controle por carga no formato de onda senoidal. Os parâmetros de fadiga definidos foram $R=10$ (razão de tensão), $f=12\text{Hz}$ (frequência de carga) e número de ciclos limitados a 120.000, para as tensões de 300 MPa, 350 MPa, 375 MPa, 400 MPa 410 MPa, 415 MPa e 420 MPa.

O número de ciclos foi escolhido com base na vida útil média projetada para uma aeronave comercial, que é de aproximadamente 60.000 ciclos de voo (uma vida) (FAA - FEDERAL REGISTER, 2010). Normalmente, as estruturas aeronáuticas em compósitos são projetadas para suportar duas vidas em fadiga, portanto, para estes ensaios o número de ciclos adotado foi de 120.000 ciclos.

3.16. Ensaio de Histerese

Uma vez que os ensaios de fadiga para a determinação do limite de deformação foram realizados com a máquina de ensaios programada para controle de carga (com a carga variando entre valores máximo e mínimo), não foi possível mensurar a deformação causada pelo surgimento de danos internos na amostra em função do processo de fadiga. Para mensurar essa deformação no material, foram realizados ensaios de histerese. Além disso, por meio dos ensaios de histerese determinam-se os módulos dinâmico e secante e a redução de rigidez e a progressão de danos do material em função do número de ciclos completados sob carregamentos correspondentes a tensões próximas ao limite de deformação do material.

As curvas de histerese para os ensaios de compressão foram obtidas segundo o procedimento descrito a seguir. As amostras, devidamente instrumentadas com o sistema de vídeo extensometria e com os *softwares* BlueHill e DIC para aquisição das deformações, foram carregadas em tensões próximas ao limite de deformação encontrado conforme procedimento descrito no item 3.12. A máquina de ensaios foi programada para razão de tensão $R=10$, frequência de ensaio 12 Hz e número de ciclos limitado a 240.000 ciclos.

Para obtenção das curvas de histerese, foram registrados 3 ciclos a cada intervalo de 10.000 ciclos, até o total de 240.000 ciclos. Durante a aquisição das curvas de histerese, a frequência de ensaio adotada foi de 1 Hz. Para realização dos ensaios de histerese foram utilizados 4 corpos de prova.

3.17. Correlação Digital de Imagens (DIC)

Os ensaios com DIC foram realizados em conjunto com os ensaios estáticos e com os ensaios de histerese, seguindo, portanto os mesmos procedimentos descritos nos itens 3.5 e 3.16 respectivamente. Todos os ensaios foram realizados no Núcleo de Tecnologias em Compósitos (NTC) da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI), em uma máquina servo-hidráulica, INSTRON 8801, com sistema de vídeo extensometria, (advanced Video Extensometer - AVE), modelo - 2663-821 - INSTRON, com lente FOV 60 mm, e software BLUEHIL e DIC Replay.

Neste ensaio, pretende-se obter, a partir de imagens, o mapa de deformação do material, ou seja, observar a distribuição da deformação do material em função da aplicação de carga em intervalos da vida do material.

De forma a garantir a singularidade de cada região da amostra estudada, foi aplicado sobre a sua superfície um padrão - *speckle* - aleatório, conforme Figura 12, sendo essa a única fase de preparação das amostras a serem ensaiadas com o DIC. A leitura é feita por uma câmera, que faz uma correlação dos deslocamentos de cada ponto de tinta no material.



Figura 3.12 – Preparação das amostras a serem ensaiadas com o DIC (*Speckle* aleatório).

3.18. Microscopia e Análise de Falha

Os compósitos ensaiados no presente trabalho foram analisados por estereoscopia, microscopia óptica e MEV no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI), utilizando-se um microscópio óptico Olympus, modelo BX41M, um estereoscópio Olympus, modelo SZ61 e um microscópio eletrônico de varredura Zeiss modelo EVO-MA15, conforme apresentado na Figura 3.13.

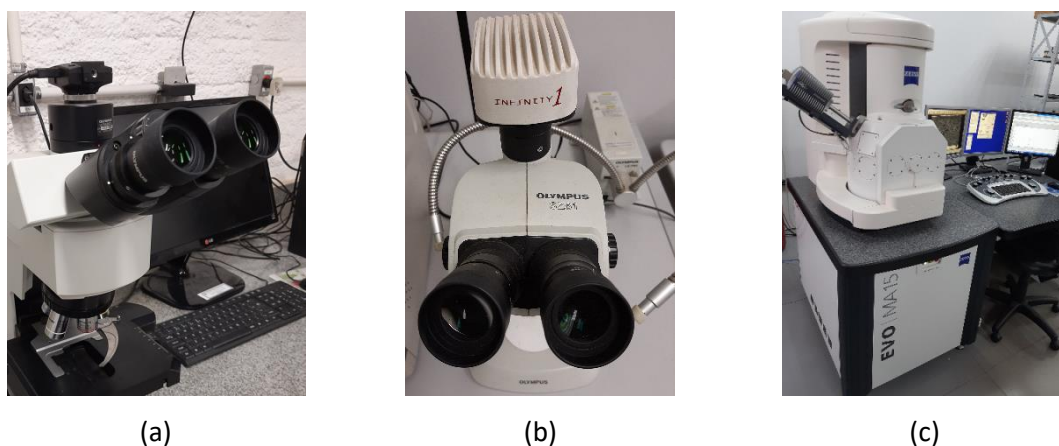


Figura 3.13 – Em (a) Microscópio óptico Olympus, modelo BX41M, em (b) estereoscópio Olympus, modelo SZ61 e em (c) microscópio eletrônico de varredura Zeiss modelo EVO-MA15.

As amostras a serem ensaiadas foram previamente analisadas por microscopia óptica e estereoscopia, visando identificar possíveis defeitos na produção das amostras devido ao processo de laminação, sendo utilizadas nos ensaios realizados neste trabalho apenas corpos de prova sem defeitos que comprometam os testes.

As análises fractográficas realizadas foram divididas em duas etapas, sendo uma para identificação dos modos de falha utilizando-se estereoscopia e outra para análise das superfícies de fratura utilizando-se de MEV. Primeiramente, realizou-se a análise das laterais dos corpos de prova, para a identificação dos modos de falha atuantes. Na sequência, a análise das superfícies de fratura foi conduzida com o intuito de melhor compreender a propagação do dano, assim como a interferência da microestrutura do compósito na fratura.

Nas superfícies analisadas por MEV, foi feita aplicação de uma fina camada de ouro, para aumentar a condutividade elétrica superficial das amostras, de modo a obter uma melhor resolução das imagens. Esse procedimento foi realizado pelo uso de um metalizador da marca Quorum modelo Q150R ES pelo processo de *sputtering*.

O objetivo das análises microscópicas é identificar os modos de falhas ocorridos em função de esforços estáticos e de solicitações em fadiga, identificando os mecanismos que levaram a estas falhas. Nas análises microscópicas, também buscou-se, investigar após os ensaios de histerese, realizados em tensões próximas ao limite de deformação do material, a sequência em que os mecanismos de falha ocorrem e dão origem a falha do material compósito.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Ensaio de Compressão Estáticos

Com o objetivo de determinar a resistência à compressão final média, módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson e deformação máxima do CFRP bidirecional, 15 testes estáticos foram realizados e os resultados são apresentados na Tabela 4.1. Os resultados destes testes foram utilizados para definir os valores de tensão de fadiga para os testes dinâmicos e também para mais a frente auxiliar na definição dos valores de limite de deformação do material compósito nas condições analisadas neste trabalho. A Figura 4.1 apresenta a curva tensão-deformação experimental característica para o material utilizado.

Tabela 4.1: Resultados dos ensaios de compressão estáticos.

Propriedade Mecânica	Resultado
Resistência à compressão	$(508,87 \pm 22,45)$ MPa
Módulo de elasticidade	$(48,31 \pm 4,62)$ GPa
Coeficiente de Poisson	$0,04 \pm 0,0015$
Deformação máxima	$(12.778,93 \pm 193,02) \times 10^{-6}$ mm/mm

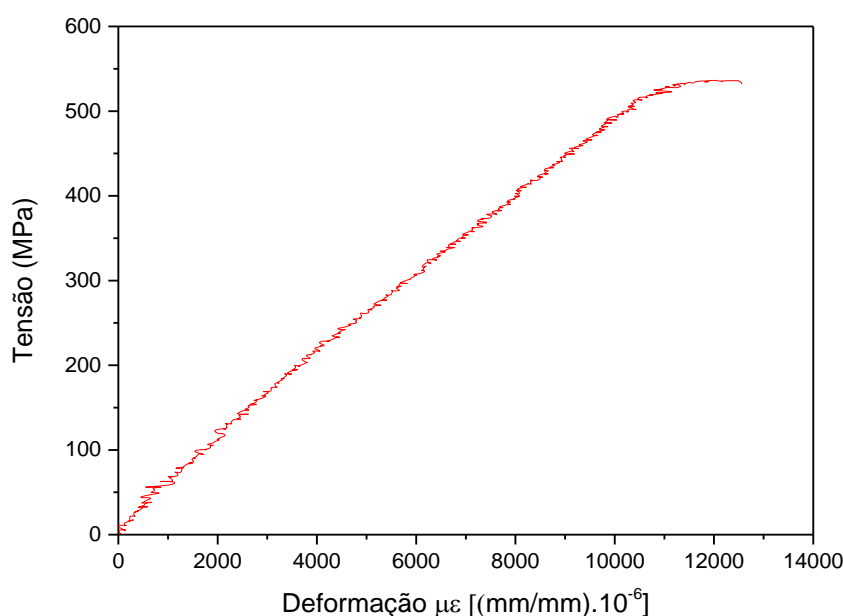


Figura 4.1: Curva tensão-deformação experimental característica para o material utilizado.

Observa-se pela análise da curva tensão-deformação experimental que o material compósito utilizado, quando submetido a esforço compressivo, tende a apresentar comportamento linear elástico, até o momento em que a capacidade de carga atinge seu máximo, (aproximadamente $10.000 \mu\epsilon$) e o processo de fratura se inicia. Neste momento, a capacidade de suportar carga do compósito começa a diminuir gradualmente (devido ao movimento das superfícies de fratura em direções contrárias) até o completo desenvolvimento da fratura. É também neste momento que se considera a falha do compósito. Este processo, pode ser iniciado por diversos fatores, tais como: microtrincas, defeitos internos (na matriz ou nas fibras) ou até mesmo microflambagem das fibras.

A Figura 4.2 apresenta a curva tensão-deformação experimental evidenciando o mapa de deformação do material, obtidos por DIC, nos pontos de $0\mu\epsilon$ em (a); $5.000\mu\epsilon$ em (b); $10.000\mu\epsilon$ em (c); $12.000\mu\epsilon$ em (d) e no momento da ruptura do material em (e).

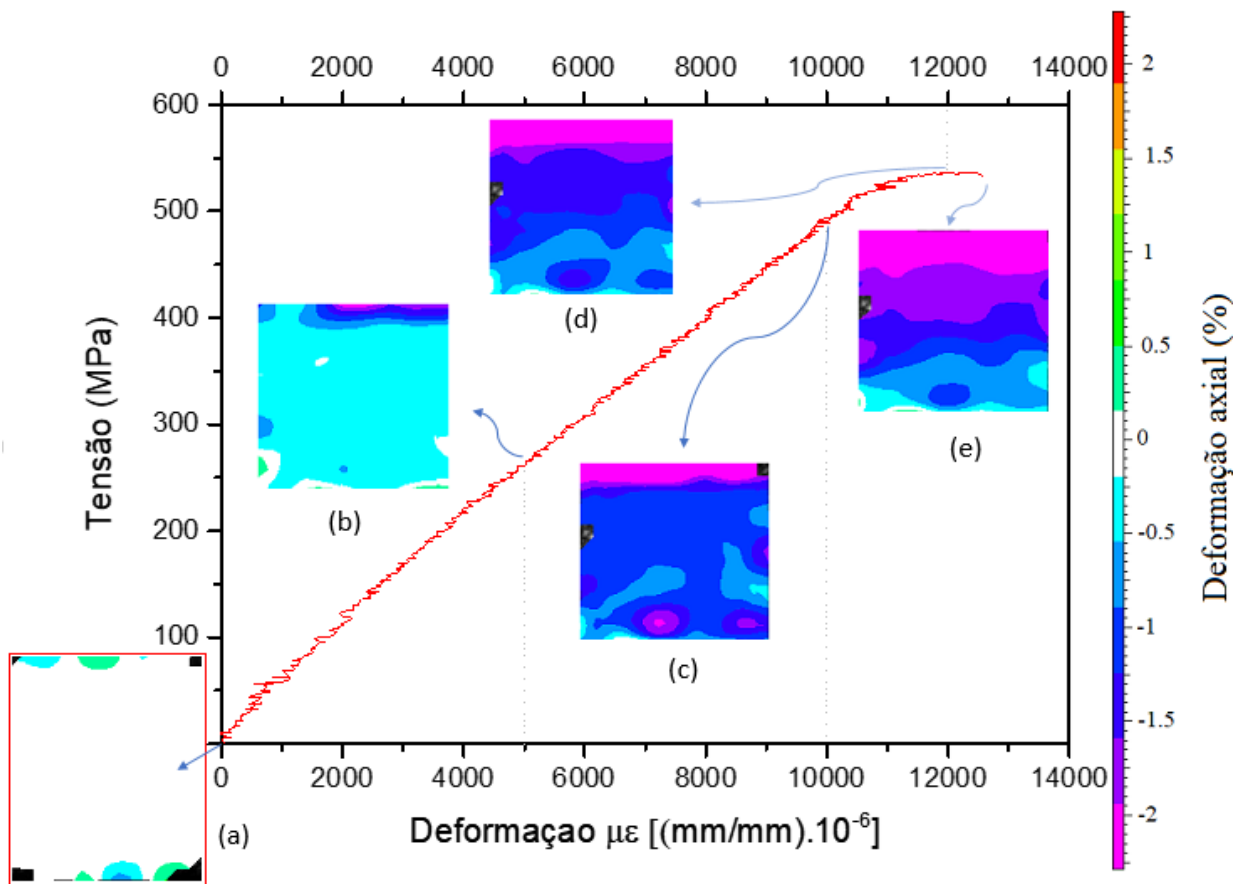


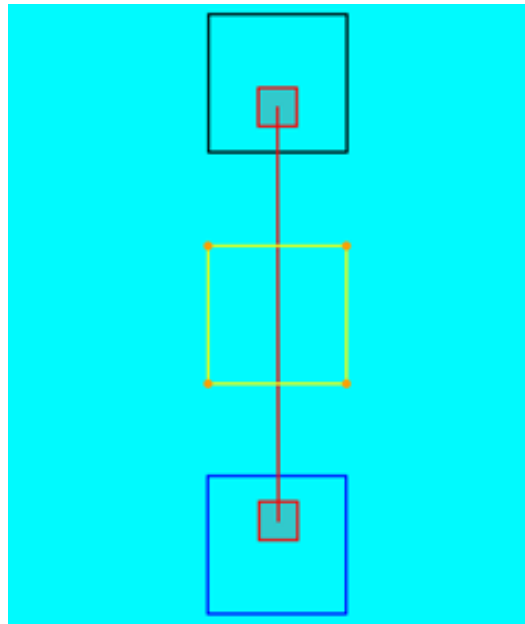
Figura 4.2: Curva tensão-deformação experimental evidenciando o mapa de deformação do material em alguns pontos da curva.

Observa-se nos mapas de deformações apresentados na Figura 4.2 que as deformações não são uniformes ao longo da superfície da amostra, levando-nos a concluir que as propriedades mecânicas relacionadas a deformação obtidas nos ensaios mecânicos para materiais compósitos são, na verdade, uma ‘média’ dos resultados que poderiam ser obtidos no intervalo em que a medição está sendo realizada. Isso, assim como outros fatores como a anisotropia e a não homogeneidade, justificam a grande dispersão encontrada na realização de ensaios mecânicos em materiais compósitos para propriedades relacionadas a deformação, pois estas acabam sendo dependentes da região (posição na superfície) onde se realiza estas medições.

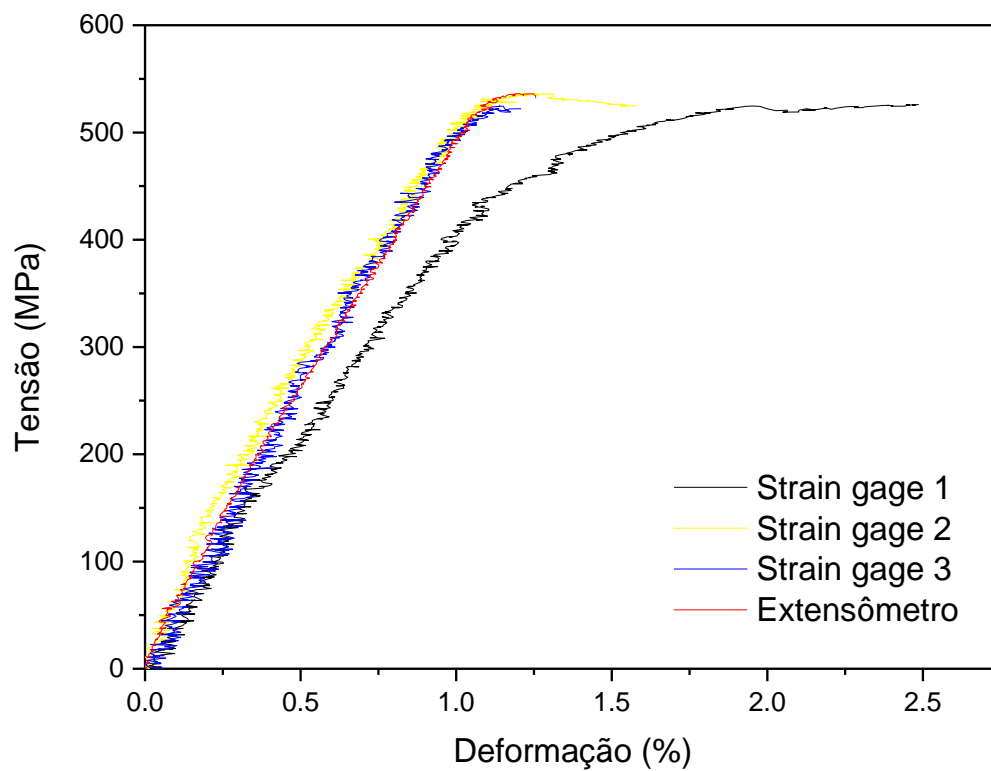
Verifica-se que neste ensaio fica evidente o quão diferente pode ser o comportamento mecânico de diferentes áreas de um mesmo corpo de prova; de forma a comprovar o exposto acima, na Figura 4.3(a), três regiões de um mesmo corpo de prova são escolhidas e inseridos em cada uma destas regiões um *strain gage* virtual no DIC (*strain gage 1* - preto, *strain gage 2* - amarelo e *strain gage 3* - azul), e os valores de deformação medidos por cada um dos 3 *strain gages* resultaram em diferentes curvas estáticas, conforme Figura 4.3(b), evidenciando que o material compósito exibe uma heterogeneidade mecânica intrínseca desde o início da aplicação da carga. Observa-se ainda que a curva estática apresentada pelo vídeo Extensômetro tende a uma ‘média’ dos resultados que poderiam ser obtidos no intervalo em que a medição está sendo realizada.

A Tabela 4.2 apresenta os valores de duas propriedades relacionadas a deformação, obtidas em uma mesma amostra, mas em regiões diferentes (Amostra Figura 4.3), evidenciando o quão diferentes podem-se encontrar resultados para uma mesma amostra, comprovando que o material compósito exibe uma heterogeneidade mecânica individual, desde o início da aplicação da carga, que pode ser observada pelos diferentes valores encontrados para o módulo de elasticidade em diferentes regiões de uma mesma amostra e o mesmo ocorre para a propriedade de alongamento obtida fora do regime elástico já no final da aplicação da carga.

Essa heterogeneidade mecânica intrínseca para os materiais compósitos foi relatada na literatura por (GIANCANE, 2010), em ensaios estáticos para materiais compósitos reforçados com fibra de vidro, mas não foi explorada pelo autor. Em um trabalho mais recente Gonabadi, *et al* (2022), verificou-se que os níveis de deformação de tração localizada, em um laminado de GFRP, são maiores que os de deformação global, indicando a heterogeneidade estrutural do material compósito, que segundo o autor se deve à sua microestrutura heterogênea e é dependente da orientação das fibras.



(a)



(b)

Figura 4.3: Inserção de *strain gages* em três regiões de um mesmo corpo de prova (a), curva tensão-deformação experimental obtida em diferentes regiões de um mesmo corpo de prova (b).

Tabela 4.2 - Propriedades relacionadas a deformação, obtidas em uma mesma amostra em regiões diferentes.

Sensor	Módulo de Elasticidade (GPa)	Alongamento (%)
<i>Strain gage 1</i>	44,16	2,49
<i>Strain gage2</i>	59,96	1,58
<i>Strain gage 3</i>	47,61	1,21
Extensômetro	55,52	1,26

A Tabela 4.3 apresenta os modos de falha para cada amostra dos ensaios estáticos. Observa-se que 80% das amostras apresentaram modos de falha caracterizados como HAT, identificados conforme procedimento apresentado no item 3.7.

Tabela 4.3 - Resultados dos modos de falha dos ensaios em compressão estáticos.

Corpo de prova	Modo de falha
1	HAT
2	BGM
3	TAT
4	HAT
5	HAT
6	HAT
7	HAT
8	HAT
9	HAT
10	HAT
11	HAT
12	HAT
13	HAT
14	HAT
15	TAT

O modo de falha característico encontrado para o ensaio estático em compressão (HAT) é apresentado na Figura 4.4, sendo um modo de falha aceitável segundo a norma ASTM D3410 (2016).

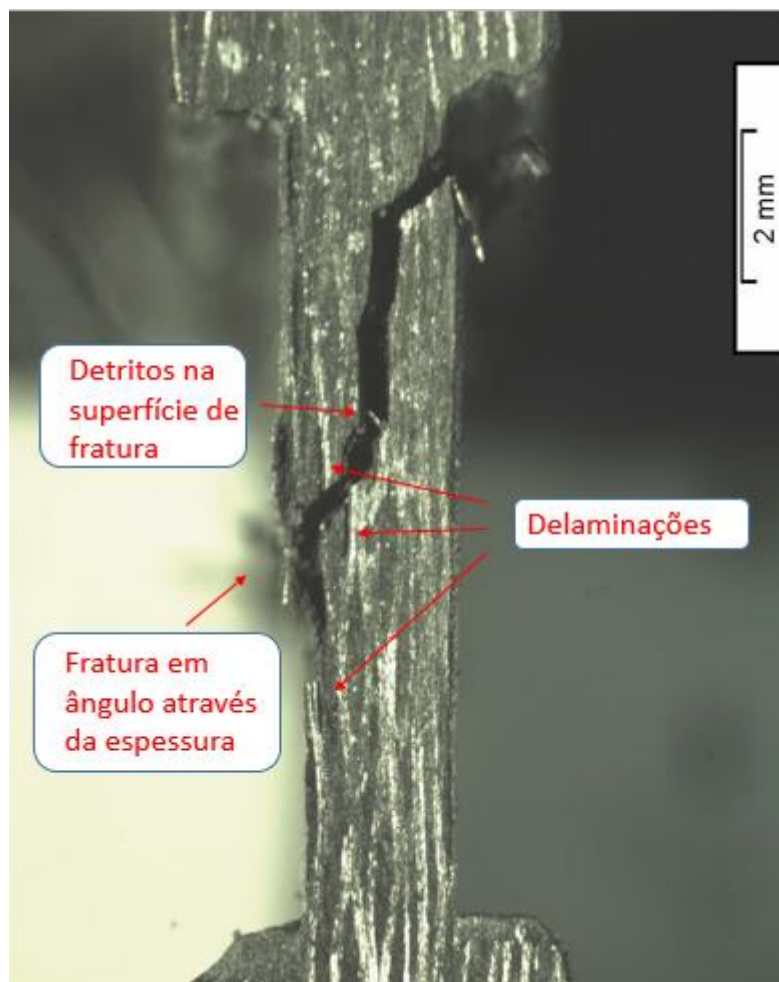


Figura 4.4: Modo de falha característico encontrado para o ensaio estático em compressão.

Existem alguns relatos na literatura para este modo de falha, que reflete o carregamento de compressão levando a um pequeno grau de carregamento de cisalhamento durante o processo de fratura (GREENHALGH, 2009). Segundo Odom (1990), este modo de falha ocorre na ausência de uma estabilidade lateral adequada e por esta razão os corpos de prova apresentariam algum grau de flambagem. A formação de planos de cisalhamento (na direção da espessura), durante o ensaio de compressão seria outra possibilidade. Esses planos de cisalhamento podem ser promovidos por vários fatores como a coalescência de microtrincas em sólidos quebradiços, como é o caso da maioria das matrizes termofixas (HORII, 1985), concentrações de tensões na superfície dos compósitos (SQUIRES, 2007) e ondulações na fibra em compósitos fabricados a partir de tecidos (HARDING, 1993).

Quanto aos aspectos da fratura, este tipo de falha pode ser identificada pela fratura em ângulo, no sentido da espessura, geralmente próximo às abas (ODOM, 1990), como foi observado nos resultados encontrados neste trabalho, onde, verificou-se que 80% das amostras apresentaram modos de falha que foram caracterizados como HAT, ou seja, através da espessura e próximo à região de aperto superior.

Outro aspecto observado na fratura para este tipo de falha é a grande quantidade de detritos/fragmentos sobre as superfícies de fratura, devido ao deslizamento das superfícies de contato da amostra (ROBINSON, 2012), característica que também foi observada neste trabalho conforme apresentado na Figura 4.5, obtida por microscopia eletrônica de varredura para um corpo de prova aqui ensaiado.

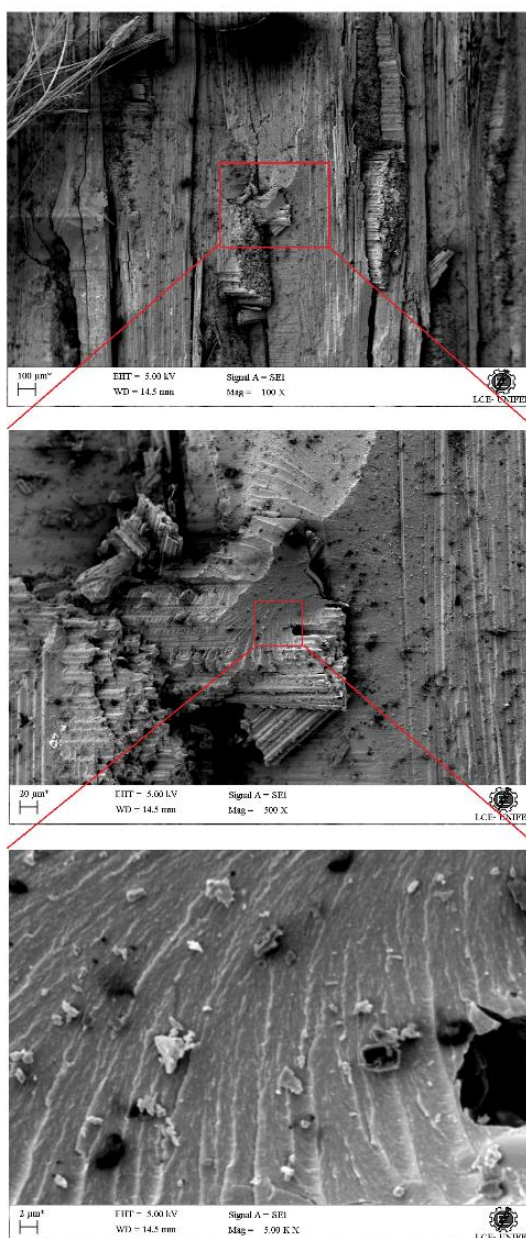


Figura 4.5 – Micrografia na superfície de fratura de um ensaio estático.

4.2. Redução Estatística para Determinação do Valor de Base B

O valor de base B foi obtido por meio de uma redução estatística na qual, pelo menos 90% da população ensaiada apresenta um valor de resistência igual ou superior ao limite de tolerância mínimo de resistência com 95% de confiança. O valor de base B foi calculado para a propriedade de resistência à compressão e módulo de elasticidade utilizando-se o software STAT-17 (MILITARY SPECIFICATIONS/DOD - MIL HDBK 17-F, 2002).

O tratamento estatístico dos resultados permite ajustar os dados de resistência a uma lei de distribuição para estimar as características mecânicas médias do material. Em geral, a distribuição Weibull é a mais utilizada na literatura para tratar dados de propriedades mecânicas (BEDJAOU, 2019). A distribuição Weibull foi aplicada para as propriedades mecânicas, ou seja, o limite de resistência a compressão e o módulo de elasticidade, que mostraram uma grande dispersão dos resultados conforme apresentado na Tabela 4.4.

A escolha da distribuição adequada foi feita considerando o valor obtido para o nível de significância observado ($OSL = Observed\ Significance\ Level$), que deve ser maior do que 0,05, seguindo a ordem de distribuição: Weibull, Normal, Lognormal e Não paramétrica.

A Tabela 4.4 apresenta os valores obtidos experimentalmente para o limite de resistência a compressão e módulo de elasticidade e que foram utilizados para a obtenção do valor de base B conforme procedimento descrito no item 3.8. O valor de base B para os ensaios estáticos de resistência à compressão é apresentado na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Valor de base B para os ensaios estáticos de resistência à compressão.

Ensaio Estático	Valor de base B
Resistência à compressão [MPa]	459,00
Módulo de elasticidade [GPa]	38,80

Tabela 4.4 – Valores obtidos experimentalmente para o limite de resistência a compressão.

CP	Espessura (mm)	Largura (mm)	Limite de resistência a compressão (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)
1	2,24	25,09	519,05	48,28
2	2,17	25,03	525,64	51,40
3	2,25	25,12	514,34	49,22
4	2,26	25,05	468,74	42,63
5	2,26	25,05	535,04	53,22
6	2,20	25,13	497,20	47,97
7	2,26	25,03	503,83	48,85
8	2,26	25,03	472,37	40,99
9	2,25	25,13	520,56	46,38
10	2,21	25,06	476,72	41,02
11	2,21	25,10	525,04	50,37
12	2,25	25,12	519,32	55,00
13	2,06	24,90	492,75	52,74
14	2,06	25,04	526,23	43,20
15	2,06	25,02	536,29	53,42
Média	2,20	25,08	508,87	48,31
D.P.	0,08	0,04	22,45	4,62

4.3. Ensaaios de Fadiga

4.3.1. Ensaaios de fadiga em compressão

A partir dos resultados experimentais para fadiga em compressão é possível representar graficamente as curvas de tensão normalizada (S) em fadiga em função do número de ciclos para a falha (N), utilizando os resultados referentes às amostras que romperam antes de completar 120.000 e 240.000 ciclos. Os resultados são apresentados na Figura 4.6 com o ajuste da linha de tendência e os limites inferiores e superiores correspondentes a 95% de confiabilidade. Para um melhor ajuste da linha de tendência foi adicionado um último ponto na curva SN referente a um corpo de prova que experimentou a maior tensão de fadiga sem apresentar falha até 240.000 ciclos. A tensão normalizada corresponde à tensão máxima de fadiga dividida pela tensão média estática.

$$S = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \quad (4.1)$$

Onde: σ_{max} é a tensão aplicada para ciclagem em fadiga; σ_0 é a resistência à compressão estática média.

A relação entre a vida em fadiga (N) e a tensão média normalizada (S) pode ser representada pela Equação 4.2 a seguir:

$$S = ax \log_{10} N + b \quad (4.2)$$

A Equação 4.2 foi ajustada aos resultados experimentais como uma função logarítmica com coeficientes constantes, sendo $a = 0,0175$ and $b = 0,9835$, resultando em um $R_{adj}^2 = 90,78\%$

Observa-se pela análise da Figura 4.6 (a) que o limite de resistência a fadiga de alto ciclo para o CFRP nas condições analisadas neste trabalho corresponde a um valor de tensão normalizada de aproximadamente 0,78 MPa, que equivale a um limite de fadiga de aproximadamente de 400 MPa.

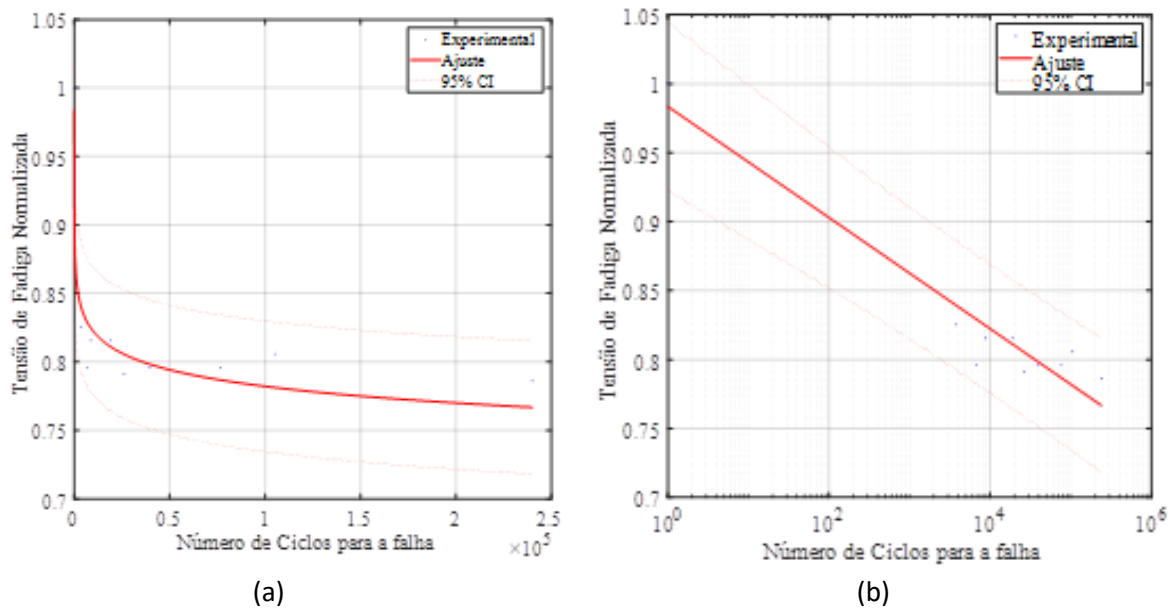


Figura 4.6: Tensão de fadiga normalizada versus número de ciclos para falha em (a) escala linear e (b) escala logarítmica.

4.4. Ensaios para Determinação do Limite de Deformação

Os resultados dos ensaios para determinação do limite de deformação em compressão são apresentados na Figura 4.7 para vidas até 120.000 e 240.000 ciclos. Os resultados são apresentados na forma de resistência residual em função da deformação aplicada na amostra durante o processo de ciclagem. Os resultados também apresentam a correlação entre a deformação aplicada e a tensão de fadiga. As amostras que apresentaram ruptura durante o ensaio de fadiga, ou seja, antes de completar 120.000 ou 240.000 ciclos, são apresentadas nos gráficos como resistência residual nula. Como valor de referência, são mostrados nos gráficos, o valor de base B obtido pelo tratamento estatístico dos resultados de resistência à compressão (estático), e o valor médio de resistência a compressão.

Em virtude da dispersão em relação aos valores de resistência residual, não é possível identificar, com precisão, o limite de deformação com base na igualdade entre a resistência residual e o valor de base B, entretanto, pode-se observar uma região de transição entre as amostras que sobreviveram ao número de ciclos estabelecidos (120.000 ou 240.000 ciclos) e as amostras que falharam antes de completar a ciclagem estipulada.

É possível observar três regiões distintas nos gráficos, uma indicando sobrevivência, outra indicando falha e uma região de transição entre as amostras que sobreviveram ao número de ciclos estabelecidos e as amostras que falharam antes de completar a ciclagem estipulada. A primeira região representa amostras que não romperam durante os ensaios de fadiga com deformações até 8.281,57 $\mu\epsilon$. A segunda região representa amostras que falharam durante os ensaios de fadiga para deformações superiores a 8.592,13 $\mu\epsilon$. A terceira região representa uma região de transição entre amostras que sobreviveram e falharam, quando submetidas a cargas cíclicas com deformações entre (8.281,57 $\mu\epsilon$ a 8.592,13 $\mu\epsilon$).

Assim, para vidas até 120.000 ciclos, a região de transição é identificada entre as deformações de 8.281,57 $\mu\epsilon$ e 8.592,13 $\mu\epsilon$. Então, o valor do limite de deformação corresponde ao menor valor da faixa, ou seja, 8.281,57 $\mu\epsilon$. Para vidas até 240.000 ciclos, a região de transição é identificada entre as deformações de 8.281,57 $\mu\epsilon$ e 8.385,09 $\mu\epsilon$. Então, o valor do limite de deformação corresponde ao menor valor da faixa, ou seja, 8.281,57 $\mu\epsilon$, que corresponde a uma tensão de 400 MPa.

Na grande maioria dos resultados apresentados neste trabalho, a resistência residual na primeira região excede o valor de base B. Isso significa que o material mantém sua resistência à fadiga mesmo quando carregado próximo ao limite de deformação. De uma maneira prática, pode-se dizer que o fenômeno da fadiga no material compósito é desprezível até a região de transição, independentemente do número de ciclos experimentados pelo material. A tensão de fadiga na região de transição é de cerca de 400 - 415 MPa, enquanto o limite de resistência a fadiga na curva SN é cerca de 400MPa, o que significa que o ponto de falha coincide nos dois métodos.

À medida que os valores de deformação aplicados vão aumentando ocorre uma queda abrupta da resistência residual. De acordo com os resultados obtidos por Ancelotti (2011) a queda na resistência residual seguida pela falha em carregamentos com domínio da matriz é repentina, enquanto a queda da resistência residual seguida pela falha do compósito em carregamento com domínio da fibra é mais suave.

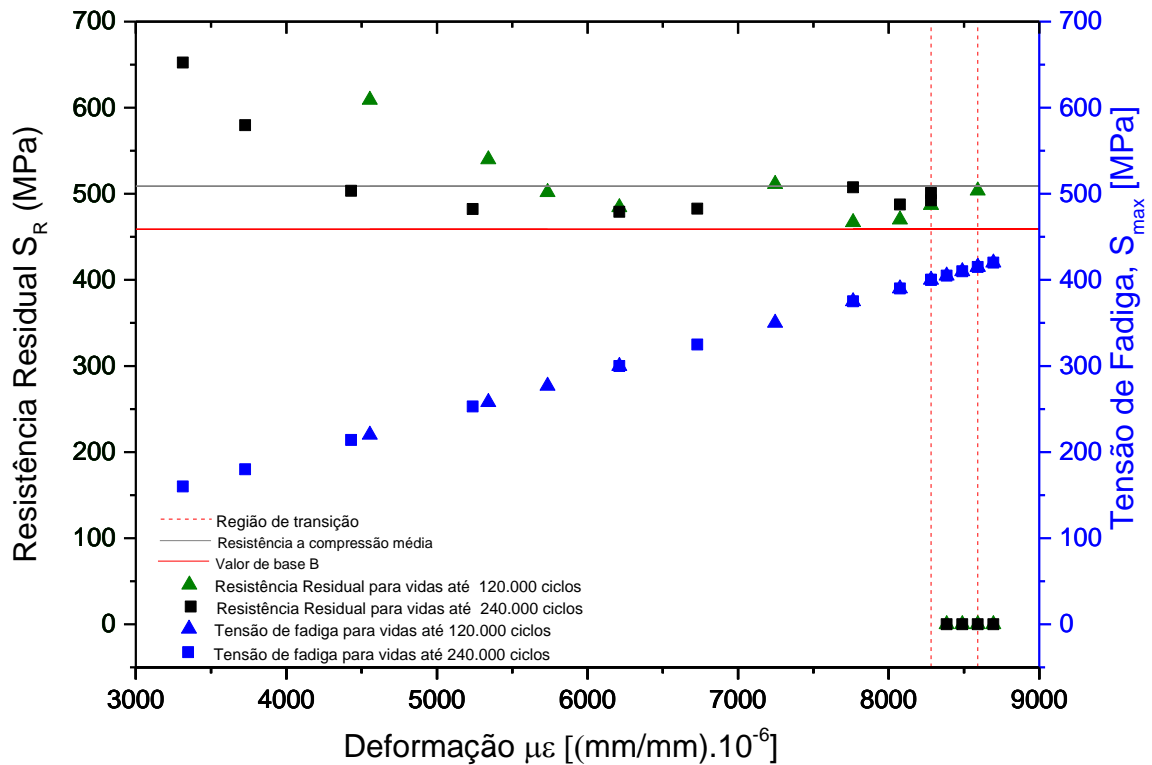


Figura 4.7: Resistência residual em função dos níveis de tensão de fadiga aplicados.

O ensaio de compressão em compósitos é uma propriedade dominada pelas características da matriz, enquanto que a tração é uma propriedade dominada pela direção do reforço. Propriedades relacionadas a compressão são relativamente mais sensíveis a defeitos como vazios e trincas, já que o esforço se concentra na interface fibra/matriz ou entre as camadas do laminado, onde preferencialmente se localizam estes defeitos.

A ruptura proveniente do ensaio de compressão é decorrente da falha na matriz. Como no ensaio de resistência residual o material apresenta trincas pré-existentes devido à fadiga, a falha ocorre de maneira abrupta. Diferentemente do ensaio de tração, no qual a falha ocorre no reforço, e várias fibras de carbono vão se rompendo em instantes diferentes.

Observa-se que para vidas até 120.000 e 240.000 ciclos algumas amostras apresentam resistência residual acima do valor médio de resistência à compressão estática, sendo que para vidas até 120.000 ciclos e tensão de fadiga de 220 MPa esse aumento chegou a 32,68%, e para vidas até 240.000 ciclos e tensão de fadiga de 159 MPa esse aumento chegou a 42,14%.

De acordo com os resultados de resistência residual, concluiu-se que o processo de fadiga em baixos níveis de tensão tem um efeito de aumentar a resistência do material, mesmo após ter sido carregado por um período prolongado. Sendo assim, observa-se que o material estudado sofreu “*hardening*” quando submetido a tensões menores que 275 MPa para vida até 120.000 ciclos e o mesmo comportamento é observado para tensões menores que 200 MPa para vida até 240.000 ciclos.

O aumento do valor da resistência residual pode ser justificado pelo fenômeno de pseudo-encruamento em compósitos de matriz frágil reforçados com fibras, conforme relatado por Li e Leung (1992). O pseudo-encruamento observado nos resultados de resistência residual no compósito reforçado com fibras utilizado neste trabalho pode estar está associado ao fenômeno da ocorrência de múltiplas microtrincas na matriz de resina epóxi, devido ao carregamento cíclico em baixas tensões, sendo que o fenômeno só foi observado para tensões menores que 275 MPa para vida até 120.000 ciclos e para tensões menores que 200 MPa para vida até 240.000 ciclos.

Devido à dispersão em relação aos valores de resistência residual, prevista e comum em materiais compósitos, nem sempre é possível identificar com sucesso o limite de deformação com base na igualdade entre a resistência residual e o valor base-B. Para então definir de forma mais conservadora o valor correspondente ao limite de deformação do compósito para 120.000 ciclos e 240.000 ciclos foram analisados alguns dos modelos de resistência residual presentes na literatura, e apresentados no item 4.5.

4.5. Modelos de Resistência Residual

A Tabela 4.6 apresenta alguns dos modelos matemáticos presentes na literatura para previsão da degradação da resistência de compósitos analisados neste trabalho, faz referência aos seus autores e apresenta uma abreviação que será usada para identificar cada modelo. As constantes não lineares dos modelos matemáticos adotados neste estudo dependem da natureza do material compósito e foram determinadas a partir dos dados experimentais obtidos nos ensaios mecânicos. A determinação das constantes alfa e beta foi realizada por meio de ajuste utilizando algoritmo genético. Os valores de alfa e beta que melhor representam o comportamento da resistência residual para o material e as condições de teste utilizadas neste trabalho são apresentados na Tabela 4.7.

Além disso, as Tabelas 4.8 e 4.9 apresentam os dados experimentais de testes estáticos e dinâmicos considerando 120.000 e 240.000 ciclos, respectivamente, para modelos de previsão da S_R .

Tabela 4.6 - Modelos matemáticos presentes na literatura para previsão da degradação da resistência de compósitos.

Referência	Notação	Modelo
Broutman & Sahu (1972)	BS	$S_R = S_u - (S_u - S_{max}) \times \frac{n}{N}$
Reifsnider (1986)	RS	$S_R = S_u - (S_u - S_{max}) \times \left(\frac{n}{N}\right)^\alpha$
Stojkovic <i>et al.</i> (2017)	SFP	$S_R = S_{max} - (S_u - S_{max}) \times \left[1 - \left(\frac{n}{N}\right)^\alpha\right]^\beta$
Philippidis & Passipoularid (2007)	PP	$S_R = S_u - (S_u - S_{max}) \times \left(\frac{n}{N}\right)^{\alpha \times \exp\left(\beta \frac{n}{N}\right)}$
Adam <i>et al.</i> (1986)	AD	$S_R = S_{max} - (S_u - S_{max}) \times \left[1 - \left(\frac{\log n - 0.5}{\log N - 0.5}\right)^\alpha\right]^{\frac{1}{\beta}}$
Yongyi & Zhixi (2002)	YZ	$S_R = S_u \left[1 + \frac{\ln\left(1 - \frac{n}{N+1}\right)}{\ln(N+1)}\right]$

Tabela 4.7: Constantes não lineares dos modelos matemáticos.

Modelo	α 120.000 ciclos	β 120.000 ciclos	α 240.000 ciclos	β 240.000 ciclos
BS	-	-	-	-
RS	1,7126	-	0,8206	-
SFP	1,6495	1,1302	7,2717	0,5031
PP	2,0185	-0,0651	0,2422	0,2655
AD	17,6915	0,9069	12,3766	0,3969
YZ	-	-	-	-

Tabela 4.8 - Dados experimentais dos testes estáticos e dinâmicos considerando 120.000 ciclos para modelos de previsão da S_R .

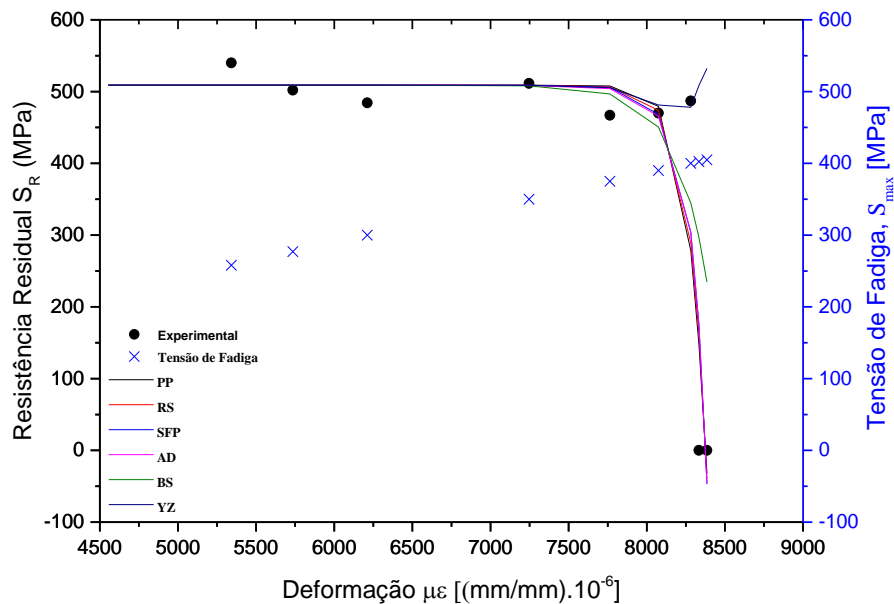
S_{max} (MPa)	S_{max}^{norm}	Deformação ($\times 10^{-6}$)	S_R (MPa)	n (ciclos)	$N_{ajustado}$ (ciclos)	S_u (MPa)
220	0,432330	4.554,86	609,00	120.000	$4,80 \times 10^{13}$	508,87
258	0,507005	5.341,62	540,00	120.000	$6,73 \times 10^{11}$	508,87
277	0,544343	5.734,99	501,93	120.000	$7,97 \times 10^{10}$	508,87
277	0,544343	5.734,99	501,93	120.000	$7,97 \times 10^{10}$	508,87
300	0,589541	6.211,18	484,29	120.000	$6,02 \times 10^9$	508,87
350	0,687798	7.246,38	511,44	120.000	$2,19 \times 10^7$	508,87
350	0,687798	7.246,38	511,44	120.000	$2,19 \times 10^7$	508,87
375	0,736926	7.763,98	467,02	120.000	$1,32 \times 10^6$	508,87
390	0,766403	8.074,53	470,02	120.000	$2,45 \times 10^5$	508,87
400	0,786055	8.281,57	486,88	120.000	$7,97 \times 10^4$	508,87
402	0,790968	8.333,33	0	120.000	$6,02 \times 10^4$	508,87
405	0,795881	8.385,09	0	120.000	$4,54 \times 10^4$	508,87

Tabela 4.9 - Dados experimentais dos testes estáticos e dinâmicos considerando 240.000 ciclos para modelos de previsão da S_R .

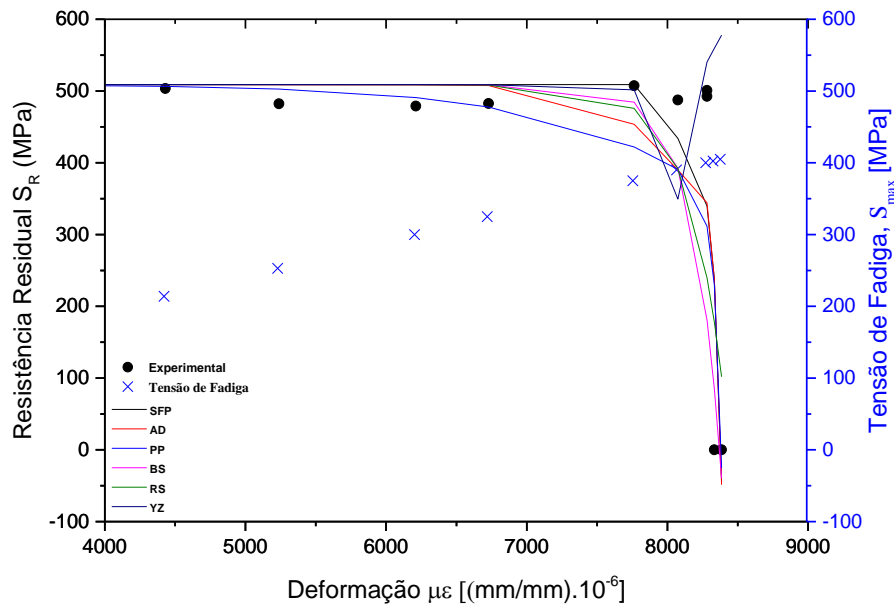
S_{max} (MPa)	S_{max}^{norm}	Deformação ($\times 10^{-6}$)	S_R (MPa)	n (ciclos)	$N_{adjusted}$ (ciclos)	S_u (MPa)
160	0,314422	3312,63	652,40	240.000	$4,06 \times 10^{16}$	508,87
180	0,353724	3726,71	579,60	240.000	$4,29 \times 10^{15}$	508,87
214	0,420539	4430,64	503,45	240.000	$9,43 \times 10^{13}$	508,87
253	0,497180	5238,1	482,31	240.000	$1,18 \times 10^{12}$	508,87
300	0,589541	6211,18	479,02	240.000	$6,02 \times 10^9$	508,87
325	0,638669	6728,78	482,63	240.000	$3,63 \times 10^8$	508,87
375	0,736926	7763,98	507,49	240.000	$1,32 \times 10^6$	508,87
390	0,766403	8074,53	487,46	240.000	$2,45 \times 10^5$	508,87
400	0,786055	8281,57	492,49	240.000	$7,97 \times 10^4$	508,87
400	0,786055	8281,57	500,81	240.000	$7,97 \times 10^4$	508,87
402	0,790968	8333,33	0	240.000	$6,02 \times 10^4$	508,87
405	0,795881	8385,09	0	240.000	$4,54 \times 10^4$	508,87

A Figura 4.8 apresenta as respostas de resistência residual para todos os modelos utilizados neste trabalho, apresenta também os valores encontrados nos ensaios experimentais e as tensões de fadiga utilizadas. Dentre os vários modelos descritos na Tabela 4.6, certamente um deles tem um melhor ajuste para os dados amostrais da pesquisa. Entretanto, uma escolha com base em uma análise gráfica seria incorreta, a eliminação desta arbitrariedade foi feita utilizando o chamado Método de Mínimos Quadrados.

Portanto, na prática, esta pesquisa testou os diferentes modelos de previsão descritos na Tabela 4.6, que por sua vez, segundo a literatura, são os mais utilizados para a distribuição dos dados em questão. Assim, para a seleção do melhor modelo entre os testados foi utilizado o Método de Mínimos Quadrados. Esse método apontou que, para vidas até 120.000 ciclos, o modelo que melhor representa o comportamento do material nas condições testadas neste trabalho é o PP. No entanto, os modelos RS, SFP e AD apresentaram bons resultados e também podem ser considerados para a previsão de degradação da resistência residual do material nas condições testadas neste estudo. Os modelos BS e YZ não foram capazes de representar bem o comportamento do material na região de maior interesse, que é próximo ao limite de deformação do material.



(a) 120.000 cycles



(b) 240.000 cycles

Figura 4.8 - Resultados de resistência residual, em (a) para vidas até 120.000 e em (b) para vidas até 240.000 ciclos.

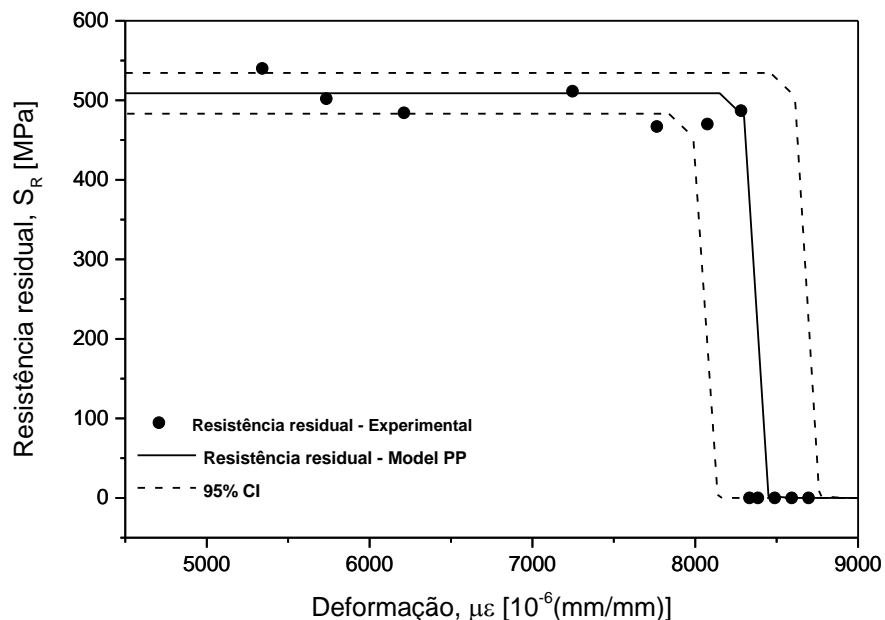
Para vidas até 240.000 ciclos, o modelo SFP foi o que de acordo com o Método dos Mínimos Quadrados representa melhor o comportamento do material nas condições testadas neste estudo, no entanto, os modelos AD, PP e BS apresentaram resultados significativos e também podem ser aplicados no método de previsão de degradação considerada neste trabalho. Finalmente, os modelos RS e YZ não foram capazes de representar bem o comportamento do material na região de interesse (próximo ao limite de deformação).

Em relação aos resultados numéricos obtidos, pode-se concluir que foi obtida uma excelente modelagem, visto que os resultados numérico-experimentais apresentaram alta correlação. Os modelos definidos neste trabalho como bons para representar o comportamento da degradação da resistência residual do material compósito em tensões compressivas permitem prever a degradação da resistência aos níveis de carga testados experimentalmente, podendo também identificar a ruptura do mesmo, retornando como valor de resistência residual zero. Portanto, os modelos testados reduzem significativamente o esforço experimental necessário para determinar as curvas de degradação da resistência em tensões de fadiga compressiva.

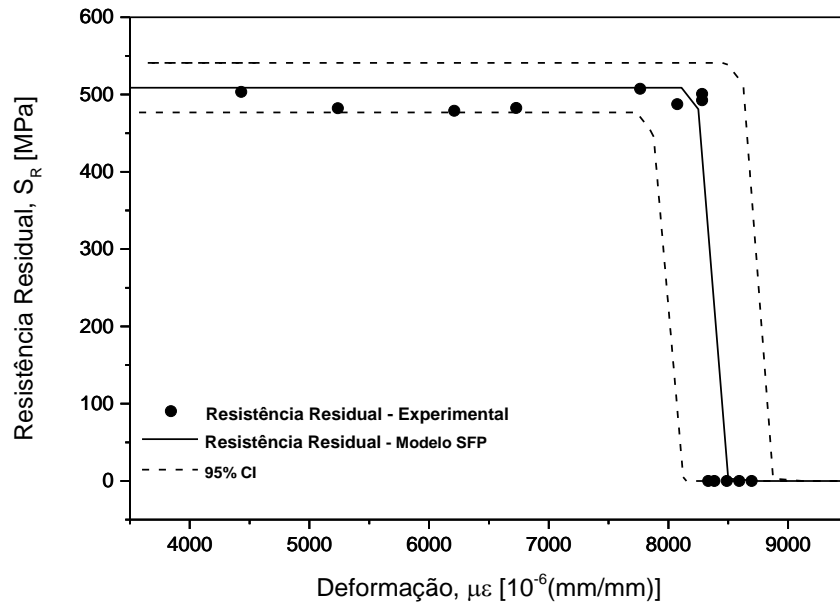
As Figuras 4.9(a) e 4.9(b) apresentam as respostas de resistência residual para os modelos PP e SFP, para vidas de até 120.000 ciclos e 240.000 ciclos, respectivamente, com um intervalo de confiança de 95%, também apresentam os valores encontrados nos ensaios experimentais.

Existem vários benefícios em modelar a resistência residual. Embora existam muitas outras teorias, nas quais os modelos de acúmulo de danos provaram ser eficazes, os modelos de resistência residual têm uma vantagem. Como o dano é quantificado em termos de tensão e, portanto, pode ser analisado ou comprovado por experimentos, a qualquer momento ao longo da vida em fadiga do material (POST, 2010). De acordo com Philippidis (2007) esses modelos podem ser uma ferramenta poderosa para esquemas de previsão de vida, especialmente quando se trata de solicitações com amplitude variável ou carga de amplitude constante: eles oferecem uma alternativa às regras empíricas de acumulação de danos.

Ainda de acordo com Philippidis (2007), a resistência residual já foi usada na formulação de modelos de carregamento de componentes compósitos certificados para suportar séries temporais de carregamentos específicos. Outro uso mais direto da previsão de resistência residual é o caso de estruturas em materiais compósitos projetadas e certificadas contra um envelope de cargas estáticas extremas, passando por cargas cíclicas também. Nesse caso, como a resistência estática se deteriora a cada ciclo, é essencial conhecer a resistência residual após uma fração de vida útil do componente, para que seja possível garantir sua capacidade de suportar a carga projetada.



(a) 120.000 ciclos



(b) 240.000 ciclos

Figura 4.9 - Resistência Residual em (a) para vidas até 120.000 ciclos e em (b) para vidas até 240.000 ciclos, considerando bandas de confiança de 95%.

O intervalo correspondente ao limite de deformação foi definido com base em bandas de confiança de 95%, o que significa que abaixo do valor mínimo estipulado os corpos de prova sobrevivem com 95% de confiança, e acima do valor máximo os corpos de prova falham com 95% de confiança. De modo que, o valor do limite de deformação corresponde ao menor valor da faixa. Assim sendo, os valores de limite de deformação obtidos para os ciclos estudados são 8.135 $\mu\epsilon$ para vidas até 120.000 ciclos e 8.125 $\mu\epsilon$ para vidas de até 240.000 ciclos, o que corresponde em tensão a 392,92 MPa para vidas até 120.000 ciclos e 392,44 MPa para vida até 240.000 ciclos. Os intervalos correspondentes aos limites de deformação para 120.000 e 240.000 ciclos estão apresentados na Tabela 4.10.

Tabela 4.10 - Intervalos correspondentes aos limites de deformação para vidas de 120.000 e 240.000 ciclos.

120.000 ciclos	240.000 ciclos
8.135 – 8.760 $\mu\epsilon$	8.125 – 8.875 $\mu\epsilon$

Conforme o número de ciclos aumenta, o limite de deformação diminui. Este comportamento está de acordo com o esperado, desde que os valores de resistência residual apresentam uma tendência de reduzirem drasticamente com o aumento da deformação aplicada em fadiga.

A vantagem dos modelos de resistência residual sobre os modelos de vida em fadiga (curvas SN) é que, embora não apresente relação direta com danos acumulados no material durante o processo de fadiga, ainda assim é possível ter noção do mesmo. O dano provocado por fadiga é uma característica importante, e deve ser levado em consideração no projeto.

4. 6. Ensaio de Termografia

Para evitar o aquecimento da amostra acima de um limite aceitável, a frequência dos ensaios de fadiga foi definida após ensaios de fadiga com o registro da temperatura da superfície da amostra. Temperaturas superiores a 60 °C podem alterar significativamente as propriedades mecânicas, de modo que os ensaios visavam verificar essa condição.

A Figura 4.10 mostra a variação de temperatura para ensaios realizados na frequência de 12 Hz, para vidas de até 120.000 ciclos, nas tensões de 300 MPa, 350 MPa, 375 MPa, 400 MPa, 410 MPa, 415 MPa, 420 MPa.

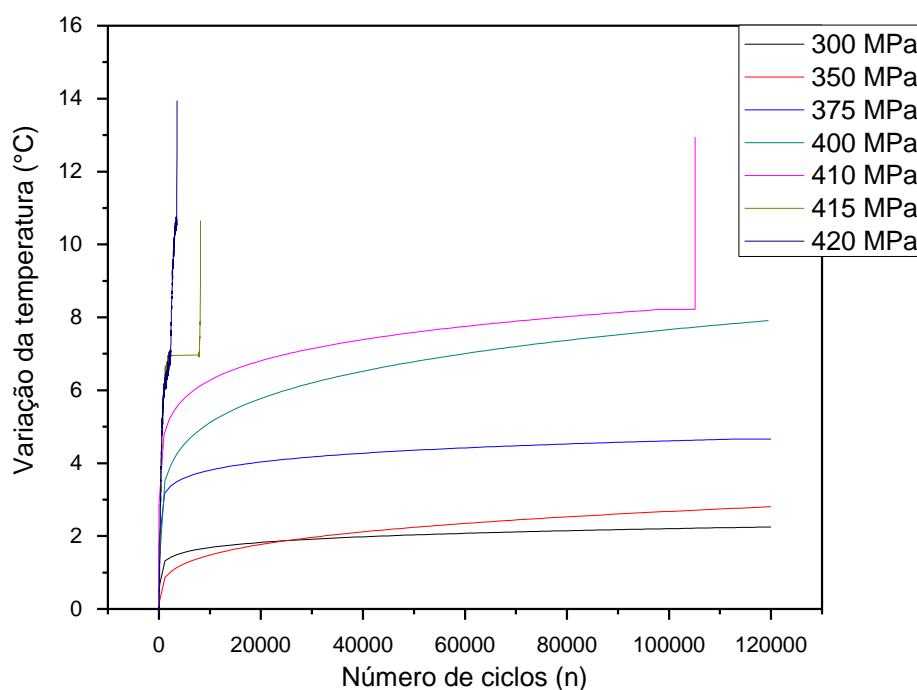


Figura 4.10 – Variação da temperatura por ciclo.

A variação da temperatura nas amostras, para as tensões de 300 MPa, 350 MPa, 375 MPa, 400 MPa, aumentou rapidamente no início dos ensaios, atingindo um estado estacionário durante o decorrer dos ciclos até completar os 120.000 ciclos. Para as tensões de 410 MPa, 415 MPa e 420 MPa, a variação da temperatura nas amostras também aumentou rapidamente no

início dos ensaios, atingindo da mesma forma um estado estacionário durante a maior parte da vida, vindo a aumentar rapidamente no estágio final da ciclagem do corpo de prova, quando ocorrem mecanismos de danos maiores e mais evidentes e a falha final, que ocorreu antes que se finaliza-se os 120.000 ciclos. Portanto, conclui-se que a resposta térmica do material compósito devido a uma sollicitação dinâmica se apresenta em três estágios:

- (1) um aumento de temperatura inicial, aproximadamente linear;
- (2) temperatura aproximadamente constante;
- (3) a temperatura aumenta rapidamente até a falha final.

Observa-se que a maior variação de temperatura ocorre no momento da ruptura do material e que essa variação máxima é de 14 °C para uma tensão de fadiga de 420 MPa, portanto, a amostra está no momento da ruptura com uma temperatura de 38 ± 2 °C. Portanto, adotamos a frequência de 12 Hz para realizar todos os testes deste trabalho.

Nota-se, que o comportamento da variação da temperatura em função do número de ciclos, apresentado na Figura 4.10, tem um comportamento semelhante ao observado na literatura, para as curvas de danos em função do número de ciclos para materiais compósitos. Assim, o monitoramento do processo de fadiga por meio da técnica de termografia possibilita a visualização de condições em que o material está sob a ação de um maior acúmulo de danos, uma vez que existe uma relação entre a dissipação de calor e a formação de danos no material (RITTEL, 2000; TOUBAL, 2006; STEINBERGER, 2006). O aquecimento da amostra durante o processo de fadiga que é função do acúmulo de danos, no caso de materiais compósitos, refere-se às trincas na matriz, ruptura de fibras e delaminações (TOUBAL, 2006; STEINBERGER, 2006). Essas descontinuidades são regiões que favorecem o atrito e, por esse motivo, provocam aumento de temperatura no compósito durante o ensaio de fadiga.

O dano por fadiga aumenta a temperatura autogerada (BENAARBIA, 2015). A distribuição e magnitude da temperatura autogerada estão relacionadas à distribuição do dano por fadiga no material (STEINBERGER, 2006), e portanto, a variação e distribuição do aquecimento autogerado durante o carregamento cíclico podem ser utilizadas para caracterizar o desempenho estrutural dos materiais compósitos (KATUNIN, 2012).

Sobre a aplicação da termografia em testes dinâmicos, algumas considerações sobre as mudanças de temperatura na superfície podem ser exploradas. A partir das observações experimentais acima, ficou claro que durante a fadiga a temperatura superficial dos corpos-de-prova carregados tende a atingir um valor aproximadamente constante, estágio 2, que é característico do nível de tensão. Além disso, a resposta térmica às cargas cíclicas (dinâmicas)

no final do estágio 1, ou seja, a razão $\Delta T / \Delta N$, no final do estágio 1, é uma característica típica de cada material e esta relacionada a tensão aplicada. De acordo com a literatura, os valores de $\Delta T / \Delta N$, plotados em função das diferentes tensões aplicadas, apresentam uma tendência bi-linear (LA ROSA, 2000). A interceptação entre essas duas linhas identifica um nível de tensão, que foi experimentalmente encontrado como próximo ao limite de resistência a fadiga de alto ciclo, conforme apresentado na Figura 4.11. Na literatura esta observação experimental também foi observada para materiais compósitos, nos trabalhos de (COLOMBO, 2019; COLOMBO, 2012a; COLOMBO, 2012b).

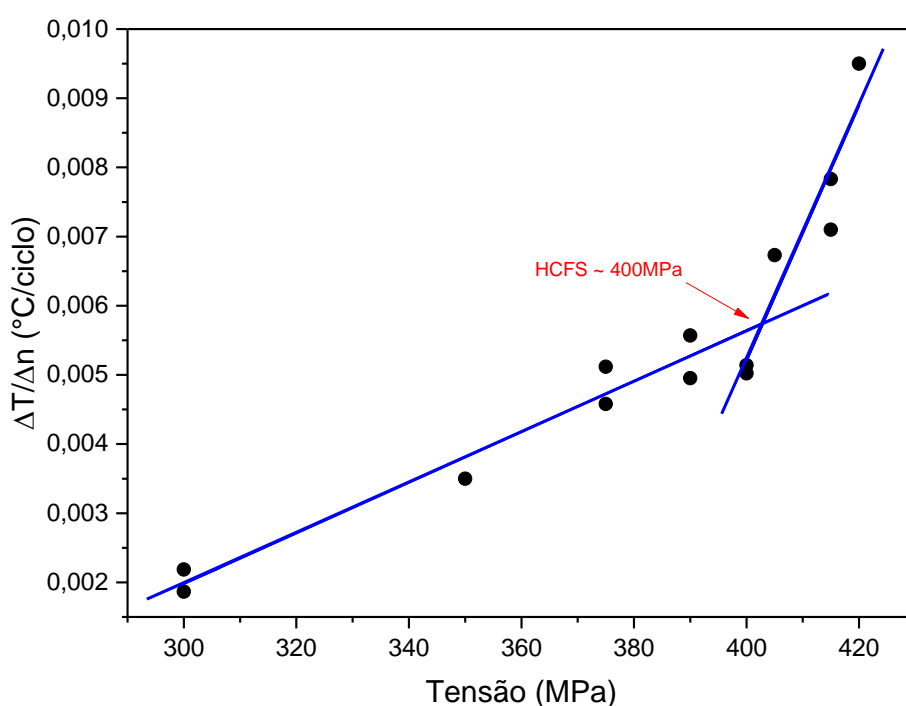


Figura 4.11 - Tendência bi-linear da temperatura versus a tensão de fadiga.

Na literatura, a termografia é uma técnica experimental que sempre foi aplicada ao estudo de materiais homogêneos. Os resultados obtidos nos ensaios experimentais propostos neste trabalho mostram como esta prática pode ser aplicada também em materiais compósitos na avaliação da progressão de danos. A partir dessas observações, os resultados podem ser usados para se definir uma tensão correspondente ao limite de resistência a fadiga de alto ciclo, dado esse de grande importância na fase de projeto com esses materiais, uma vez que a fadiga em materiais compósitos muitas vezes não é conhecida, esses elementos estruturais são geralmente projetados usando fatores de segurança muito elevados. Sendo assim, o potencial desses materiais não é totalmente explorado, perdendo-se a vantagem de redução de peso e causando desperdício de materiais.

Nos resultados dos ensaios experimentais de fadiga (item 4.3.1), determinou-se, por meio da construção da curva SN, um limite de resistência a fadiga de aproximadamente de 400 MPa. Mais adiante nos resultados dos ensaios experimentais para determinação do limite de deformação (item 4.4) a tensão de fadiga na região de transição foi de cerca de 400 - 415 MPa. E aqui, utilizando-se a técnica de termografia, uma tensão que correspondente ao HCFS, se mostra como próximo a 400 MPa, o que significa que o ponto de falha coincide nas três metodologias aqui abordadas.

4.7. Curvas de Histerese

Os resultados de histerese representam a deformação em função da tensão aplicada na amostra após ciclos determinados de fadiga, e permitem mensurar os danos induzidos ao material como resultado do processo de fadiga. No presente trabalho, a histerese é obtida considerando tensões próximas ao limite de deformação obtido no item 4.5, de modo a obter informações a respeito da formação de danos internos quando o material é submetido a condições de carregamento, próximas ao limite de deformação, para vidas de 120.000 e 240.000 ciclos.

As Figuras 4.12, 4.13, 4.14 e 4.15 apresentam os resultados de histerese relativos às tensões de fadiga de 350 MPa, 375 MPa, 390 MPa e 400 MPa respectivamente. As Figuras apresentam um único ciclo coletado no intervalo entre 1, 10.000, 20.000, 40.000, 80.000, 120.000, 180.000 e 240.000 ciclos.

Na Figura 4.12 observa-se a histerese obtida para uma amostra submetida a uma tensão de 350 MPa. Percebe-se que a deformação total da amostra, ao final dos 240.000 ciclos, aumenta gradativamente de 5.760 $\mu\epsilon$ para aproximadamente 6.440 $\mu\epsilon$, como resultado de danos acumulados durante o processo de fadiga.

Os resultados para tensões de fadiga de 375 MPa, são apresentados na Figura 4.13. A deformação total aumentou de 6.780 $\mu\epsilon$ para 7.820 $\mu\epsilon$ ao final do processo de fadiga, devido ao surgimento de danos internos; porém, observa-se um aumento mais significativo da deformação logo no início do processo de ciclagem (entre 1 e 40.000 ciclos). Esse comportamento pode ser explicado pela presença de vazios que atuam como concentradores de tensão, propiciando uma rápida propagação de trincas logo no início do processo de ciclagem. Após a redistribuição de tensões internas, e com o aumento do número de ciclos, a propagação de micro trincas é inibida pela presença da fibra; provavelmente, por esse motivo, a taxa de deformação para os ciclos superiores a 40.000 ciclos diminui em relação aos ciclos iniciais.

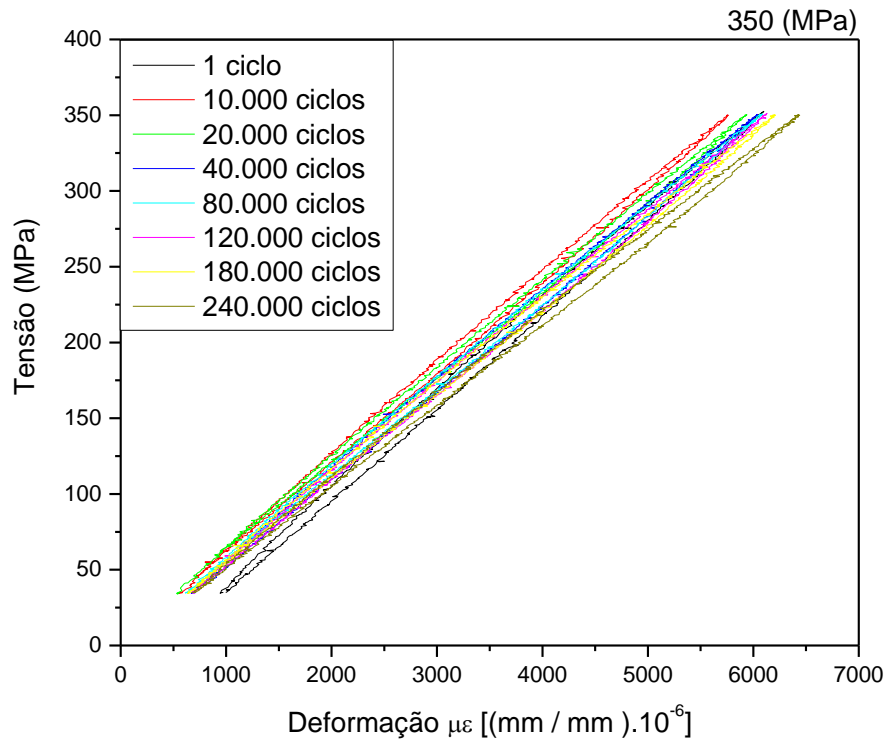


Figura 4.12 – Resultados dos ensaios histerese para tensão de fadiga de 350 MPa.

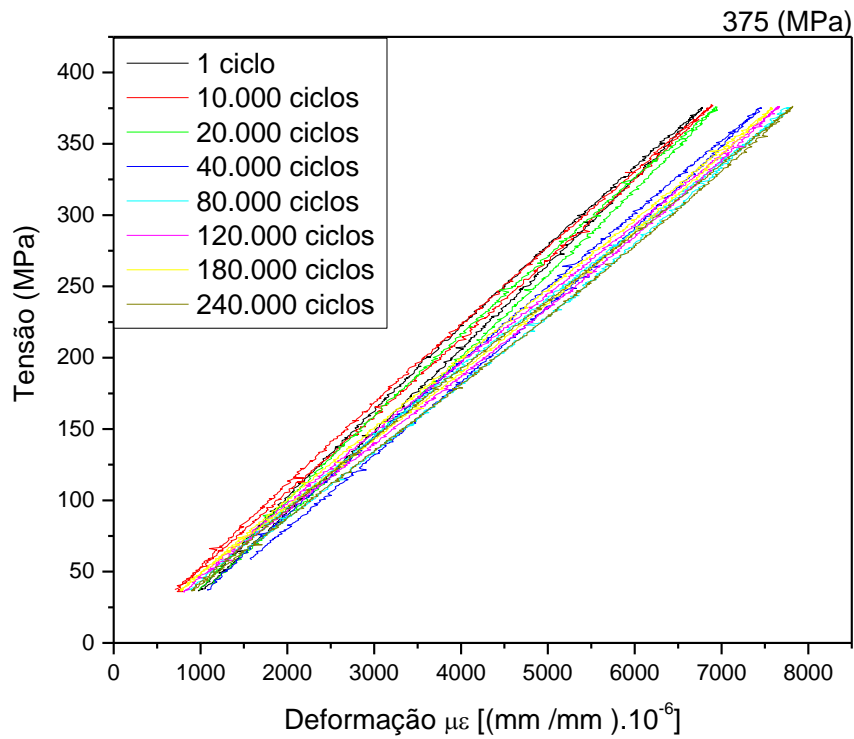


Figura 4.13 – Resultados dos ensaios histerese para tensão de fadiga de 375MPa.

Os resultados para tensões de fadiga de 390 MPa, são apresentados na Figura 4.14. A deformação total aumentou de 7.315 $\mu\epsilon$ para 9.300 $\mu\epsilon$ ao final do processo de fadiga, devido ao surgimento de danos internos. A deformação de uma amostra sob carga cíclica é um processo que dissipa energia durante a fase de carga crescente; parte dessa energia é liberada de volta durante a diminuição da carga e uma parte residual é consumida para criar novos defeitos ou propagar os já existentes (IANNUCCI, 2006; GIANCANE, 2010). Portanto, a área de histerese por ciclo durante a carga de fadiga representa um índice não direto do estado de dano geral: quanto maior a energia de deformação absorvida, mais importante é o processo de dano que ocorre.

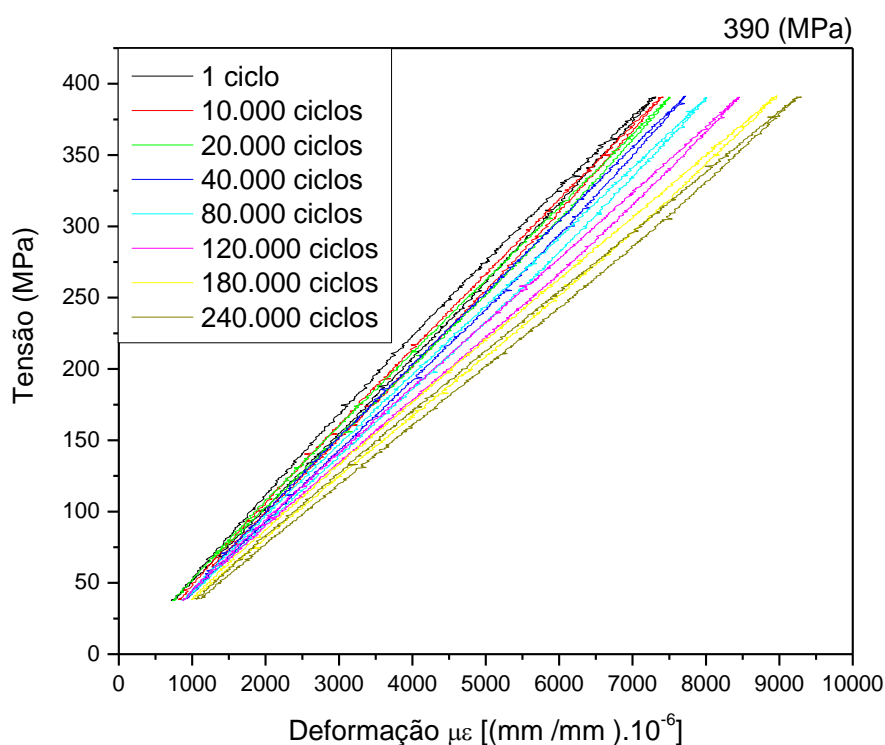


Figura 4.14 – Resultados dos ensaios histerese para tensão de fadiga de 390 MPa.

Os resultados dos ensaios de histerese para a tensão de fadiga de 400 MPa, são apresentados na Figura 4.15. No ensaio de histerese para a tensão de 400 MPa a amostra novamente nos comprova que ultrapassamos o limite de deformação do material, determinado no (item 4.5) vindo a falhar ao completar os 21.018 ciclos de carregamento. A deformação total aumentou de 10.275 $\mu\epsilon$ para 15.200 $\mu\epsilon$ para (N-1) ciclos.

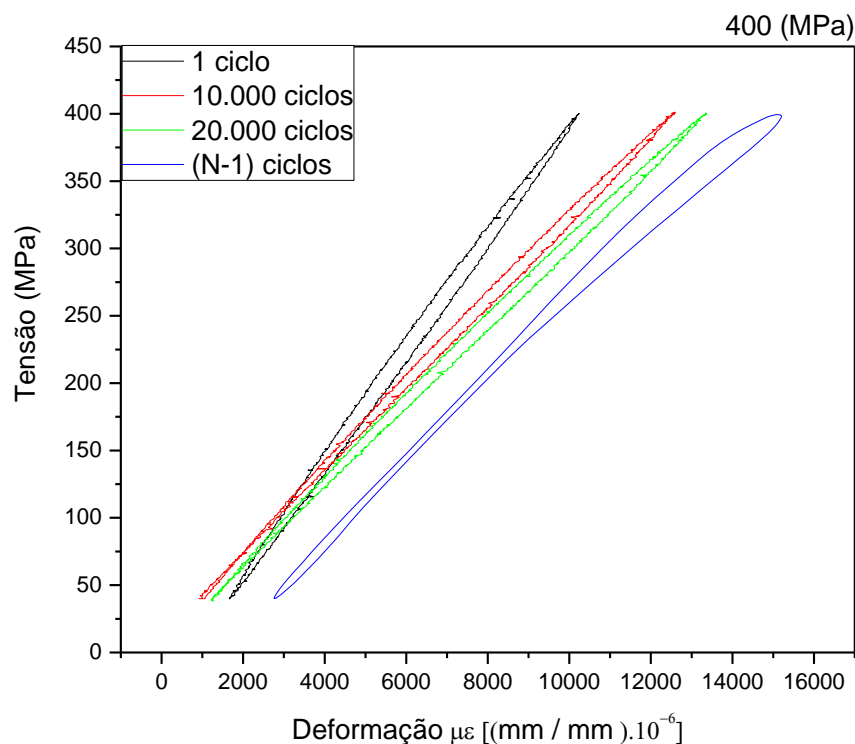


Figura 4.15 – Resultados dos ensaios histerese para tensão de fadiga de 400 MPa.

Para melhor visualização do efeito da tensão na deformação total dos compósitos, o gráfico apresentado na Figura 4.16, ilustra, de forma comparativa, a evolução da deformação em função do número de ciclos. A deformação total normalizada corresponde à deformação instantânea dividida pela deformação inicial, ou seja, ϵ_N/ϵ_0 , e o número de ciclos normalizado, corresponde ao número de ciclos dividido pelo número de ciclos total N/NT ($NT = 240.000$ ciclos). Observando os resultados experimentais, nota-se que as curvas seguiram um padrão semelhante independente do nível de tensão, retratando uma tendência exponencial entre a deformação e o número de ciclos. Porém, em comparação aos menores níveis de tensão de fadiga, observou-se que a deformação aumentou de forma mais significativa em níveis de tensão mais elevados, com o decorrer do número de ciclos.

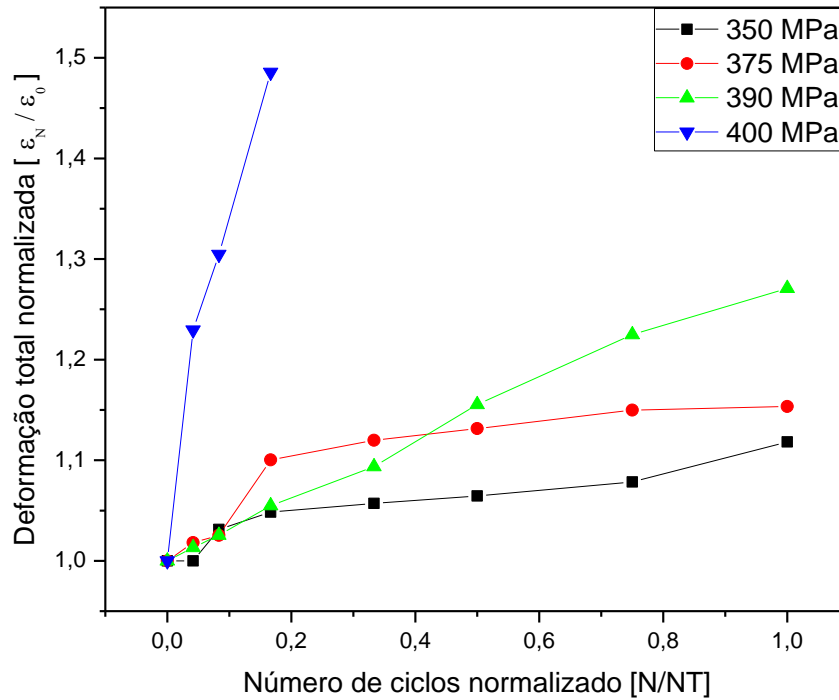


Figura 4.16 – Evolução da deformação em função do número de ciclos.

Os resultados de histerese permitem calcular o fator de perda, os módulos dinâmico e secante. Essas características permitem mensurar os danos internos no material. As Figuras 4.17 e 4.18 apresentam a evolução do fator de perda por ciclo e do fator de perda acumulado durante o processo de fadiga dos compósitos submetidos a tensões de fadiga de 350 MPa, 375 MPa e 390 MPa. O fator de perda por ciclo corresponde à energia dissipada em um único ciclo, enquanto o fator de perda acumulado é referente à soma da energia dissipada entre o primeiro e o último ciclo (para $NT = 240.000$ ciclos).

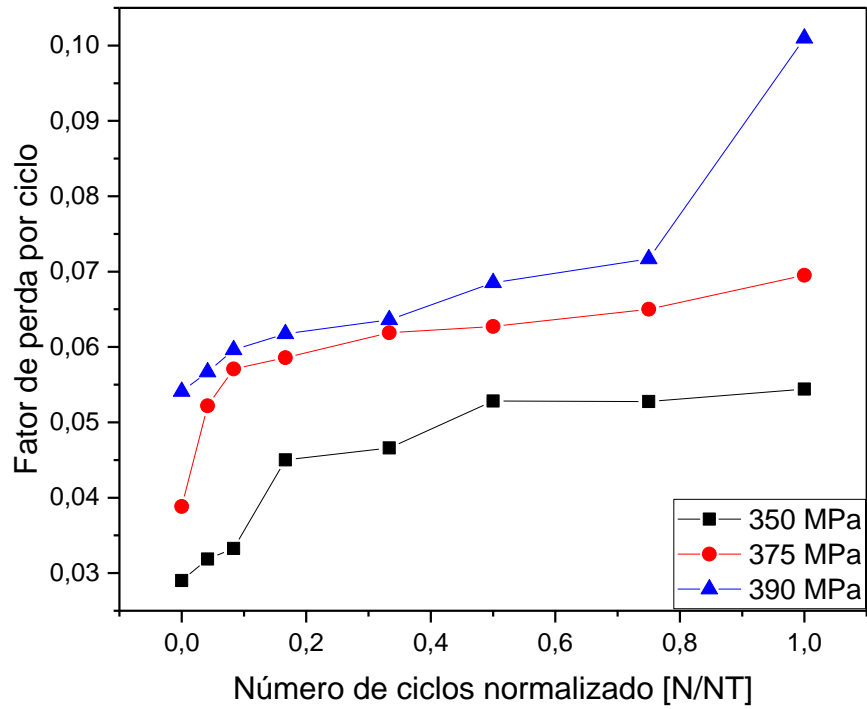


Figura 4.17 – Fator de perda por ciclo.

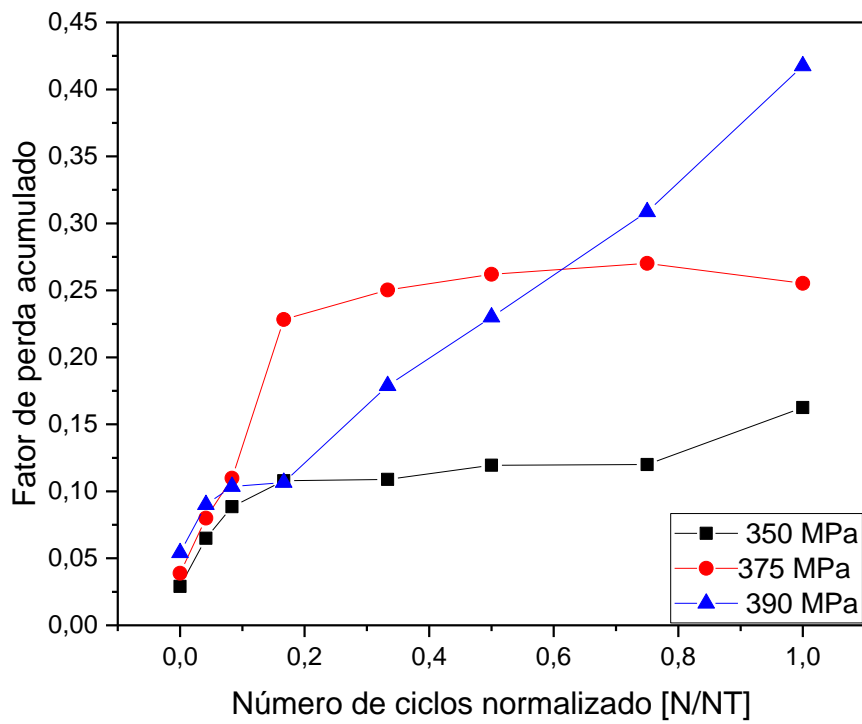


Figura 4.18 – Evolução do fator de perda acumulado.

Observa-se que o fator de perda acumulado aumenta em função do aumento da deformação total provocada pelo acúmulo de danos internos (Figura 4.18). O fator de perda por ciclo é dependente da deformação aplicada (que, no caso, é próxima ao limite de deformação) e da formação de danos internos momentânea. Assim, o fator de perda por ciclo geralmente mostra um discreto aumento linear até a proximidade da falha catastrófica, quando então o fator de perda por ciclo aumenta exponencialmente servindo como indicador de ruptura. Para a tensão de fadiga de 390 MPa, embora não tenha sido observada a falha catastrófica, o compósito apresenta um aumento exponencial do fator de perda por ciclo próximo aos 240.000 ciclos, indicando a proximidade da ruptura.

Um aumento da dissipação de energia (área do ciclo de histerese, tensão-deformação) com o número de ciclos e carregamento foi observada para todas as tensões estudadas, o que é atribuído principalmente a dois motivos, segundo Movahedi-Rad (2019): O atrito devido ao escorregamento em regiões danificadas e ao aumento da dissipação de energia. A magnitude do atrito depende da área das regiões não ligadas (tamanho das trincas), que é maior à medida que aumenta o número de ciclos e em níveis de tensão mais elevados. Além disso, a dissipação de energia térmica, que novamente se origina do atrito interno entre as trincas criadas, foi maior com o aumento do número de ciclos e em níveis de tensão mais elevados.

O aumento da dissipação de energia, aqui observado, com o aumento do número de ciclos, em materiais compósitos, é observado também em alguns trabalhos encontrados na literatura (VASSILOPOULOS, 2013; MENEGHETTI, 2014). Outros trabalhos mostram que a área de histerese diminui com a vida em fadiga, por exemplo, Launay *et al.* (2013) e Kharrazi e Sarkani, (2001), no entanto, esta diminuição está relacionada a mudanças no material, por exemplo, endurecimento da matriz termoplástica em Launay *et al.* (2013) e efeitos de alívio de concentração de tensão mencionados em Kharrazi e Sarkani, (2001).

A Figura 4.19 apresenta o módulo secante em função do número de ciclos normalizado ($N_T = 240.000$ ciclos) para amostras submetidas a carregamentos de 350 MPa, 375 MPa e 390 MPa. A redução do módulo secante devido ao processo de fadiga é resultado do acúmulo de danos e dos efeitos visco-elásticos do material.

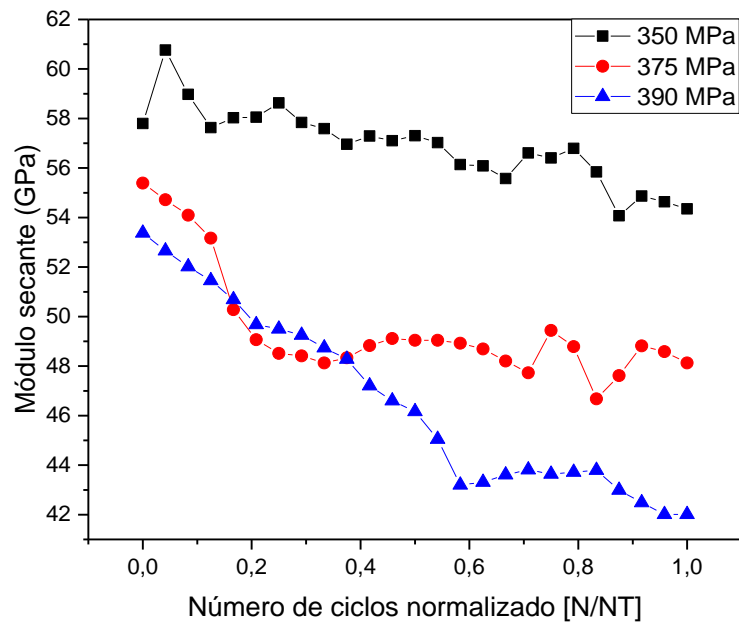


Figura 4.19 - Módulo secante em função do número de ciclos normalizado.

A Figura 4.20 apresenta o módulo dinâmico em função do número de ciclos normalizado ($N_T = 240.000$ ciclos) para amostras submetidas a carregamentos de 350 MPa, 375 MPa e 390 MPa. A redução do módulo dinâmico descreve a reação instantânea do material a um determinado número de ciclos, e caracteriza somente o dano no material.

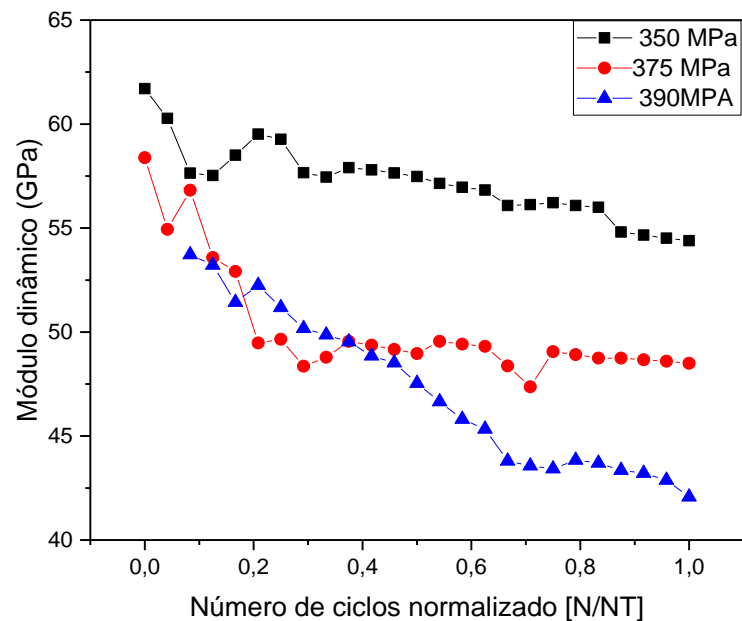


Figura 4.20 - Módulo dinâmico em função do número de ciclos normalizado.

Os resultados obtidos no presente trabalho evidenciam a redução dos módulos dinâmico e secante, indicando a ocorrência de acúmulo de danos. Os resultados também mostram que o módulo dinâmico é, em geral, maior do que o módulo secante. Resultados similares são obtidos por Pinter (2006), que credita esse comportamento à característica visco-elástica do material.

Pela mudança nos módulos (dinâmico e secante) dos materiais, o desenvolvimento de danos de materiais compósitos pode ser descrito pela degradação da rigidez dos materiais na investigação do comportamento de fadiga. Observa-se que os danos têm origem no início da vida, causando uma rápida diminuição das propriedades de rigidez do material compósito; segue-se então um segundo estágio de dano, com degradação gradual e lenta do material, a última parte da vida útil do componente consiste em uma forte diminuição das propriedades do material, uma perda acelerada de rigidez nas zonas danificadas, causando o aparecimento de defeitos visíveis e audíveis, levando a efeitos catastróficos finais, resultados semelhantes são relatados por (GIANCANE, 2010).

De forma geral, a análise das curvas de histerese permite detectar a presença de danos internos no material devido ao processo de fadiga realizado em tensões próximas ao limite de deformação do material. A presença de danos internos foi confirmada pelo aumento da deformação total, pelo aumento do fator de perda (por ciclo e acumulado) e pela redução do módulo dinâmico e módulo secante do material, mas também pode ser mensurada pelo índice de acúmulo de danos em função do número de ciclos normalizado apresentado na Figura 4.21.

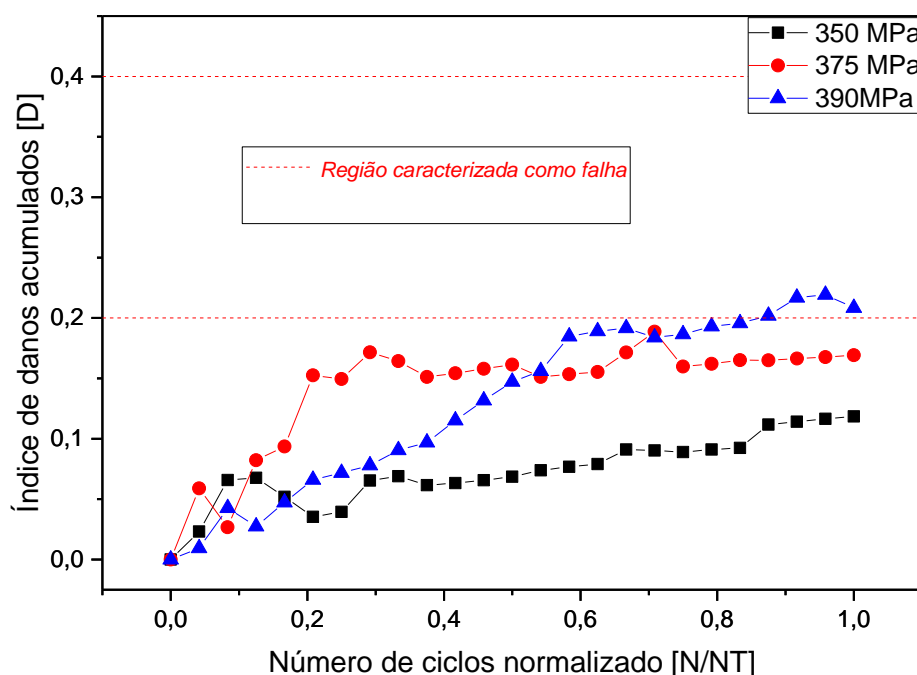


Figura 4.21 - Índice de acúmulo de danos.

Considera-se que a amostra falhou quando o dano é igual a 0,2-0,4, isto é, quando a rigidez é reduzida para 60-80% da rigidez inicial (HILEY, 2001; HARRIS 2003).

As figuras 4.22, 4.23 e 4.24, apresentam a degradação da rigidez e o índice de acúmulos de danos na mesma figura para as tensões de fadiga de 350 MPa, 375 MPa e 390 MPa respectivamente, para que uma avaliação da evolução do dano possa ser feita com base nesses dois indicadores. A rigidez à fadiga normalizada (E_n/E_0), é apresentada em função da vida à fadiga normalizada. A degradação da rigidez, independentemente do nível de tensão, seguiu o mesmo padrão. Uma diminuição abrupta inicial durante os primeiros 10% da vida útil, para a tensão de fadiga de 350 MPa, 20% da vida útil para a tensão de fadiga de 375 MPa e 50% para a vida útil em fadiga para a tensão de 390 MPa, foi seguida por uma tendência de diminuição da rigidez em estado estacionário, que mais à frente tende a um terceiro segmento de queda mais acentuada até a falha, conforme observado para a tensão de fadiga de 390MPa. Este comportamento também foi observado nos trabalhos de (PENG, 2015; ZIEMIAN, 2016).

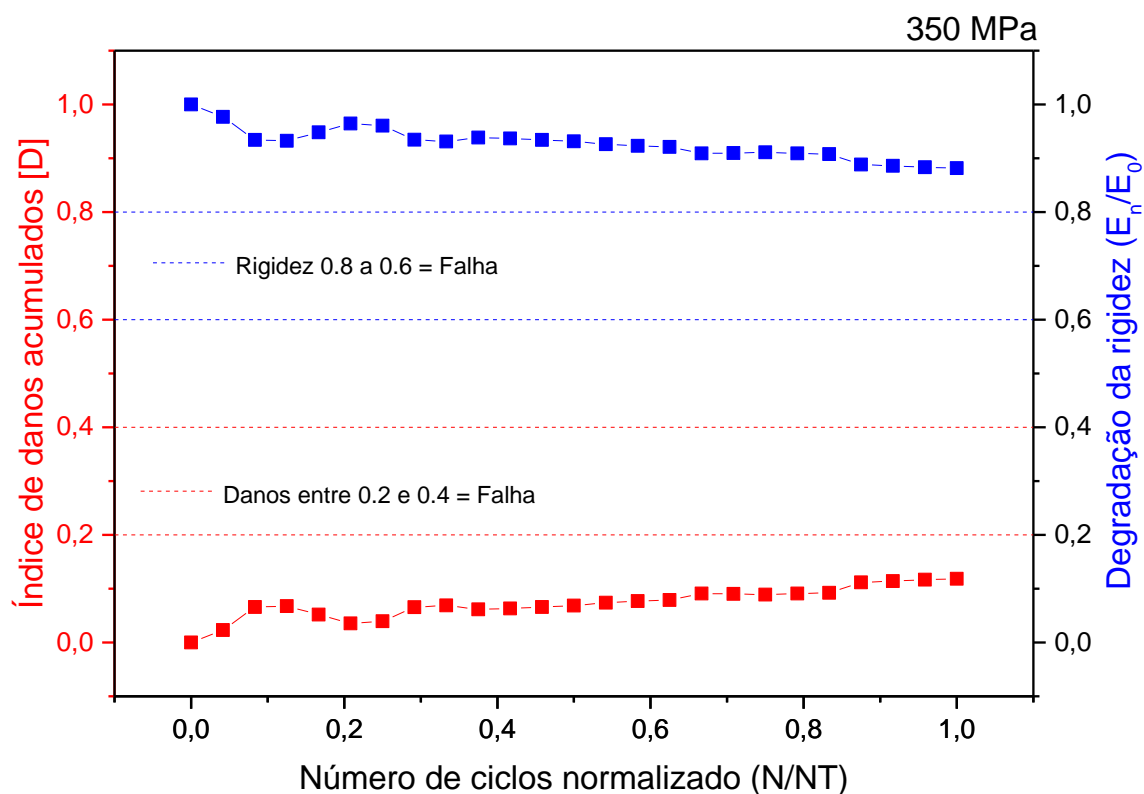


Figura 4.22 – Degradação da rigidez para a tensão de fadiga de 350 MPa.

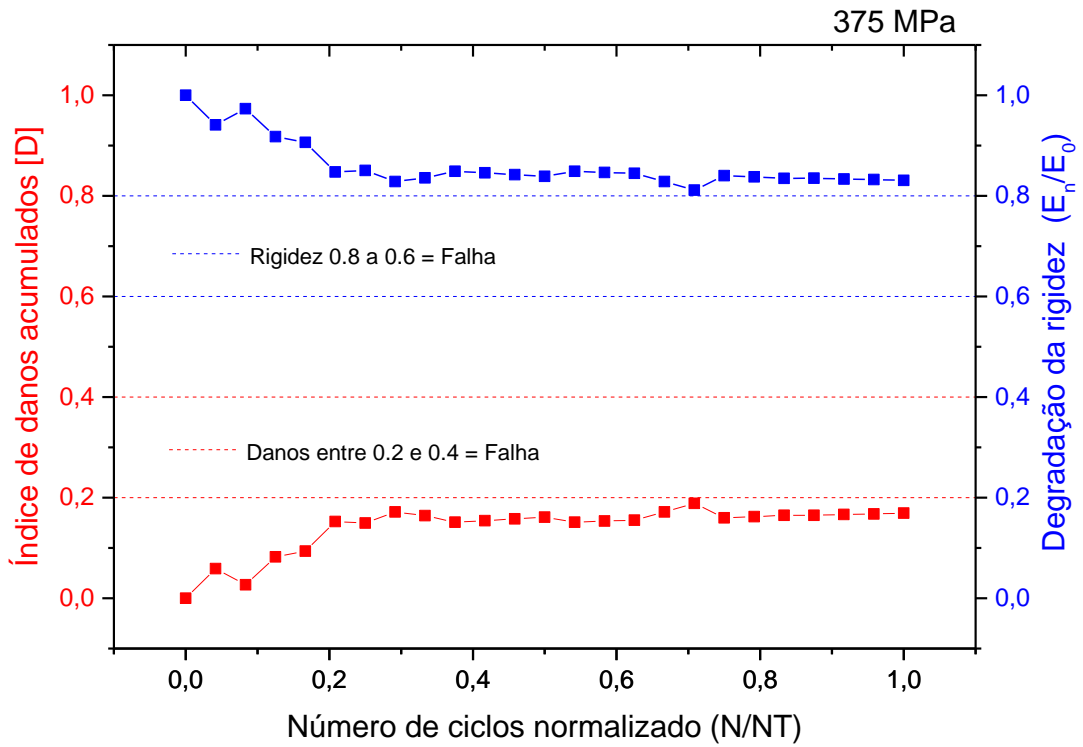


Figura 4.23 – Degradação da rigidez para a tensão de fadiga de 375 MPa.

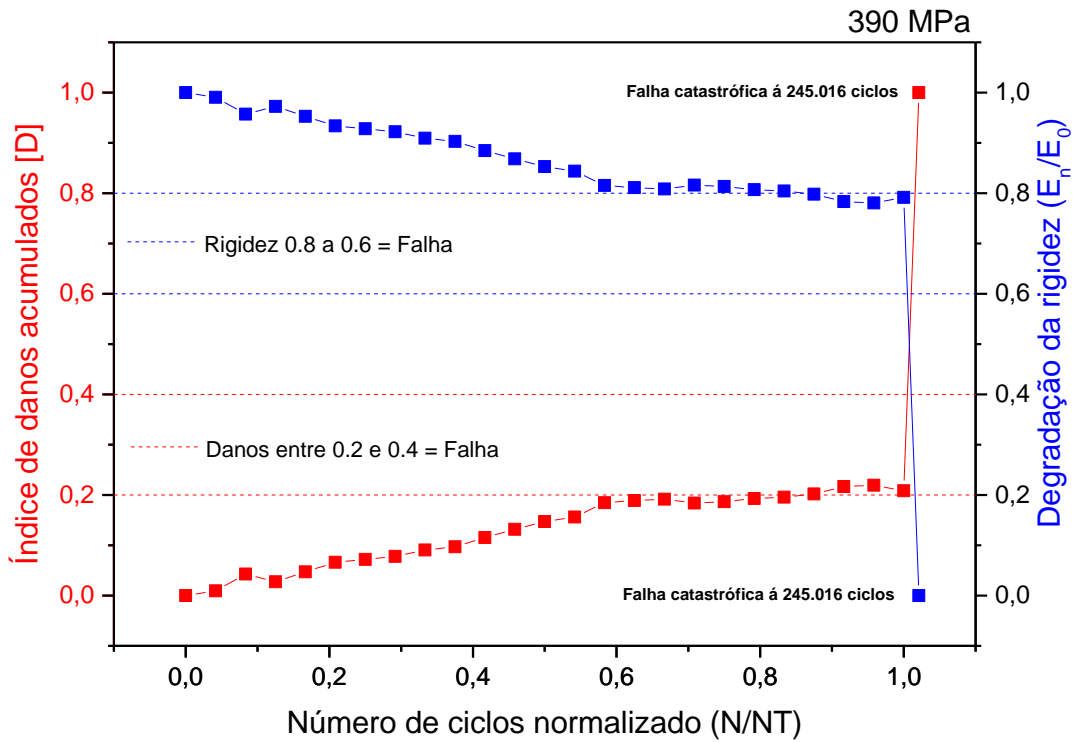


Figura 4.24 – Degradação da rigidez para a tensão de fadiga de 390 MPa.

Os diferentes níveis de tensão levaram a diferentes propagações de danos, conforme apresentado nas Figuras 4.22; 4.23; 4.24, durante o carregamento em fadiga. Em níveis de tensão mais baixos, uma propagação de danos menos severa foi observada durante o decorrer dos ciclos, o que resulta em uma vida mais longa à fadiga, já em níveis de tensão mais elevados o dano foi mais expressivo e causou a falha desses espécimes em tempos de vida mais curtos.

As maiores reduções na rigidez (ou os maiores acúmulos de dano) ocorrem para as menores tensões. Em outras palavras, sob tensões menos severas, os compósitos conseguem acumular mais dano e ter uma vida maior. Esta é exatamente a condição geralmente desejada nas aplicações de engenharia, ou seja, vida longa em serviço sob tensões relativamente reduzidas, mesmo que haja grande acúmulo de dano.

Com base nestas investigações experimentais apresentadas, concluiu-se que a evolução do dano por fadiga é não-linear em materiais compósitos. Segundo Reifsnider (2012), durante o período inicial de vida de fadiga, muitas trincas não interativas ocorrem na matriz. Quando a densidade de trincas na matriz se torna crítica, a falha na fibra, a descolagem interfacial e a delaminação ocorrem nos compósitos. O dano se desenvolve rapidamente e o material falha de forma catastrófica no período final da vida em fadiga.

Novamente retornando aos resultados dos ensaios experimentais de fadiga (item 4.3.1), onde se determinou, por meio da construção da curva SN, um limite de resistência a fadiga de aproximadamente de 400 MPa. Mais adiante nos resultados dos ensaios experimentais para determinação do limite de deformação (item 4.4) a tensão de fadiga na região de transição foi de cerca de 400 - 415 MPa. Com isso por meio de modelos matemáticos no item 4.5 se determinou o limite de deformação para vidas até 120.000 ciclos e 240.000 ciclos com 95% de confiança. Já no (item 4.6), utilizando-se a técnica de termografia, uma tensão que correspondente ao HCFS, que representa o limite de resistência a fadiga, novamente se mostra como próximo a 400 MPa. Aqui (item 4.7), segundo Hiley (2001) e Harris (2003), considera-se como falha, quando o índice de acúmulo de danos é igual a 0,2-0,4, isto é, quando a rigidez é reduzida para 60-80% da rigidez inicial, tem-se que para a tensão de 390MPa, observa-se que esta condição começa a ser satisfeita, ou seja, o material, atingiu um ponto em que ocorreu um acúmulo de danos, que deixa, para esta tensão e para um número de ciclos de 240.000 ciclos o material muito próximo da falha. Tem-se então que até aqui as metodologias vem nos dando uma segurança ao se determinar tanto o ponto de falha quanto o limite de deformação para o material compósito nas condições neste trabalho analisadas.

4.8. Correlação Digital de Imagem (DIC)

O DIC, método óptico de análise experimental de deformações, consiste na comparação de imagens digitais obtidas antes e após a deformação da amostra e no estabelecimento de correspondência entre essas de modo a, a partir daí, se concluir acerca das alterações ocorridas na superfície e, por consequência, se determinar deslocamentos e deformações, que em nosso caso estão associados a progressão de danos ocorridos no material em função das solicitações impostas neste trabalho.

Buscou-se com a utilização desta técnica, obter então, a partir de imagens, o mapa de deformação do material, para tensões próximas ao limite de deformação, (determinado no item 4.5), ou seja, observar a distribuição da deformação no material em função da aplicação de cargas em intervalos da vida do material, e extrair destes mapas, informações que possam vir a contribuir no entendimento da progressão de danos para o material compósito sob as solicitações estudadas neste trabalho.

Os ensaios estáticos realizados com a utilização da técnica de DIC foram apresentados e discutidos no item 4.1. Neste tópico serão apresentados os resultados de ensaios dinâmicos, realizados utilizando a técnica de DIC. Ensaios estes que foram realizados em conjunto com os ensaios de histerese, e durante a apresentação dos resultados retornaremos algumas vezes aos resultados dos ensaios de histerese de forma a facilitar a discussão e o entendimento dos resultados aqui apresentados.

A Figura 4.25 apresenta os mapas de deformações para tensão de fadiga de 350 MPa, no momento em que a tensão de 350MPa é atingida, para o ciclo inicial, 10.000, 20.000, 40.000, 60.000, 80.000, 120.000, 180.000 e 240.000 ciclos.

O gradiente de deformação possui uma escala de cores e permite uma ideia visual do comportamento do corpo de prova enquanto sofre deformação. Da análise dos resultados obtidos com o DIC na Figura 4.25, verifica-se que o campo de deformação ocorrido na superfície do material é não uniforme e que ocorre uma variação gradativa da deformação com o aumento do número de ciclos em consequência da progressão dos danos no material em função do decorrer dos ciclos de carregamento.

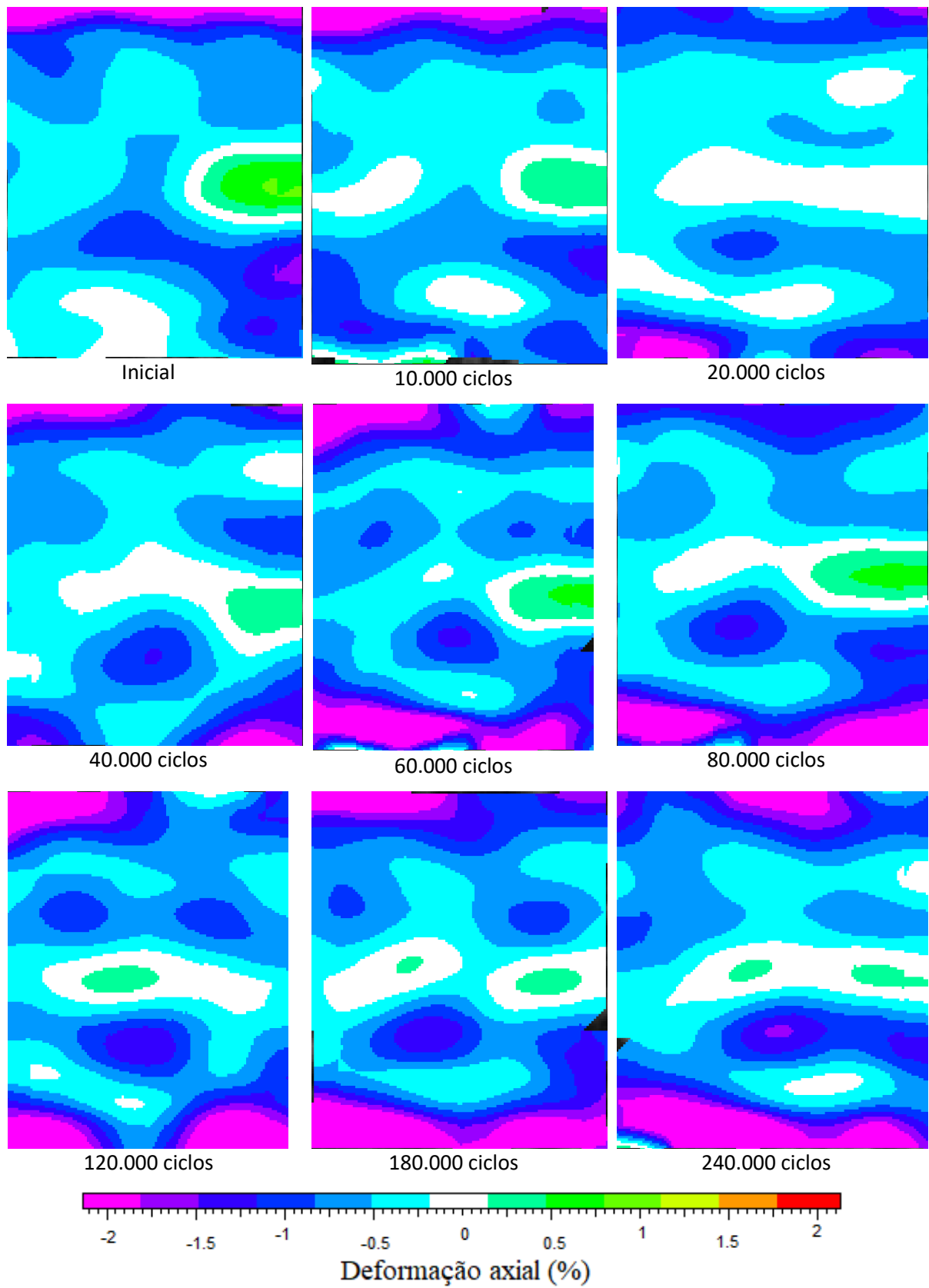


Figura 4.25 – Mapa de deformação para tensão de fadiga de 350 MPa.

Voltando a Figura 4.12 (item 4.7) onde se tem a histerese obtida para uma amostra submetida a uma tensão de 350 MPa, onde a deformação total da amostra, (obtida com a utilização de dois pontos como referência para o video extensômetro) do início ao final dos 240.000 ciclos, aumenta gradativamente de 5.760 $\mu\epsilon$ (0,576%) para aproximadamente 6.440 $\mu\epsilon$ (0,644%), como resultado de danos acumulados durante o processo de fadiga, questionamos novamente a heterogeneidade mecânica do material compósito. Na Figura 4.25 pode-se observar que as deformações não são uniformes ao longo da superfície da amostra, novamente conforme apresentado no item 4.1, confirma-se que o material compósito exibe uma heterogeneidade mecânica intrínseca, que se altera com o surgimento de danos ao longo dos ciclos de carregamento. Observa-se ainda que a curva apresentada pelo Extensômetro tende a uma ‘média’ dos resultados que poderiam ser obtidos no intervalo em que a medição está sendo realizada, sendo que ao observar o mapa de deformação têm-se regiões com deformações no momento em que a tensão de 350 MPa é atingida próximas a 2%.

O emprego de técnicas de medição de campo completo como o DIC, pode contribuir para mapear a distribuição de deformações, conseqüentemente, vários cenários de tensão-deformação pode ser avaliados simultaneamente e a localização da deformação afetada pela progressão de danos ou pela redistribuição de tensões entre fibras e matriz, em um ensaio de fadiga pode ser investigada.

A Figura 4.26 apresenta os mapas de deformações para tensão de fadiga de 375 MPa, no momento em que a tensão de 375MPa é atingida, para o ciclo inicial, 10.000, 20.000, 40.000, 60.000, 80.000, 120.000, 180.000 e 240.000 ciclos. Fazendo novamente uma comparação com os resultados de histerese (item 4.7), obtidos para uma amostra submetida a uma tensão de 375 MPa, Figura 4.13, em que a deformação total da amostra, do início ao final dos 240.000 ciclos, aumentou gradativamente de 6.780 $\mu\epsilon$ (0,678 %) para 7.820 $\mu\epsilon$ (0,782%), devido ao surgimento de danos internos no material, novamente aqui na Figura 4.26 as deformações não são uniformes ao longo da superfície da amostra e podemos observar que no mapa de deformação, conforme o número de ciclos vão se avançando, têm-se regiões com deformações no momento em que a tensão de 375 MPa é atingida, próximo a 2,5%.

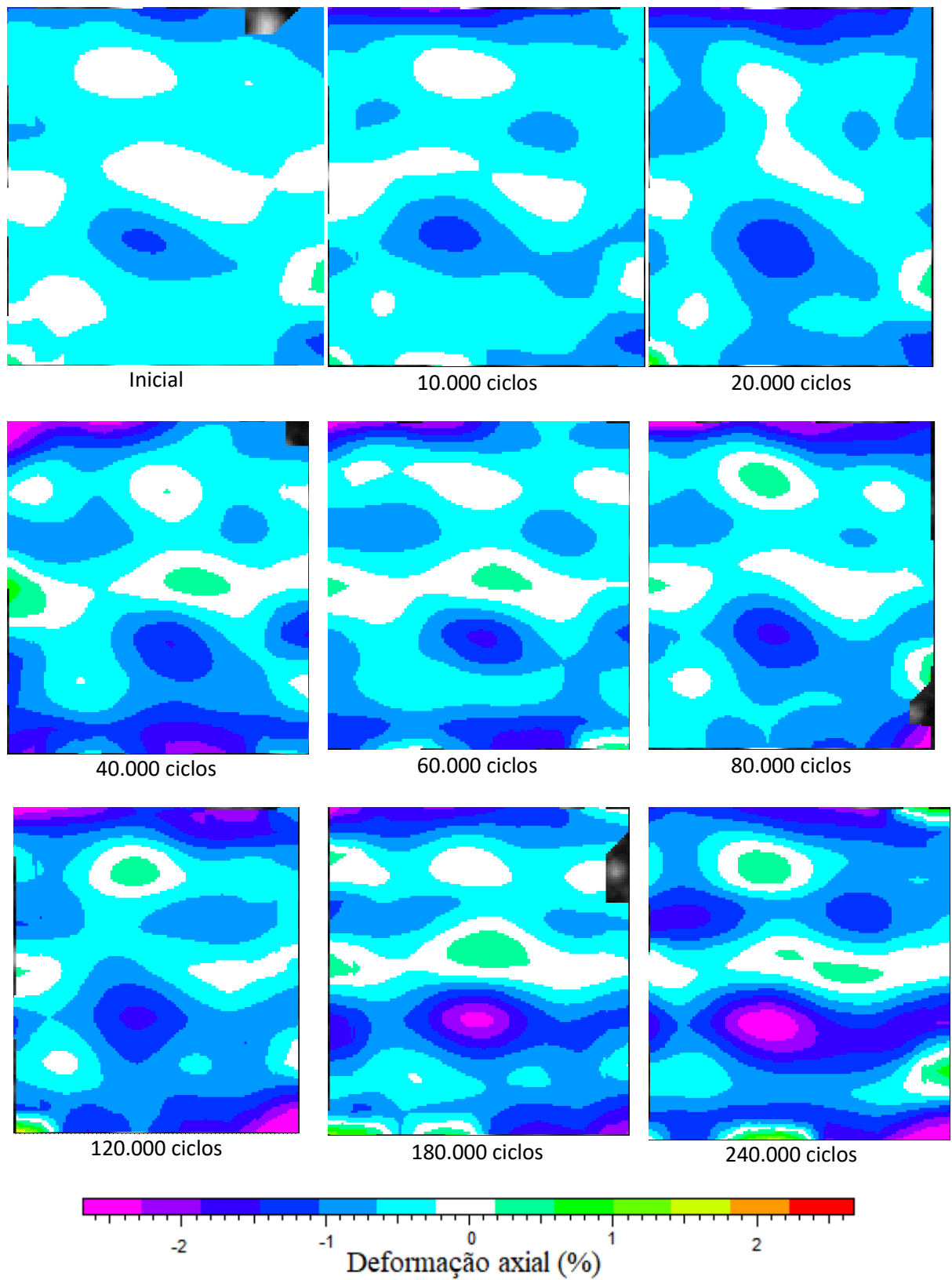


Figura 4.26 - Mapa de deformação para tensão de fadiga de 375 MPa.

A Figura 4.27 apresenta os mapas de deformações para tensão de fadiga de 390 MPa, no momento em que a tensão de 390MPa é atingida, para o ciclo inicial, 10.000, 20.000, 40.000, 60.000, 80.000, 120.000, 180.000 e 240.000 ciclos. Observa-se que a partir de 120.000 ciclos de carregamento, começam a surgir regiões no material, que experimentam no momento em que a tensão de 390 MPa é atingida, deformações próximas a 3%, sendo estas deformações observadas nas regiões próximas ao engaste do corpo de prova, tanto na face superior da amostra, como na parte inferior.

A Figura 4.28 apresenta os mapas de deformações para tensão de fadiga de 400 MPa, no momento em que a tensão de 400MPa é atingida, para o ciclo inicial, 10.000, 20.000, 40.000, 60.000, 80.000, 120.000, 180.000 e 240.000 ciclos. Podemos observar que para a tensão de fadiga de 400 MPa o material está sob uma taxa de progressão de danos bastante elevada, devido ao gradiente de deformação aumentar de forma mais pronunciada e a amostra vir a falhar ao completar 21.018 ciclos.

Com a utilização da técnica de DIC, nos ensaios estáticos (item 4.1) e aqui nos ensaios dinâmicos acoplados aos ensaios de histerese, ficou evidente o quão diferente pode ser o comportamento mecânico em diferentes regiões de um mesmo corpo de prova. Conclui-se que o material compósito exibe uma heterogeneidade mecânica intrínseca desde o início da aplicação da carga, heterogeneidade mecânica essa que se altera com o surgimento de danos ao longo dos ciclos de carregamento. Observa-se ainda que os resultados apresentados por um extensômetro, utilizado em um ensaio estático (tração ou compressão), ou em um ensaio de fadiga, tende a uma ‘média’ dos resultados que poderiam ser obtidos no intervalo em que a medição está sendo realizada.

Essa heterogeneidade mecânica intrínseca, observada nos ensaios realizados neste trabalho, assim como outros fatores como a anisotropia e a não homogeneidade do material compósito, justificam a grande dispersão que é encontrada na realização de ensaios mecânicos em materiais compósitos para propriedades relacionadas a deformação, pois estas acabam sendo dependentes da região (onde na superfície) e do tamanho da área onde se realizam estas medições.

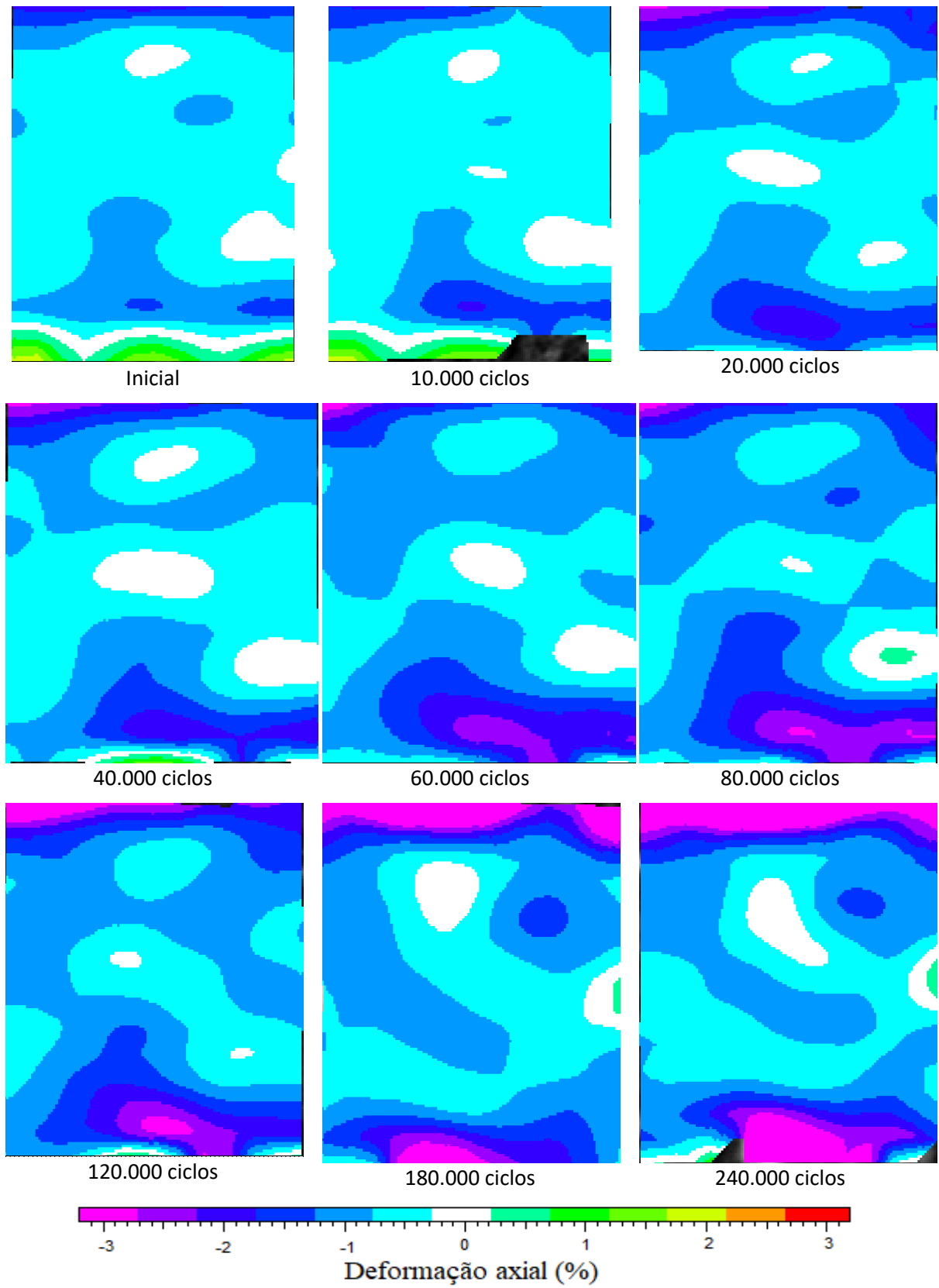


Figura 4.27 - Mapa de deformação para tensão de fadiga de 390 MPa.

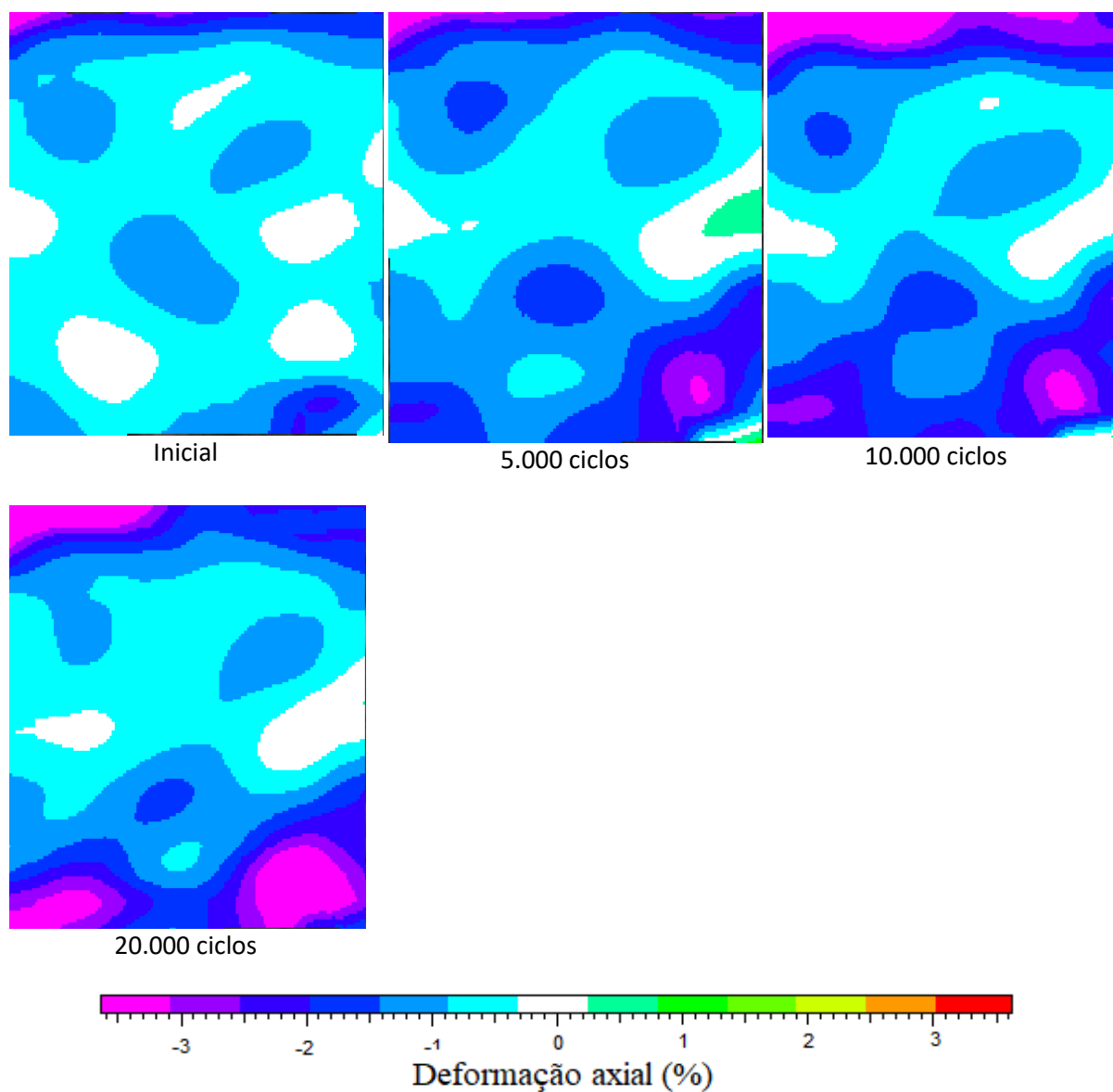


Figura 4.28 - Mapa de deformação para tensão de fadiga de 400 MPa.

A avaliação do comportamento do material compósito em carregamento estático e de fadiga, assim como mensurar a evolução de danos quando submetidos a tais carregamentos e o entendimento de como as tensões e deformações que levam a geração destes danos se comportam é fundamental para a indústria aeronáutica, pois fornece informações importantes para a realização do projeto estrutural de componentes de modo a garantir a sua integridade em serviço.

4.9. Análise de Falha

A Figura 4.29 apresenta a imagem macroscópica da fratura de corpos de prova de compósitos de carbono/epóxi após os ensaios de compressão em (a) de um corpo de prova de um ensaio estático e em (b) de um corpo de prova de um ensaio de fadiga. Em ambos os casos, o dano ocorreu na parte central do corpo de prova, na forma de dano completo das fibras de reforço e da matriz, bem como delaminação nos planos intercamadas.

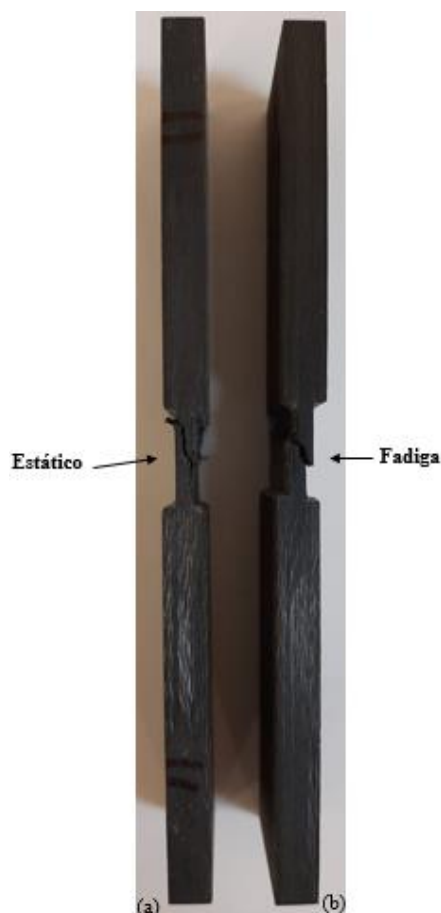


Figura 4.29 - Imagem macroscópica da fratura de corpos de prova de compósitos de carbono/epóxi após o ensaio de compressão (em (a) estático e em (b) fadiga).

De acordo com Greenhalgh (2008) a falha de compósitos poliméricos é complexa devido aos mecanismos de danos independentes e interativos. CFRP apresentam um processo de falha complexo devido às suas características inerentes, como microestrutura heterogênea, presença de interfaces e construção anisotrópica. O processo de fratura dos laminados têxteis é considerado mais complicado do que os laminados unidirecionais devido à sua arquitetura. Desta forma, a fractografia é uma técnica importante para proporcionar uma melhor compreensão do processo de fratura. A fractografia fornece uma visão dos processos físicos pelos quais os compósitos são danificados e falham, a localização do ponto de iniciação da falha e a provável sequência de eventos que a resultaram.

4.9.1. Ensaio Estáticos

As imagens das Figuras 4.30 e 4.31 são representativas dos aspectos fractográficos observados nas superfícies dos materiais compósitos dos ensaios estáticos em compressão. Sendo que o ensaio de compressão em compósitos tem suas propriedades dominadas pelas características da matriz. A análise dos aspectos da fratura na matriz pode proporcionar informações importantes, principalmente no que se refere à direção de propagação do dano. Análise, que é realizada com a identificação e estudo de aspectos fractográficos como, marcas de pena, linhas de rio, escarpas e cúspides (GREENHALGH, 2009).

Na figura 4.30 é possível observar uma região rica em resina, dentro do círculo pontilhado branco. Esse acúmulo de resina ocorre nos sítios intersticiais, que se formam a partir do entrelaçamento das fibras nos tecidos, conforme indicado por (GREENHALGH, 2009). Focando nesta região rica em resina é possível observar a formação de marcas de pena. Estas são formadas por estruturas granulares, que tendem a estar alinhadas, indicando o sentido de propagação da fratura (GREENHALGH, 2009). Essa frente de propagação da fratura tende a ser curva, o que proporciona o aspecto de pena à superfície de fratura. É comum ainda que a fratura se inicie em planos diferentes, e quando se encontram, dão origem ao aspecto denominado linhas de rio, que proporcionam uma clara indicação da direção de propagação da fratura (PURSLOW, 1986). Além disso, conforme o desvio (entre os planos de propagação) aumenta a convergência dos planos provoca a formação de escarpas, que indicam que os rebocamentos de fibra falharam em diferentes planos. Deve-se ressaltar, porém, que as escarpas indicam a propagação em diferentes planos e não estão relacionadas com a direção de propagação da fratura, tal como nas linhas de rio (PURSLOW, 1986; OPELT, 2017).

Outro aspecto característico observado na análise fractográfica dos materiais compósitos dos ensaios estáticos em compressão são as cúspides, identificadas na imagem. As dimensões e a distribuição desse aspecto fractográfico são afetadas pelo volume de fibras e pela distância entre as fibras, e por parâmetros definidos durante a fase de consolidação do material compósito. A presença de cúspides está relacionada ao desenvolvimento de plaquetas inclinadas nos espaços entre as fibras. Esse aspecto é atribuído ao movimento relativo das superfícies e também a altas taxas de carregamento, que podem causar a clivagem da matriz. A formação dessas cúspides sugere um certo grau de tenacidade da matriz polimérica, conforme mencionado por Greenhalgh, (2009) e Hiley, (2001).

Segundo Hiley (2001), a direção de propagação do dano pode ser inferida a partir da morfologia das cúspides. Para isso, deve-se primeiro identificar as superfícies de fratura conjugadas como sendo dominadas pela matriz ou pelas fibras. Nas superfícies de fratura dominadas pelas fibras, onde estas estão expostas na superfície, a inclinação das cúspides aponta para o início da fratura, ou seja, no sentido contrário ao da propagação. Já as superfícies dominadas pela matriz apresentam sulcos deixados pelas fibras. Nesse caso, a inclinação das cúspides aponta o sentido de propagação da fratura, tal como pode ser visto na Figura 4.30, onde o sentido de propagação do dano indicado pelas marcas de pena, linhas de rio e cúspides são indicados pela seta vermelha.

Outro aspecto fractográfico observado é a grande quantidade de detritos/fragmentos sobre as superfícies de fratura, possivelmente devido ao deslizamento das superfícies de contato da amostra, característica que também foi relatada nos trabalhos de ROBINSON, 2012 e OPELT, 2017.

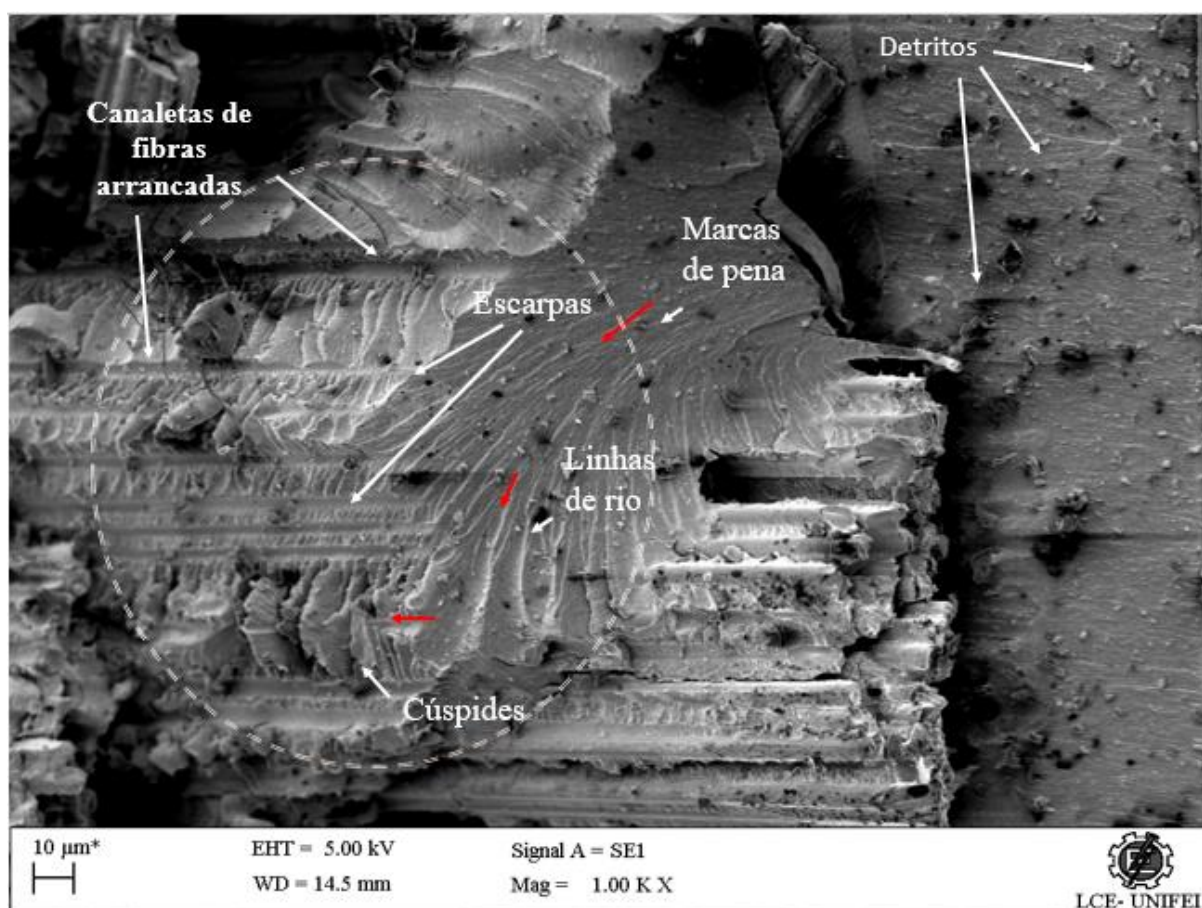


Figura 4.30 - MEV da superfície de falha de um corpo de prova em compressão sob carga estática.

A figura 4.31 revela a existência de uma boa ancoragem da resina nas fibras. Isto é um indicativo de uma boa interface fibra/resina. A presença de resina na superfície das fibras indica que o cisalhamento deste laminado ocorreu preferencialmente na matriz polimérica, devido à região interfacial apresentar uma interação mais forte do que a própria resina. Quando isto não ocorre, a falha se dá na interface fibra/resina, e pode ser evidenciado no caso do reforço mostrar-se liso e sem resíduos de matriz polimérica e, até mesmo, solto no plano de fratura (GREENHALGH, 2009).

O fato das fibras estarem recobertas por resina caracteriza uma boa interface entre a fibra e a matriz, o que indica que a interface é mais resistente e coesa que a matriz, neste caso, cumprindo bem sua função de transmitir esforços da fibra para a matriz, que por sua vez deve transmitir estes esforços para outras fibras.

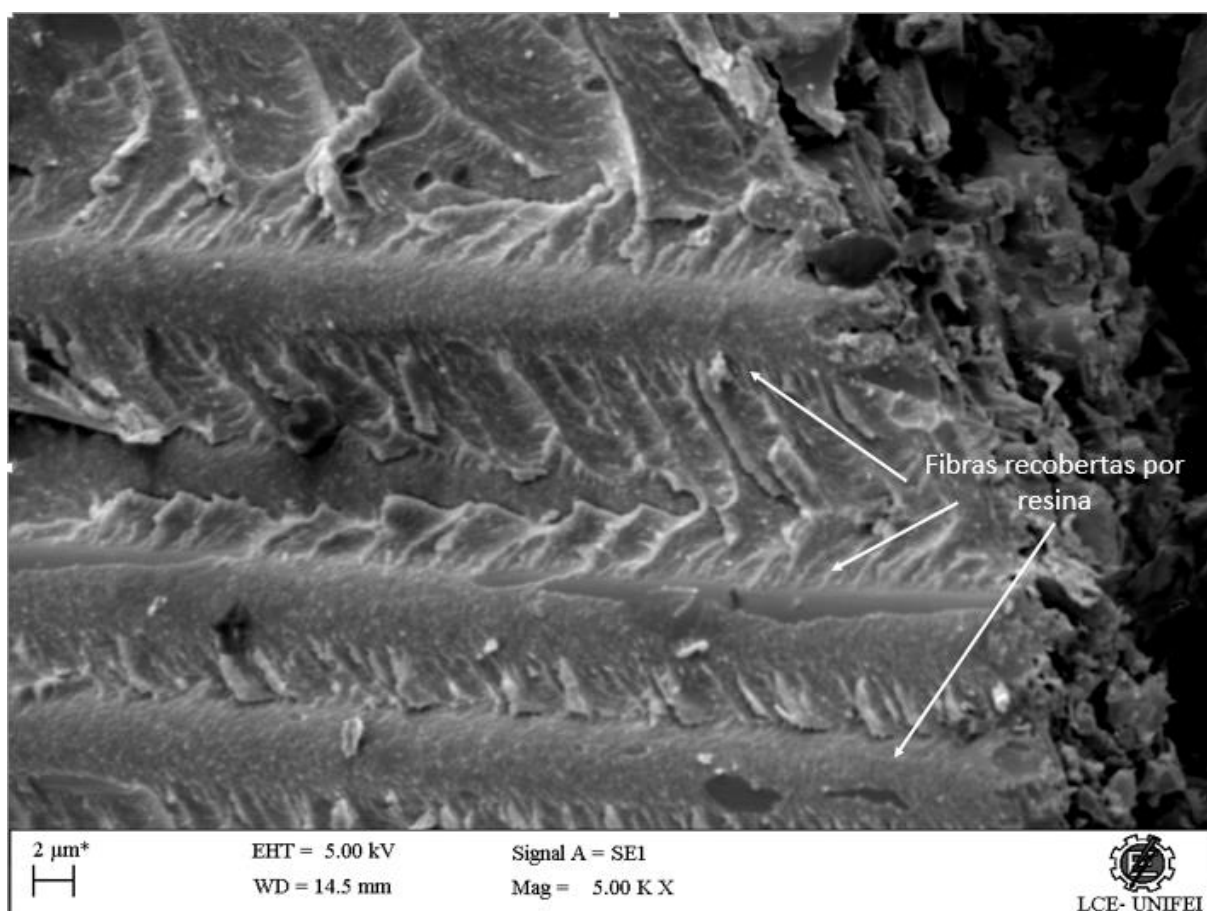


Figura 4.31 - MEV da superfície de falha de um corpo de prova em compressão sob carga estática, evidenciando uma boa interface entre a fibra e a matriz.

4.9.2. Ensaio de Fadiga

As imagens das Figuras 4.32 a 4.37 são representativas dos aspectos fractográficos observados nas superfícies dos materiais compósitos dos ensaios de fadiga em compressão. Observa-se nas Figuras de 4.32 a 4.36 estrias de fadiga que é um aspecto fractográfico característico para este tipo de carregamento (BESTENBOSTEL, 2009).

A Figura 4.32 apresenta a micrografia de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 375 MPa, onde se verifica o aspecto típico de estrias encontradas nas impressões de fibra na matriz. Esta consiste em uma série de linhas paralelas dentro das impressões de fibra orientadas perpendicularmente à direção da fibra. Segundo Hiley (2001), um exame mais detalhado das estrias nas impressões mostra que as estrias de fadiga têm uma forma que se projeta para fora do plano de fratura, preferencialmente na forma de degraus. A direção da fratura local é assim orientada ao longo dos degraus, ou seja, a trinca corre para cima. Os mecanismos pelos quais as estrias se formam parecem envolver cisalhamento localizado da matriz, dentro das impressões de fibra, para criar os degraus.

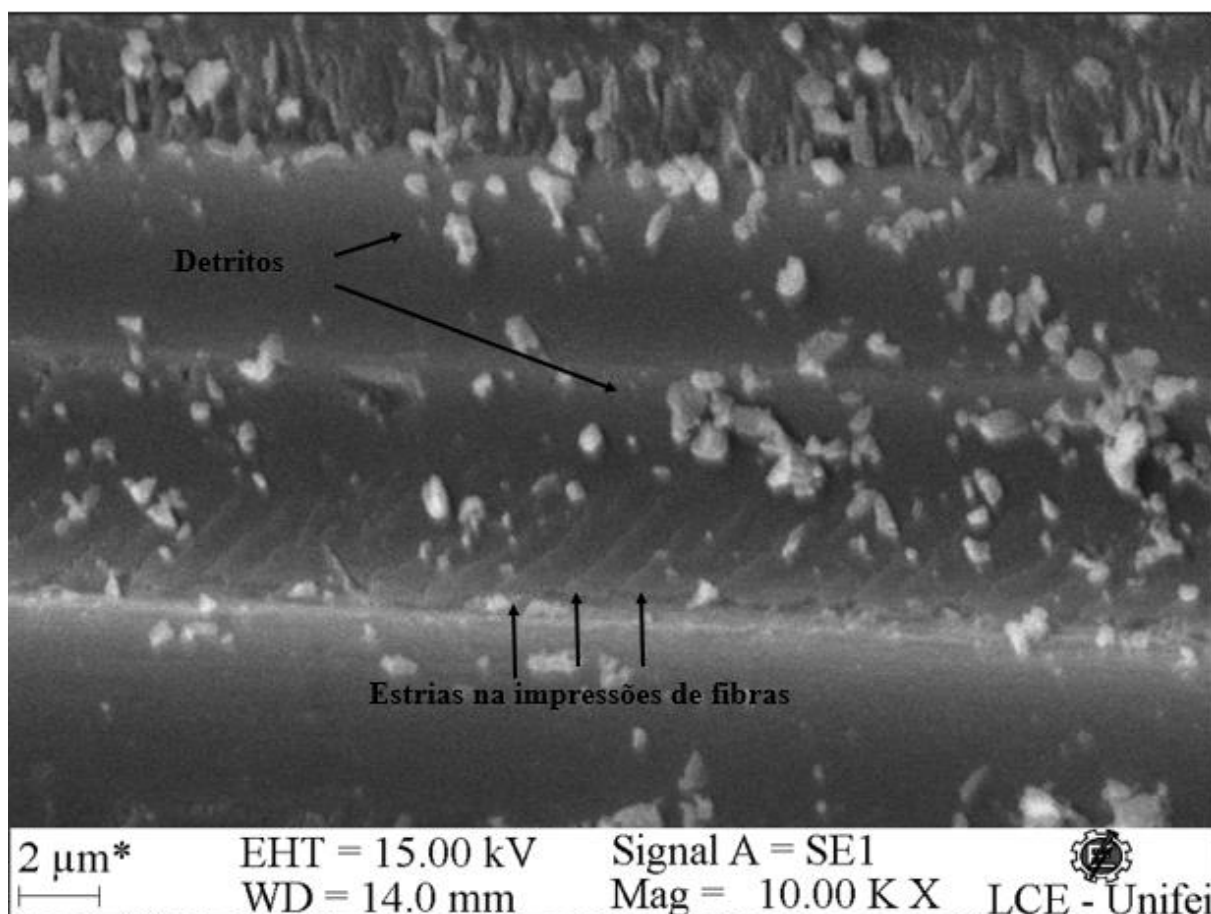


Figura 4.32 - Estrias nas impressões de fibra de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 375 MPa.

A presença das estrias dentro dos compósitos laminados serviu para reforçar a noção de que a propagação do dano por fadiga pode ocorrer em compósitos e que os mecanismos de falha são diferentes das fraturas ocorridas devido à aplicação de uma carga estática, mostrando que a presença de estrias pode indicar que a fadiga desempenhou um papel na falha.

As estrias de fadiga são marcações lamelares, que correm perpendicularmente à direção da fratura dentro de impressões de fibra, nas próprias fibras ou em regiões de resina. Devido à sua baixa relação altura-distância, eles só podem ser identificados em ângulos de inclinação altos em relação ao feixe de elétrons primário no MEV. Normalmente, um ângulo maior que 45° é necessário para obter uma definição suficiente dessas características. (BESTENBOSTEL, 2009).

Segundo Förtsch (2007), a ocorrência de estrias de fadiga, dentro das impressões de fibra, em análises fractográficas em estruturas em materiais compósitos unidirecionais submetidas a fadiga é o caso mais frequente. Isso foi explicado pela ação do mecanismo de crescimento da fratura com a frente da trinca primária propagada dentro da interface fibra-matriz. Esse mecanismo ocorre porque a transmissão de carga ocorre sobre as fibras e necessita de certa intensidade de tensões para a formação das estrias de fadiga. No caso deste trabalho em que trabalhamos com um tecido bidirecional, a ocorrência de estrias entre camadas na maioria das vezes com preservação da interface fibra/matriz foi o caso mais frequente, conforme pode ser observado nas discussões que se seguem abaixo.

Segundo Kaushik (2020), estrias são característica de fratura, que podem ser observadas devido ao carregamento em fadiga. Estas geralmente aparecem como ondulações regulares ou marcas nas superfícies de fratura. As estrias são formadas nas impressões de fibras devido à decoesão da fibra e da resina em altas tensões (AMARAL, 2017). Segundo Rubiera (2018), um uso prático para as estrias é determinar a taxa de crescimento da delaminação, medindo a distância entre essas estrias e considerando a frequência do ciclo de carregamento. O processo de formação de estrias envolve as cadeias moleculares sendo fraturadas na ponta da trinca. As estrias aparecem como uma série de linhas ou sulcos claros ou escuros dentro das impressões orientadas perpendicularmente à direção da fibra. Observações detalhadas das estrias indicaram que elas podem ser formadas devido à extensão de microtrincas na interface fibra-matriz (GREENHALGH, 2009).

A Figura 4.33 apresenta a micrografia de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 405 MPa em que a propagação do dano por fadiga ocorreu entre camadas do tecido 8HS. Neste tecido, as fibras são orientadas a 0° e 90° , e a micrografia mostra que trincas de fadiga ocorreram na superfície das fibras orientadas a 90° , ou seja, perpendicular ao sentido de carregamento e propagação do dano.

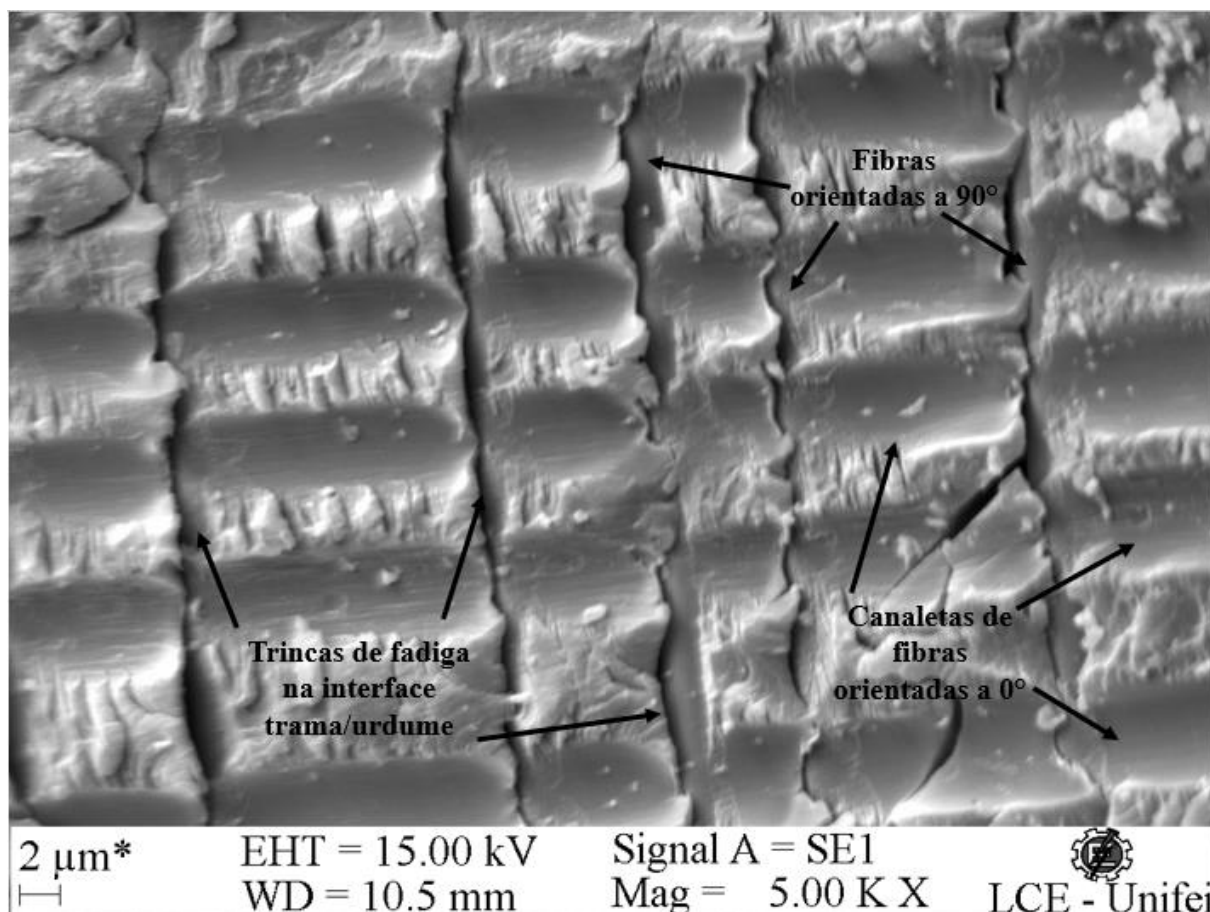


Figura 4.33 – Trincas na superfície das fibras de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 405 MPa.

Na Figura 4.34 tem-se a superfície conjugada, ou seja, a outra face da fratura, diretamente oposta à face observada na figura 4.33, onde as trincas observadas na Figura 4.33, são vistas aqui como estrias nas fibras orientadas a 0° . Essas estrias se mostram como resíduos de matriz deixados nas superfícies das fibras, perpendicularmente ao sentido de progressão do dano.

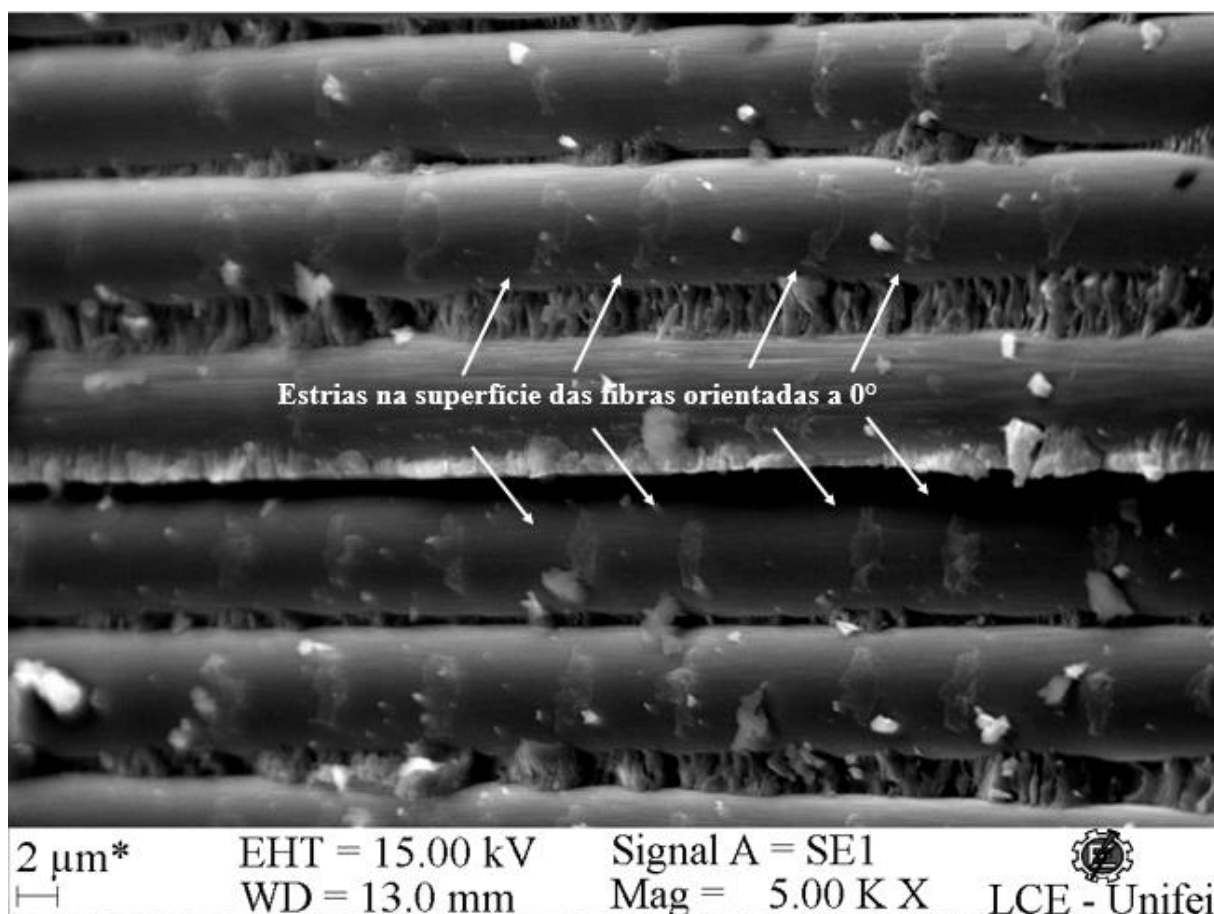


Figura 4.34 - Estrias na superfície das fibras de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 405 MPa.

A Figura 4.35 apresenta a micrografia de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 375 MPa em que a propagação do dano por fadiga também ocorreu entre camadas do tecido 8HS. No caso desta imagem não é possível ver as fibras orientadas a 90°, somente as fibras orientadas a 0°, cobertas por uma camada de resina, o que indica que na região em que a imagem foi feita, a progressão do dano por fadiga não causou degradação da interface fibra/matriz, seguiu preferencialmente por dentro da camada de resina entre as fibras. Na imagem consegue-se observar as estrias de fadiga que se mostram perpendicular as fibras orientadas a 0° e ao sentido de propagação do dano.

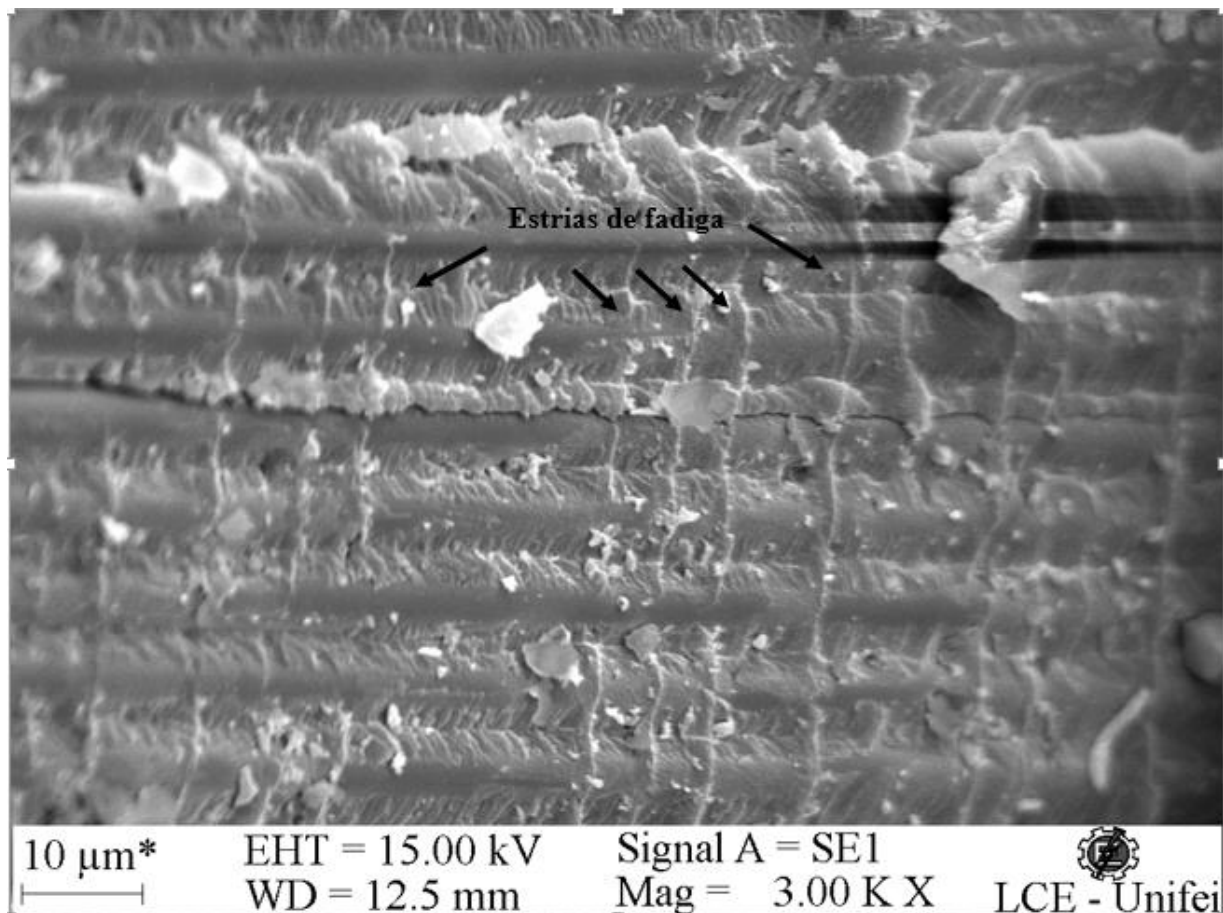


Figura 4.35 - Estrias na superfície de fratura de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 375 MPa.

Segundo Hiley (2001), em alguns casos, o número e o espaçamento das estrias se correlacionam bem com o histórico e a intensidade de carga à qual o componente foi exposto. No entanto, em muitos casos, essas estrias, que parecem ser bandas de crescimento descontínuas, variam consideravelmente no espaçamento devido ao estado de tensão altamente localizado dentro do compósito; assim, as características da fratura não seriam facilmente correlacionadas com o histórico de carga.

A Figura 4.36 apresenta uma imagem fractográfica da fratura, em uma região rica em resina, de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 375 MPa, onde podem ser observados estrias de fadiga.

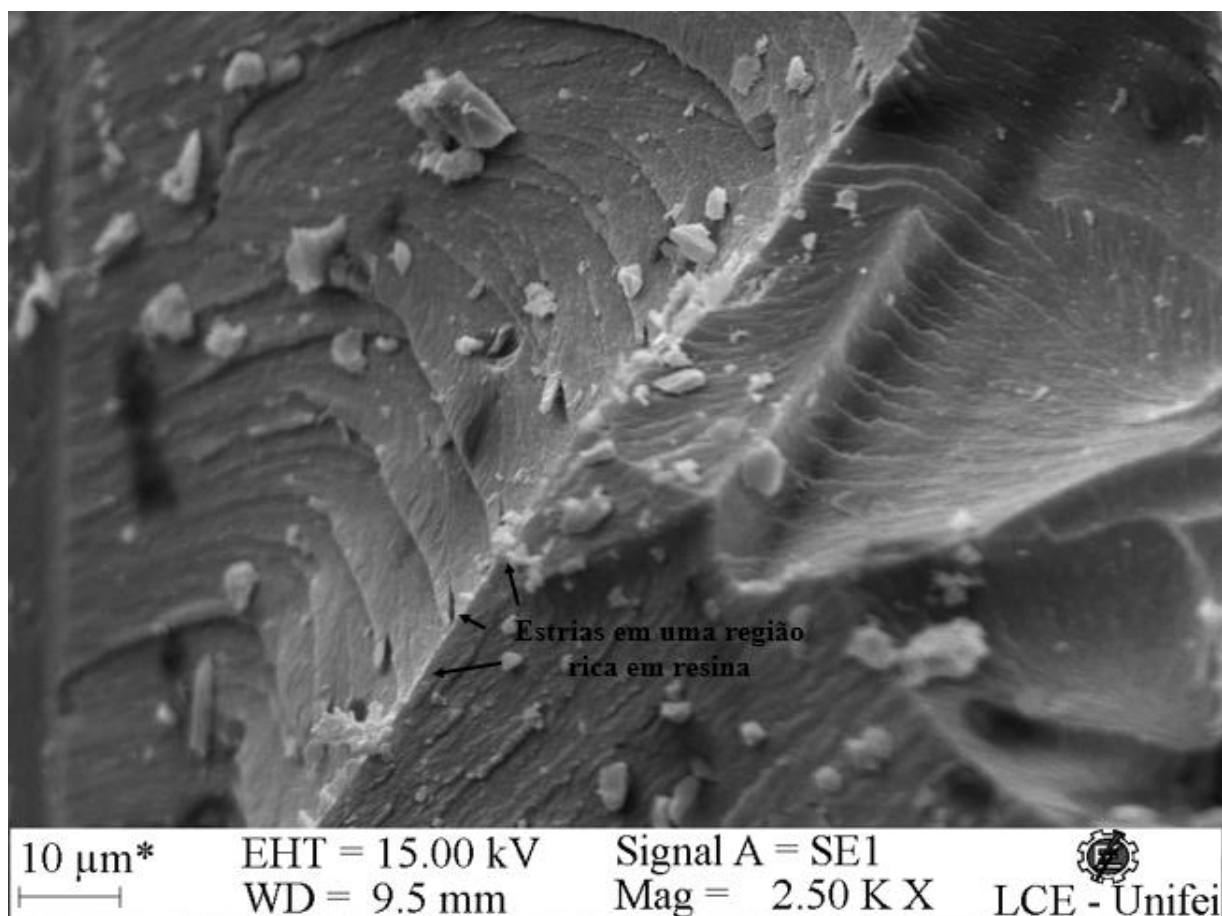


Figura 4.36 - Estrias em região rica em resina de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 375 MPa.

Regiões ricas em resina são características típicas em materiais compósitos. Dependendo do *lay-up* do material, por exemplo, materiais de pré-forma RTM, elas são intrínsecas ao material e não podem ser evitadas. As regiões ricas em resina atuam como pontos de iniciação de trincas devido à diferença local na rigidez entre as fibras de transmissão de carga e a área de alcance da resina. (BESTENBOSTEL, 2009).

As estrias de fadiga em áreas ricas em resina têm a aparência de degraus. No entanto, diferentemente das estrias em impressões de fibras, as estrias de fadiga em regiões ricas em resina são relativamente fáceis de detectar. Devido à superfície de fratura frequentemente ser arredondada, haverá então pelo menos uma área que está no ângulo de contraste para detectar as estrias (BESTENBOSTEL, 2009).

A Figura 4.35 apresenta a micrografia de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 400 MPa, outro aspecto fractográfico típico de fadiga, que apareceram na resina entre as fibras adjacentes, identificados como rolos na matriz é observado. Os rolos na matriz foram identificados apenas em amostras de fadiga submetidas a altas cargas de fadiga. Estes consistem em comprimentos circulares de resina entre as fibras, orientados perpendicularmente à direção do carregamento (HILEY, 2001).

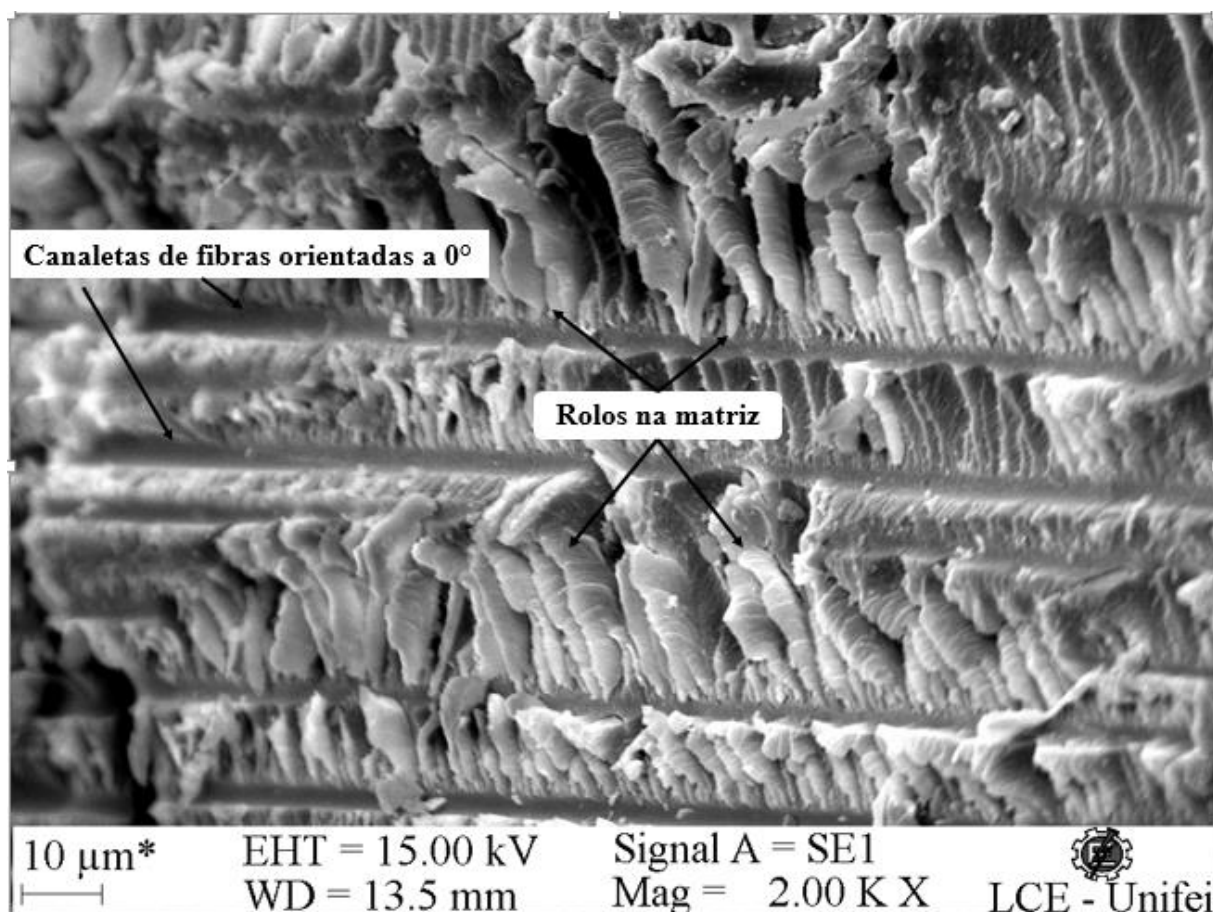


Figura 4.37 – Formação de rolos na matriz de um corpo de prova fraturado após ser submetido a uma tensão de fadiga de 400 MPa.

O exame dos rolos parece sugerir que eles iniciam devido à formação de trincas na matriz entre as fibras, formando-se durante um único evento de carregamento, devido à coalescência de trincas adjacentes e deformação da matriz, de maneira progressiva em fadiga. A ciclagem do filete de resina entre as rachaduras vizinhas parece causar o desprendimento inicial do filete de resina nas superfícies das fibras. As altas tensões de cisalhamento alternadas na interface fibra/matriz promovem uma maior extensão do rolo na superfície da fibra para dentro da resina até que ela se solte completamente (HILEY, 2001).

4.9.3. Ensaios de histerese

A Figura 4.38 apresenta imagens de MEV da lateral de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 350MPa após 240.000 ciclos. Observa-se na Figura 4.38 (b), com uma ampliação de 150x, a presença de trincas na matriz nas camadas mais externas do corpo de prova, já na Figura 4.38 (d) conseguimos observar com uma ampliação maior, 1000x, o início de microtrincas nas camadas mais internas, indicando que a progressão de danos no material compósito nas condições aqui estudado se dá das camadas mais externas para as camadas mais internas do material, provavelmente pela falta de estabilidade lateral do compósito, que podem levar a microflambagem das fibras, que geralmente leva a formação de bandas de torção, uma vez que as camadas mais externas do compósito possuem uma menor estabilidade lateral que as camadas internas (SCHULTE, 1994).

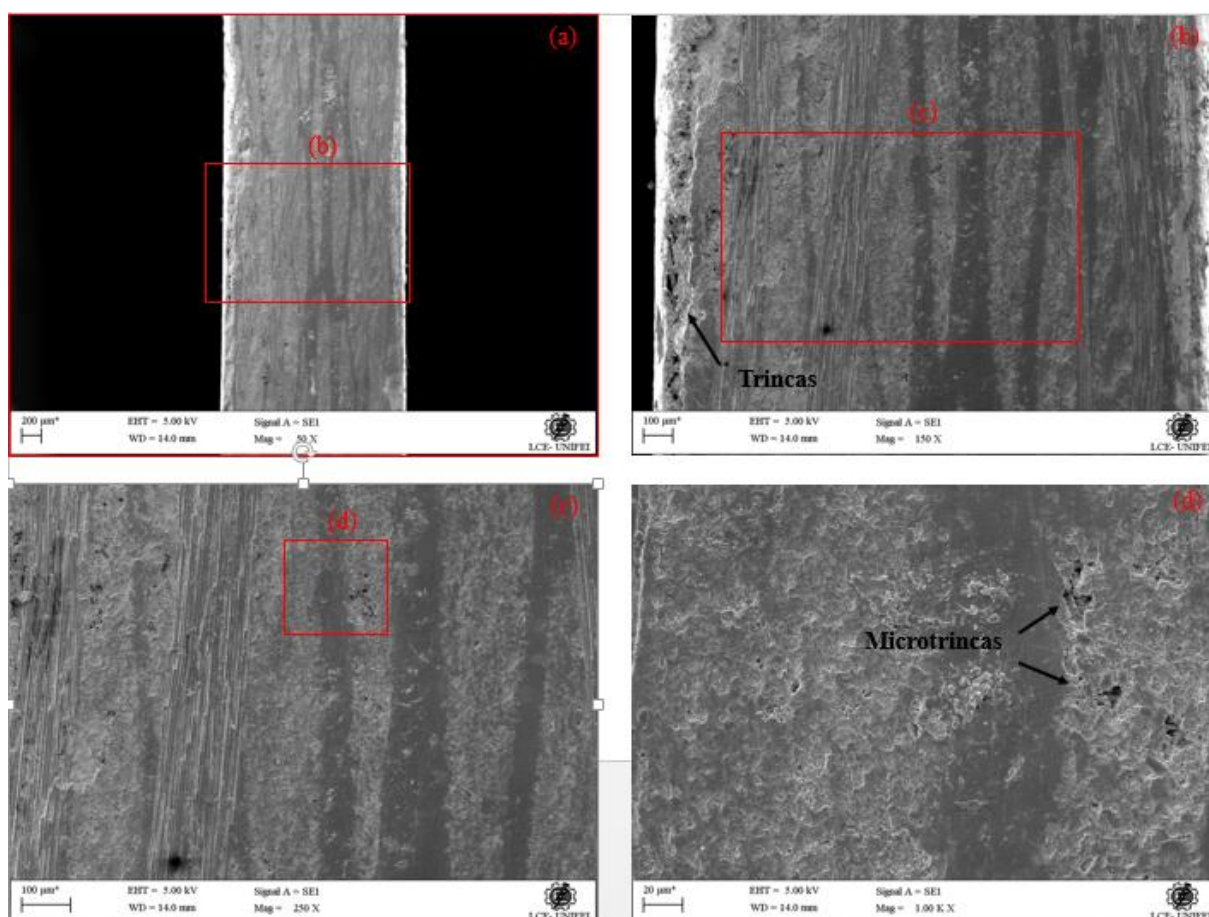


Figura 4.38 - MEV da lateral de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 350MPa após 240.000 ciclos

Segundo Drvoderic (2023), devido à microestrutura dos laminados compósitos reforçados com fibras, vários mecanismos distintos de danos microscópicos e macroscópicos interagem durante a vida em fadiga. O primeiro mecanismo de dano característico é a trinca na matriz, que crescem em número e tamanho paralelamente à direção da fibra e ao sentido de

carregamento. Essas trincas na matriz, resultam em uma redução significativa da rigidez, mas geralmente não causam falha final.

A Figura 39 apresenta imagens de MEV da lateral de um corpo de prova após 240.000 ciclos a uma tensão de 375MPa. Observa-se na Figura 39 (b), com uma ampliação de 100x, e na Figura 39 (d) com uma ampliação de 1000x e indicadas por setas brancas, o início de delaminações nas camadas mais externas do corpo de prova, provavelmente devido à coalescência de micro trincas observadas na Figura 38 em que um corpo de prova foi submetido a 240.000 a uma tensão de 350 MPa.

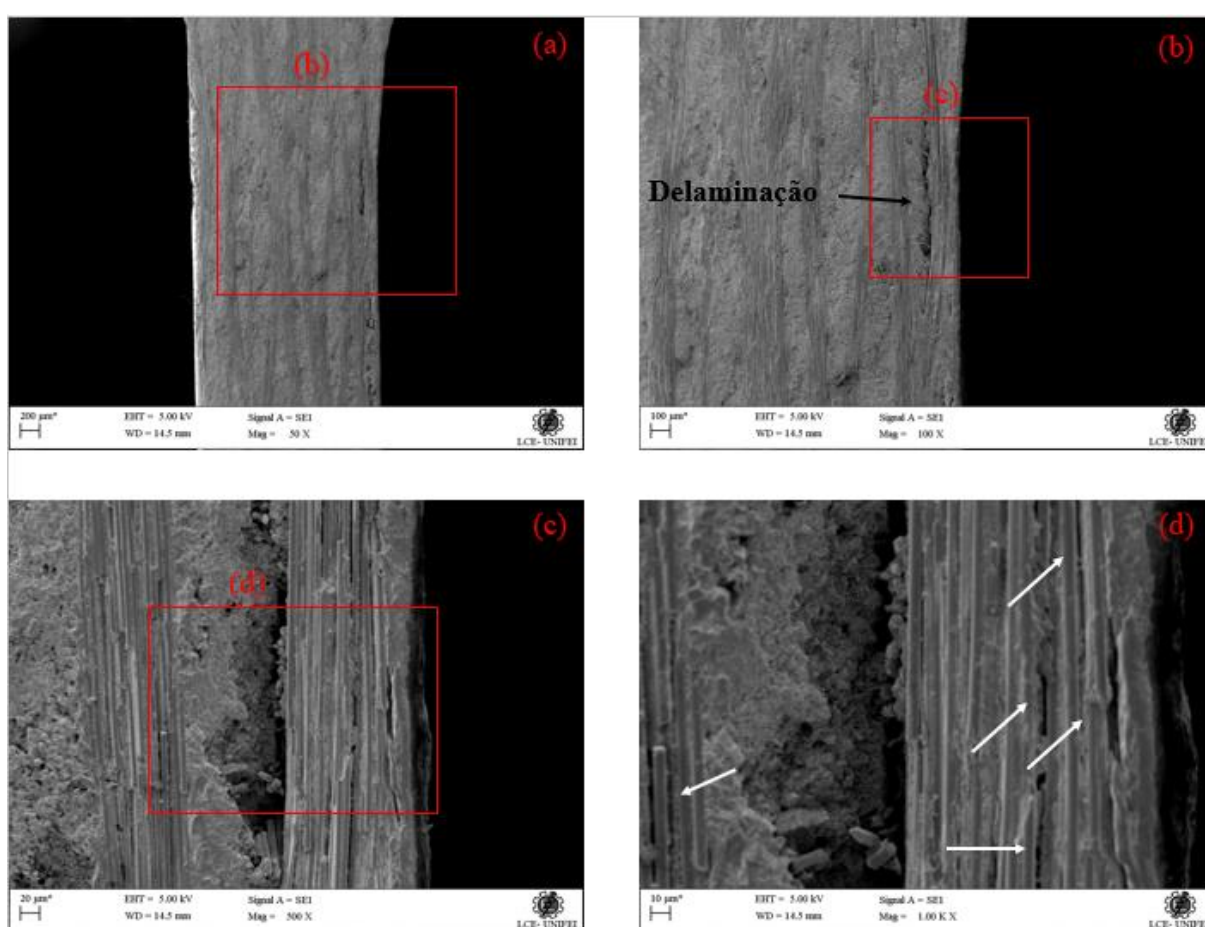


Figura 4.39 - MEV da lateral de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 375MPa após 240.000 ciclos.

De acordo com Chakachery e Bradley (1987), a formação de microtrincas precede a propagação de delaminações, sendo que a coalescência dessas microtrincas promove a propagação de delaminações, tal como pode ser observado na Figura 4.39.

A Figura 4.40 apresenta imagens de MEV da lateral de um corpo de prova após 240.000 ciclos a uma tensão de 390MPa. Observa-se na Figura 4.40 (c) indicado por seta brancas o início de ruptura de fibras, nas camadas mais externas do corpo de prova, dando início ao modo

de falha por cisalhamento através da espessura que pode ser observado com mais detalhes na Figura 4.40 (d).

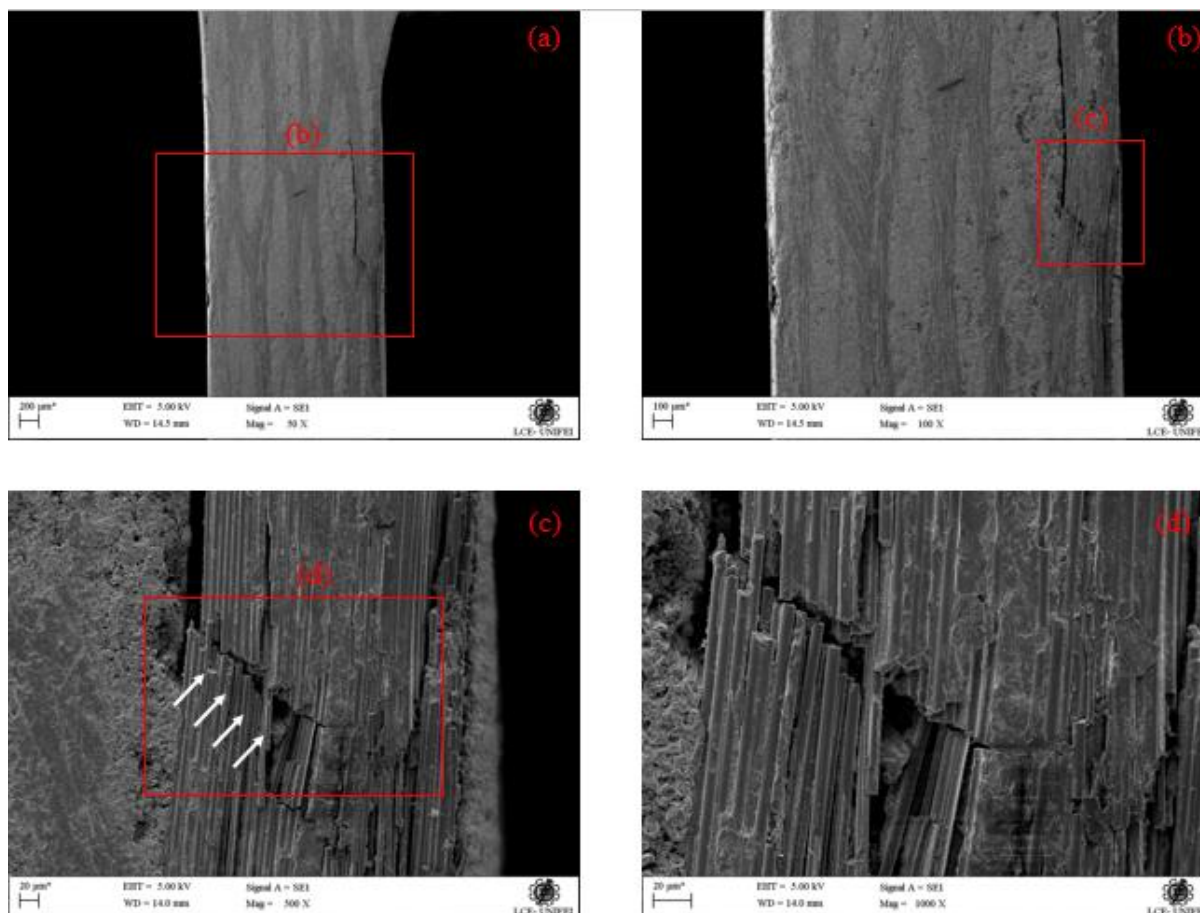


Figura 4.40 - MEV da lateral de um corpo de prova submetido a uma tensão de fadiga de 390MPa após 240.000 ciclos.

De acordo com Reifsnider *et al.* (1980) o estado de dano por fadiga em CFRP pode ser dividido em três estágios usando a morfologia de dano dominante em cada estágio. Segundo o estudo, os três estágios consistem na multiplicação da trinca transversal (Estágio I), propagação da delaminação (Estágio II) e ruptura da fibra (Estágio III).

Conclui-se que com a análise de falha da lateral dos corpos de prova dos ensaios dinâmicos do material e acompanhamento dos mecanismos de falha aqui observados pode confirmar o que veio sendo identificado e se confirmando com o decorrer do trabalho e apresentado por meio de diferentes técnicas nos itens 4.3.1 ; 4.4; 4.6; 4.7 que o limite de deformação para o material compósito aqui estudado para vidas até 240.000 ciclos, identificado neste item pelo início da falha por cisalhamento através da espessura (Figura 40 (d)), se mostra a uma tensão de fadiga de 390MPa.

5. CONCLUSÃO

5.1. Conclusões

No presente trabalho foi realizado um estudo que avaliou e mensurou o acúmulo e a progressão de danos em um material compósito bidirecional (fibra de carbono/resina epóxi) submetido a cargas cíclicas em compressão. Realizou-se também a identificação e caracterização dos modos e mecanismos de falha pós-fratura.

A caracterização mecânica estática determinou um valor estatístico para o limite de resistência do laminado, no qual pelo menos 90% da população ensaiada apresente um valor de resistência igual ou superior ao limite de tolerância mínimo de resistência com 95% de confiança, que foi de 459 MPa.

Nos resultados dos ensaios experimentais em fadiga, determinou-se, mediante a construção da curva SN, um limite de resistência a fadiga de alto ciclo de aproximadamente de 400 MPa.

Mais adiante, nos resultados dos ensaios experimentais para determinação do limite de deformação, a tensão de fadiga na região de transição foi de cerca de 400 - 415 MPa.

Com isso, por meio de modelos matemáticos se determinou o limite de deformação para vidas até 120.000 ciclos e 240.000 ciclos com 95% de confiança, que é respectivamente 8.135 $\mu\epsilon$ e 8.125 $\mu\epsilon$.

Já a termografia revelou-se útil na avaliação rápida do dano por fadiga e uma tensão que correspondente ao HCFS, que representa o limite de resistência a fadiga, novamente se mostra como próximo a 400 MPa.

Nos ensaios de histerese, considera-se como falha, quando o índice de acúmulo de danos é igual a 0,2-0,4, isto é, quando a rigidez é reduzida para 60-80% da rigidez inicial, tem-se que para a tensão de 390MPa, observou-se que esta condição começa a ser satisfeita, ou seja, o material, atingiu um ponto em que ocorreu um acúmulo de danos, que deixa, para esta tensão e para um número de ciclos de 240.000 ciclos o material muito próximo da falha.

Na análise de falha da lateral dos corpos de prova dos ensaios de histerese do material e acompanhamento dos mecanismos de falha observados, verificou-se que o limite de deformação para o material compósito aqui estudado para vidas até 240.000 ciclos, identificado pelo início da falha por cisalhamento através da espessura se mostra a uma tensão de fadiga de 390MPa.

Tem-se então que as metodologias utilizadas apresenta uma segurança ao se determinar tanto o ponto de falha quanto o limite de deformação para o material compósito nas condições neste trabalho analisadas.

Ainda para os resultados obtidos nas análises fractográficas das superfícies de fratura do material compósito tem-se o quão importante é o uso desta ferramenta para a compreensão de como a combinação de diferentes mecanismos de falha se interagem e levam a falha do material compósito. As análises fractográficas complementam a caracterização mecânica e fornecem subsídios para inferir sobre o tipo de carregamento e os mecanismos que levaram o material compósito a falhar. As análises realizadas nas amostras fraturadas nos ensaios estáticos identificaram regiões ricas em resina, onde aspectos fractograficos como marcas de pena, linhas de rios, e cúspides são identificados, contribuindo na identificação da direção de propagação da falha. Outro aspecto, que é típico de fratura por compressão, como a grande quantidade de detritos na superfície de fratura, foi observado. Já o fato das fibras estarem a maioria das vezes recobertas por resina caracteriza uma boa interface entre a fibra e a matriz.

5.2. Sugestões para Trabalhos Futuros

Alguns pontos ainda são pertinentes para a continuação deste trabalho, sendo assim lista-se como sugestão para trabalhos futuros as seguintes propostas:

- Estudar os efeitos ambientais (temperatura e umidade) na progressão de danos e nos mecanismos de falha em materiais compósitos submetidos a solicitações em compressão;
- Avaliar o comportamento da progressão de danos em matérias compósitos quando submetido a combinados modos de solicitações, compressão/torção, por exemplo;
- Investigar o efeito do volume de fibras e a influência da porosidade do laminado compósito na progressão de danos e nos mecanismos de falha em solicitações em compressão;
- Estudar a progressão de danos e mecanismos de falha em compressão em materiais compósitos com diferentes tipos de arranjos de fibras e fabricados por diferentes processos.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- DANIEL, I. M. ; ISHAI, O. Engineering mechanics of composite materials. New York: Oxford University Press, 2007.
- GIANCANE, S.; PANELLA, F.W.; DATTOMA V. Characterization of fatigue damage in long fiber epoxy composite laminates. *Int J Fatigue*, 32:46-53, 2010.
- XIAOJUN, L.V; Q.I. ZHANG; GUOJUN, XIE AND GUANJIE, LIU. Degradation of carbon fiber/epoxy composites by xe lamp and humidity. *International Journal of Modern Physics B* Vol. 20, Nos. 25, 26 & 27, 3686-3691, 2006.
- S. SHIRI; M. POURGOL-MOHAMMAD; M. YAZDANI. Probabilistic Assessment of Fatigue Life in Fiber Reinforced Composites. ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition. Montreal, Quebec, Canada, November 2014.
- BENZARTI, K; COLIN, X. Understanding the durability of advanced fibre-reinforced polymer (FRP) composites for structural applications. In: *Advanced Fibre-Reinforced Polymer (FRP) Composites for Structural Applications*. Woodhead Publishing, p. 361-439, 2013.
- RAY, B.C.; RATHORE, D. Durability and integrity studies of environmentally conditioned interfaces in fibrous polymeric composites: Critical concepts and comments, *Advances in Colloid and Interface Science*, 209; 68-83, 2014.
- SUBRAMANIAN, S.; REIFSNIDER, K. L.; STINCHCOM, W. W. Accumulative damage model to predict the fatigue life of composite laminates including the effect of a fibre-matrix interfase. *Int. J. Fatigue*, v. 17, n. 5, p. 343-351, 1995.
- ÁLVAREZ, F.B. *Materiales Poliméricos Y Compuestos*. Tema 11. - Intercara Fibra/Matriz, 2005.
- CHUNG, D.D.L. *Composite Materials: Functional Materials for Modern Technologies*. Alemanha, Springer London, 2013.
- YADAV, I. N; THAPA, K. B. Strain-based theoretical fatigue damage model of woven glass-epoxy fabric composite material. *Composites Part C: Open Access*, v. 3, p. 100067, 2020-a.
- ZHAO, L.; SHAN, M.; HONG, H.; QI, D.; ZHANG, J.; HU, N. A residual strain model for progressive fatigue damage analysis of composite structures. *Compos Struct* 169:69–78, 2017.
- LIAKAT, M.; KHONSARI, M.M. Analysis and life prediction of a composite laminate under cyclic loading. *Compos Part B* 84:98–108, 2016.
- T. F. TAN; C. K. H. DHARAN. Cyclic Hysteresis Evolution as a Damage Parameter for Notched Composite Laminates. *Journal of COMPOSITE MATERIALS*, Vol. 44, No. 16/2010.

- M. KAMINSKI; F. LAURIN; J.F. MAIRE; C. RAKOTOARISOA; E. HÉMON. Fatigue damage modeling of composite structures: the onera viewpoint. *AerospaceLab*, p. 1-12, 2015.
- MAO H; MAHADEVAN S. Fatigue damage modelling of composite materials. *Compos Struct*, 58:405-410 2002.
- B. HARRIS. *Fatigue in composites: science and technology of the fatigue response of fiber-reinforced plastics*. Woodhead Publishing, 2003.
- TALREJA, R. Multi-scale modeling in damage mechanics of composite materials. *J Mater Sci*, 41:6800-6812 2006.
- S. ADDEN; K. PFLEIDERER; I. SOLODOV; P. HORST; G. BUSSE. Characterization of stiffness degradation caused by fatigue damage in textile composites using circumferential plate acoustic waves, *Compos. Sci. Technol.* 68 (7), 1616-1623, 2008.
- REIFSNIDER, K.L.; O'BRIEN, T.K. Fatigue Damage Evaluation through Stiffness Measurements in Born-Epoxy Laminates, *Journal of Composite Materials*, 15: 5570, 1981.
- DHARAN, C.K.H.; ZAIKEN, E. Compression Low-cycle Fatigue of Woven Aramid-Epoxy Laminates. In: *National SAMPE Symposium and Exhibition (Proceedings)*, SAMPE, CA, USA, Vol. 29, pp. 138145, 1984.
- PHILIPPIDIS, T.P.; VASSILOPOULOS, A.P. Fatigue of Composite Laminates under Off-Axis Loading. *International Journal of Fatigue*, 21: 253262, 1999.
- SILLING, S.A. Reformulation of elasticity theory for discontinuities and longrange forces. *J Mech Phys Solids*, 48:175-209, 2000.
- SILLING S.A.; ASKARI E. A meshfree method based on the peridynamic model of solid mechanics. *Comput Struct*, 83:1526-35, 2005.
- THOMAS JOLLIVET; CATHERINE PEYRAC; FABIEN LEFEBVRE. Damage of composite materials. *Procedia Engineering*, 66:746-758, 2013.
- E.T. CAMPONESCHI. Compression of composite materials: a review. In *Composite Materials: Fatigue and Fracture (Third Volume)*. ASTM International, 1991.
- B. BUDIANSKY; N. A. FLECK. Compressive failure of fiber composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41(1):183-211, 1993.
- N.A. FLECK. Compressive failure of fiber composites, *Adv. Appl. Mech.* 1997.
- D. SCHUTZ; J. GERHARZ. Fatigue strength of fibre reinforced materials, *Journal of Composites*, pp. 245-250, 1987.
- J. M. F. PAIVA; S. MAYER ; M. C. REZENDE. Evaluation of mechanical properties of four different carbon/epoxy composites used in aeronautical field. *Materials Research*, 8(1):91-97, 2005.

- HÖRRMANN, S; ADUMITROAIE, A; VIECHTBAUER, C; SCHAGERL, M. The effect of fiber waviness on the fatigue life of cfrp materials. *Int J Fatigue* 90:139-147, 2016.
- QUAN, Z; LARIMORE, Z; QIN, X; YU, J; MIROTZNIK, M; BYUN, J.H; YOUNGSEOK, O; CHOU, T.W. Microstructural characterization of additively manufactured multi-directional preforms and composites via x-ray micro-computed tomography. *Compos Sci Technol* 131:48-60, 2016.
- CADAVID, M.O.; AL-KHUDAIRI, O.; HADAVINIA, H.; GOODWIN, D.; LIAGHAT, G. Experimental studies of stiffness degradation and dissipated energy in glass fiber reinforced polymer composite under fatigue loading. *Polym Polym Compos* 25(6):435-446, 2017.
- HU, J; YIN, S; YU, T.X; XU, J. Dynamic compressive behavior of woven flax-epoxy-laminated composites. *Int J Impact Eng*, 117:63-74, 2018.
- DRVODERIC, M.; GFRERRER, M.; WIENER, J.; PINTER, G.; PLETZ, M.; SCHUECKER, C. Comparing crack density and dissipated energy as measures for off-axis damage in composite laminates. *International Journal of Fatigue*, 169, 107486, 2023.
- MANDEGARIAN, S; SAMAREH-MOUSAVI, S.S.; TAHERI-BEHROOZ, F. Experimental investigation on in-plane shear fatigue failure criteria of ± 45 angle-ply carbon epoxy composite. *International Journal of Fatigue*, v. 160, p. 106873, 2022.
- PADMARAJ, N.H; DAYANANDA, P. K; SHREEPANNAGA, S; M. V. KINI. Fatigue behaviour and damage characterization of quasi-isotropic carbon/epoxy laminates. *Cogent Engineering*, v. 9, n. 1, p. 2077680, 2022.
- LAMON, F.; MARAGONI, L.; CARRARO, P. A.; QUARESIMIN, M. Fatigue damage evolution in woven composites with different architectures. *International Journal of Fatigue*, 167, 107365, 2023.
- MA, Q.; SONG, J.; TANG, T; AN, Z. A model of strength degradation for glass fiber reinforced polymer composite laminates under fatigue loading. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 236(14), 7953-7961, 2022.
- WU, X.; ZHOLOBKO, O. Experimental study of the probabilistic fatigue residual strength of a carbon fiber-reinforced polymer matrix composite. *Journal of Composites Science*, v. 4, n. 4, p. 173, 2020.
- A. DJABALI; L. TOUBALB; R. ZITOUNE; S. RECHAK. Fatigue damage evolution in thick composite laminates: Combination of Xray tomography, acoustic emission and digital image correlation. *Composites Science and Technology*, 183, 107815, 2019.

- MOVAHEDI-RAD, A.V; KELLER, T; VASSILOPOULOS, A.P. Creep effects on tension-tension fatigue behavior of angle-ply GFRP composite laminates. *Int J Fatigue*, 123:144-56, 2019.
- MOVAHEDI-RAD, A.V; KELLER, T; VASSILOPOULOS, A.P. Fatigue damage in angle-ply GFRP laminates under tension-tension fatigue. *Int J Fatigue*, 109:60–9, 2018.
- A. KRISHNAN; A. CONWAY; X. XIAO. Assessment of a Progressive Fatigue Damage Model for AS4/3501–6 Carbon Fiber/Epoxy Composites Using Digital Image Correlation. *Applied Composite Materials*, 26:1227-1246, 2019.
- LIU, X; ZHANG, X; WANG, S. An improved model of fatigue life for stitched carbon fiber composites considering stiffness degradation. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v. 45, n. 3, p. 184, 2023.
- YADAV, I. N; THAPA, K. B. Fatigue damage model of woven glass-epoxy fabric composite materials. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, n. 1, p. 301-306, 2020-b.
- SAMAREH-MOUSAVI, S. S; TAHERI-BEHROOZ, F. A novel creep-fatigue stiffness degradation model for composite materials. *Composite Structures*, v. 237, p. 111955, 2020.
- J. LLOBET A; P. MAIMÍ; J.A. MAYUGO; Y. ESSA; F. M. DE LA ESCALERA. A fatigue damage and residual strength model for unidirectional carbon/epoxy composites under on-axis tension-tension loadings. *International Journal of Fatigue*, 103, 508–515, 2017.
- T. PENG; Y. LIU; A. SAXENA; K. GOEBEL. In-situ fatigue life prognosis for composite laminates based on stiffness degradation. *Composite Structures*, 132, 155–165, 2015.
- C. GOIDESCU; H. WELEMANE; C.GARNIER; M. FAZZINI; R.BRAULT; E. PÉRONNET; S. MISTOU. Damage investigation in CFRP composites using full-field measurement techniques: Combination of digital image stereo-correlation, infrared thermography and X-ray tomography. *Composites: Part B* 48, 95–105, 2013.
- C. K. H. DHARAN; T. F. TAN. A hysteresis-based damage parameter for notched composite laminates subjected to cyclic loading. *J Mater Sci*, 42:2204-2207, 2007.
- DEGRIECK, J.; PAEPEGEM, W. V. Fatigue damage modeling of fibre-reinforced composite materials: Review, *Applied Mechanics Review*, v.54, n. 4, p. 279-300, 2001.
- CHAWLA, K. K. *Composite materials: Science and Engineering*. Terceira edição. Springer Science & Business Media, 2012.
- ANCELOTTI, C; NORONHA MELO, M.L.M; GONÇALVES, V.O; GARCIA, K; PARDINI L.C. Experimental methodology for limit strain determination in a carbon/epoxy composite under tensile fatigue loading. *Materials Science Forum*, 805:311-318, 2014.

- LOKESH, K. S.; PRASAD, P. *Advanced Materials. Classification, Properties, Applications and Processing Techniques of Composites*. Alemanha: GRIN Verlag, 2019.
- BUCKLEY, J. L.; EDIE, D. D. *Carbon-Carbon Materials and Composites*. New Jersey, USA: Noyes Publication, 2012.
- ASKELAND, D. R. *The Science and Engineering of Materials: Solutions Manual*. Alemanha, Springer US, 2019.
- MALLICK, P. K. *Processing of Polymer Matrix Composites*. Reino Unido, CRC Press, Taylor & Francis Group, 2018.
- MAZUMDAR, S. K. *Composites manufacturing, materials, product and process engineering*. Boca Raton, Florida: CRC Press LCC, 2002.
- K. HSIAO; S. G. ADVANI. *Manufacturing Techniques for Polymer Matrix Composites (PMCs)*. Reino Unido, Elsevier Science, 2012.
- MOURA, M.F.S.F.; MORAIS A.M.B; MAGALHÃES, A.G. *Materiais compósitos: materiais, fabrico e comportamento mecânico*. Publindústria, Edições Técnicas, 2ª ed. Porto, 2011.
- R. CHEN; S. DAI; T. GUO; H. TANG; Y. FAN; H. ZHOU. *Transparent Low-Flammability Epoxy Resins with Improved Mechanical Properties Using Tryptamine-Based DOPO Derivative*. POLYMER ENGINEERING AND SCIENCE, 2019.
- ANJO ROMO-URIBE. *Dynamic Mechanical Thermal Analysis of Epoxy/Thermoplastic Blends*. Handbook of Epoxy Blends, 2016.
- S.T. PETERS. *Handbook of Composites*. Reino Unido, Springer US, 2013.
- F. VUKOVIĆ; S. R. SWAN; L. Q. REYES; R. J. VARLEY; T. R. WALS. *Beyond the ring flip: A molecular signature of the glass–rubber transition in tetrafunctional epoxy resins*. Polymer, 206, 2020, 122893.
- T. VIDIL; F. TOURNILHA; S. MUSSO; A. ROBISSON; L. LEIBLER. *Control of reactions and network structures of epoxythermosets*. Progress in Polymer Science 62, 2016, 126-179.
- K. ACATAY. *Carbon fibers*. Fiber Technology for Fiber-Reinforced Composites. Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering 2017, Pages 123-151.
- C. D. WARREN. *Low-Cost Carbon Fiber: Real of Just Wishful Thinking?* Composites Technology, December 2003.
- M. ERTEKIN. *Aramid fibers*. Fiber Technology for Fiber-Reinforced Composites Fiber Technology for Fiber-Reinforced Composites. Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering, 153-167, 2017.

- E. ALAMAÇ; MUCAHITSUTCU; S. BAHARBASTURK. Ceramic fibers. *Fiber Technology for Fiber-Reinforced Composites*. Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering, 187-207, 2017.
- K. ROHIT; S. DIXIT. A Review - Future Aspect of Natural Fiber Reinforced Composite. *Polymers from Renewable Resources*, Vol. 7, No. 2, 2016.
- O. ZABIHI; M. AHMADI; Q. LI; S. SHAFEI; M. G. HUSON; M. NAEBE. Carbon fibre surface modification using functionalized nanoclay: a hierarchical interphase for fibre-reinforced polymer composites. *Composites Science and Technology*, 148, 49-58, 2017.
- K. UUSITALO. Designing in Carbon Fibre Composites. Master of Science Thesis in the Master Degree Programme Product Development. Department of Product and Production Development. Division of Product Development. CHALMERS UNIVERSITY OF TECHNOLOGY Gothenburg, Sweden, 2013.
- E. FRANK; F. HERMANUTZ; M. R. BUCHMEISER. Carbon Fibers: Precursors, Manufacturing, and Properties. *Macromol. Mater. Eng.* 297, 493–501, 2012.
- N. YUSOF, A.F. ISMAIL. Post spinning and pyrolysis processes of polyacrylonitrile (PAN)-based carbon fiber and activated carbon fiber: A review. *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis* 93, 1-13, 2012.
- T. ELLRINGMANN; C. WILMS; M. WARNECKE; G. SEIDE; T. GRIES. Carbon fiber production costing: a modular approach. *Textile Research Journal*, Vol. 86(2) 178–190, 2016.
- G. GOLKARNARENJI; M. NAEBE; K. BADI; A. S.MILANIE; R. N.JAZAR; H. KHAYYAM. A machine-learning case study with limited data for prediction of carbon fiber mechanical properties. *Computers in Industry* 105, 123–132, 2019.
- MILITARY SPECIFICATIONS/DOD, MIL HDBK 17-F: Composite Materials Handbook. USA: Department of Defense, (v.1, revision F), 2002.
- HEXCEL COMPOSITES. *Composites: a profile of the world wide reinforced plastics industry*, vol. 28, 1998.
- S. SURESH. *Fadiga de Materiais* (Cambridge Univ. Press, 2012).
- VASSILOPOULOS, A.P. *Fatigue Life Prediction of Composites and Composite Structures*. Reino Unido, Elsevier Science, 2019.
- VASSILOPOULOS, A.P; NIJSSEN, R.P.L. Fatigue life prediction of composite materials under realistic loading conditions (variable amplitude loading). In: *Fatigue life prediction of composites and composite structures*, p. 293-333, 2010.
- LEE, D. G. S.; N. PYO. *Axiomatic Design and Fabrication of Composite Structures - Applications in Robots, Machine Tools, and Automobiles*. Oxford University Press, 2006.

- SCHIJVE J. Statistical distribution functions and fatigue of structures. *International Journal of Fatigue*. Vol. 27, 1031-1039, 2005.
- WHÖHLER, A. Bericht über die Versuche, welche auf der Könige. *Niederschlesisch. Zeitschrift für Bauwesen*. 7:641-652, 1858.
- VASSILOPOULOS, A. P.; K. THOMAS. *Fatigue of Fiber-reinforced Composites*. Alemanha, Springer London, 2013.
- J. E. SHIGLEY; R. G. BUDYNAS; C. R. MISCHKE. *Projeto de Engenharia Mecânica*. Brasil, Bookman, 2005.
- BUDYNAS, R.G; NISBETT, J.K. *Shigley's Mechanical Engineering Design*. McGraw-Hill, 8ª edição, 2006.
- BATHIAS, C.; PINEAU A. *Fatigue des matériaux et des structures 1*. 2008.
- O. H. BASQUIN, The exponential law of endurance tests. In *proc am soc test mater*, VOL. 10, PP. 625–630, 1910.
- T. DELAHAY: Développement d'une méthode probabiliste de calcul en fatigue multiaxiale prenant en compte les gradients de contraintes. Thesis, Université Bordeaux, 2004.
- BASTENAIRE, F. A. New Method for the Statistical Evaluation of Constant Stress Amplitude Fatigue-Test Results. *Probabilistic Aspects of Fatigue*, American Society for Testing and Materials, STP 511, 1972.
- CASTILLO, E.; FERNANDEZ-CANTELI, A.; ESSLINGER, V.; THURLIMANN, B. Statistical model for fatigue analysis of wires, strands and cables. In *IABSE Proceedings P-82/85*, Zürich, pp. 1- 40, 1985.
- REIFSNIDER, K. *Damage in Composite Materials*. N.p., American Society for Testing & Materials, 1982.
- C. RUBIELLA; C. A. HESSABI; A. S. FALLAH. State of the art in fatigue modelling of composite wind turbine blades. *International Journal of Fatigue* 117, 230–245, 2018.
- W. ZHANG.; Z. ZHOU; B. ZHANG; S. ZHAO. A phenomenological fatigue life prediction model of glass fiber reinforced polymer composites. *Materials and Design* 66, 77–81, 2015.
- MOHAMMADI, B.; FAZLALI, B.; SALIMI-MAJD, D. Development of a continuum damage model for fatigue life prediction of laminated composites. *Composites A*, 93:163–76, 2017.
- Z. YANG; H. LIU. A continuum fatigue damage model for the cyclic thermal shocked ceramic-matrix composites. *International Journal of Fatigue* 134, 1055072, 2020.
- PHILIPPIDIS, T.P.; PASSIPOULARIDIS, V.A. Residual strength after fatigue in composites: Theory vs. experiment. *International Journal of Fatigue*. Vol. 29, pp. 2104-2116, 2007.

- M. DE FREITAS; R. DE CARVALHO. Residual strength of a damaged laminated CFRP under compressive fatigue stresses. *Composites Science and Technology* 66, 2006, 373-378.
- K.I. TSERPES; P. PAPANIKOS; G. LABEAS; S.P. PANTELAKIS. Fatigue damage accumulation and residual strength assessment of CFRP laminates. *Composite Structures* 63, 219-230, 2004.
- VAN PAEPEGEM, W.; DEGRIECK J. A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites. *International Journal of Fatigue*. Vol. 24, pp. 747–762, 2002.
- A. AVANZINI; G. DONZELLA; D. GALLINA; S. PANDINI; C. PETROGALLI. Fatigue behavior and cyclic damage of peek short fiber reinforced composites, *Composites Part B: Engineering*, Volume 45, Issue 1, 397-406, 2013.
- DROZDOV, A.D. Cyclic viscoelastoplasticity and low-cycle fatigue of polymer composites. *International Journal of Solids and Structures*. Vol. 48, pp. 2026-2040, 2011.
- RUGGLES-WRENN, M.B.; CHRISTENSEN. D.T.; CHAMBERLAIN, A.L.; LANE, J.E.; COOK, T.S. Effect of frequency and environment on fatigue behavior of a CVI SiC/SiC ceramic matrix composite at 1200°C. *Composites Science and Technology*. Vol. 71, pp. 190-196, 2011.
- DE MONTE, M.; MOOSBRUGGER, E.; QUARESIMIN, M. Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – cyclic loading. *Composites: Part A*. Vol. 41, pp. 1368-1379, 2010.
- RENZ, R.; SZYMIKOWSKI, R. Locally resolved hysteresis measurement of advanced glass-mat thermoplastic composites. *International Journal of Fatigue*. Vol. 32, pp. 174-183, 2010.
- RUGGLES-WRENN M.B.; HETRICK, G.; BAEK S.S. Effects of frequency and environment on fatigue behavior of an oxide–oxide ceramic composite at 1200 °C. *International Journal of Fatigue*. Vol. 30, pp. 502-516, 2008.
- VALLONS, K.; ZONG, M.; LOMOV, S.V.; VERPOEST, I. Carbon composites based on multi-axial multi-ply stitched preforms – Part 6. Fatigue behaviour at low loads: Stiffness degradation and damage development. *Composites: Part A*. Vol. 38, pp. 1633-1645, 2007.
- S. SHIRI; M. YAZDANI; M. POURGOL-MOHAMMAD. A fatigue damage accumulation model based on stiffness degradation of composite materials. *Materials and Design*, 88, 1290-1295, 2015.
- WU, Z.; WANG, X.; IWASHITA, K.; SASAKI, T.; HAMAGUCHI, Y. Tensile fatigue behavior of FRP and hybrid FRP sheets. *Composites: Part B*. Vol. 41, pp. 396-402, 2010.

- PLUMTREE, A; MELO, M; DAHL, J. Damage evolution in a $[\pm 45]_{2s}$ CFRP laminate under block loading conditions. *International Journal of Fatigue*. Vol. 32, pp. 139-145, 2010.
- KITAGAWA, Y., ARAI, M., YOSHIMURA, A., & GOTO, K. Prediction of transverse crack multiplication of CFRP cross-ply laminates under tension-tension fatigue load. *Advanced Composite Materials*, 1-18, 2022.
- H. LIU; B. G. FALZON; S. LI; W. TAN; J. LIU; H. CHAI; B. R.K. BLACKMAN; J. P. DEAR. Compressive failure of woven fabric reinforced thermoplastic composites with an open-hole: An experimental and numerical study, *Composite Structures*, Volume 213, Pages 108-117, 2019.
- NAGUMO, Y.; S. ONODERA; T. OKABE. Prediction of transverse crack progression based on continuum damage mechanics and its application to composite laminates and filament-wound cylindrical pressure vessels. *Advanced Composite Materials* 31, no. 6, 600-616, 2022.
- HOSOI, A.; H. KAWADA. Fatigue life prediction for transverse crack initiation of CFRP cross-ply and quasi-isotropic laminates. *Materials* 11, no. 7, 1182, 2018.
- HOANG, N.T.; GAMBY, D.; LAFARIE-FRENOT, M.C. Predicting fatigue transverse crack growth in cross-ply carbon-epoxy laminates from quasi-static strength tests by using iso-damage curves. *International Journal of Fatigue*. Vol. 32, pp. 166-173, 2010.
- GAGEL, A.; LANGE, D.; SCHULTE, K. On the relation between crack densities, stiffness degradation, and surface temperature distribution of tensile fatigue loaded glass-fibre non-crimp-fabric reinforced epoxy. *Composites: Part A*. Vol. 37, pp. 222-228, 2006.
- OGASAWARA, T.; ISHIKAWA, T.; YOKOZEKI, T.; SHIRAIISHI, T.; WATANABE, N. Effect of on-axis tensile loading on shear properties of an orthogonal 3D woven SiC/SiC composite. *Composites Science and Technology*. Vol. 65, pp. 2541-2549, 2005.
- GAO, J., ZHU, P., YUAN, Y., WU, Z., & XU, R. Modelagem de degradação de resistência e rigidez e previsão de vida em fadiga de materiais compósitos com base em um modelo unificado de danos por fadiga. *Análise de falha de engenharia*, 137, 106290, 2022.
- GAO, J., & YUAN, Y. Modelagem probabilística da degradação da rigidez para polímeros reforçados com fibras sob carga de fadiga. *Análise de falha de engenharia*, 116, 104733, 2020.
- D'AMORE, Alberto; GRASSIA, Luigi. Principal features of fatigue and residual strength of composite materials subjected to Constant Amplitude (CA) loading. *Materials*, v. 12, n. 16, p. 2586, 2019.
- N. STOJKOVIĆ; R. FOLIĆ; H. PASTERNAK. Mathematical model for the prediction of strength degradation of composites subjected to constant amplitude fatigue. *International Journal of Fatigue*, 103:478-487, 2017.

- POST, N. L.; LESKO, J. J.; CASE, S. W. Residual strength fatigue theories for composite materials. In *Fatigue life prediction of composites and composite structures* (pp. 79-101). Woodhead Publishing. 2010.
- K.L. REIFSNIDER. *Fatigue of composite materials*. Elsevier, 2012.
- R. M. GUEDES. *Creep and Fatigue in Polymer Matrix Composites*. 2nd edition. Elsevier Science. 2019.
- D'AMORE, A.; GRASSIA, L. Abordagem fenomenológica para o estudo de mecanismos hierárquicos de dano em materiais compósitos submetidos a cargas de fadiga. *Compos. Estrutura*, 175, 1–6, 2017.
- SORENSEN, L. K.; PLUMTREE, A. Assessment of Damage in a Unidirectional Off-Axis Carbon-Epoxy Composite under Cyclic Loading. *Composite Materials: Testing and Design Fourteenth Volume*, ASTM STP 1436, C. E. Bakis, Ed., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2003.
- DOWLING, N. E.; KRAL, M. V.; KAMPE, S. L. *Mechanical Behavior of Materials*, EBook, Global Edition. Reino Unido: Pearson Education. 2019.
- D. PALUMBO; R. DE FINIS; P. G. DEMELIO; U. GALIETTI. A new rapid thermographic method to assess the fatigue limit in GFRP composites. *Composites Part B* 103, 60-67, 2016.
- L. VERGANI; C. COLOMBO; F. LIBONATI. A review of thermographic techniques for damage investigation in composites. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 27, 1-12, 2014.
- RISITANO, A.; GERACI, A.; LA ROSA, G. Test system to rapidly determine the fatigue limit in materials, Italian Patent IT1237378, 1988.
- LUONG, M.P. (1998), “Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique”, *Mech. Mater.*, Vol. 28, pp. 155-63. 1988.
- K. LIU, M. ZHENG; Y. LIU; J. YANG; Y. YAO. Deep Autoencoder Thermography for Defect Detection of Carbon Fiber Composites. *IEEE Transactions on Industrial Informatics*, 2022.
- H. BANG; S. PARK; H. JEON. Defect identification in composite materials via thermography and deep learning techniques, *Composite Structures*, Volume 246, 112405, 2020.
- S. FARMAKI; D. A. EXARCHOS; I. K. TRAGAZIKIS; T. E. MATIKAS; K. G. DASSIOS. A Novel Infrared Thermography Sensing Approach for Rapid, Quantitative Assessment of Damage in Aircraft Composites. *Sensors*, 20, 4113, 2020.
- F.W. PANELLA; A. PIRINU; V. DATTOMA. A Brief Review and Advances of Thermographic Image – Processing Methods for IRT Inspection: a Case of Study on GFRP Plate. *Experimental Techniques*. Published online: 23, November 2020.

- R. DE FINIS; D. PALUMBO; U. GALIETTI. Fatigue damage analysis of composite materials using thermography-based techniques. *Procedia Structural Integrity* 18, 781–791, 2019.
- A. MANTA; M. GRESIL; C. SOUTIS. Infrared thermography for void mapping of a graphene/epoxy composite and its full-field thermal simulation. *Fatigue Fract Eng Mater Struct.* 42:1441-1453, 2019.
- C. COLOMBO; T. BHUJANGRAO; F. LIBONATI; L. VERGANI. Effect of delamination on the fatigue life of GFRP: A thermographic and numerical study. *Composite Structures* 218, 152–161, 2019.
- S. MANTEGHI; A. SARWAR; Z. FAWAZ; R. ZDERO; H. BOUGHERARA. Mechanical characterization of the static and fatigue compressive properties of a new glass/flax/epoxy composite material using digital image correlation, thermographic stress analysis, and conventional mechanical testing. *Materials Science & Engineering C* 99, 940-950, 2019.
- D. PALUMBO; R. DE FINIS; P. G. DEMELIO; U. GALIETTI. A new rapid thermographic method to assess the fatigue limit in GFRP composites. *Composites Part B* 103, 60-67, 2016.
- C. PEYRACA; T. JOLLIVETA; N. LERAYA; F. LEFEBVREA; O. WESTPHALB; L. GORNET. Self-Heating Method for Fatigue Limit Determination on Thermoplastic Composites. *Procedia Engineering* 133, 129 - 135, 2015.
- Z. S. BAGHERI; I. SAWI; H. BOUGHERARA; R. ZDERO. Biomechanical fatigue analysis of an advanced new carbon fiber/flax/epoxy plate for bone fracture repair using conventional fatigue tests and thermography. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 35, 27-38, 2014.
- C. COLOMBO; L. VERGANI. Influence of delamination on fatigue properties of a fibreglass composite. *Composite Structures*, 107, 325-333, 2014.
- I. E. SAWI; Z. FAWAZ; R. ZITOUNE; H. BOUGHERARA. An investigation of the damage mechanisms and fatigue life diagrams of flax fiber-reinforced polymer laminates. *J Mater Sci*, 49:2338-2346, 2014.
- J. MONTESANO; Z. FAWAZ; H. BOUGHERARA. Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite. *Composite Structures* 97, 76-83, 2013.
- L. GORNET; O. WESTPHAL; C. BURTIN; J. BAILLEUL; P. ROZYCKI; L. STAINIER. Rapid Determination of the High Cycle Fatigue Limit Curve of Carbon Fiber Epoxy Matrix Composite Laminates by Thermography Methodology: Tests and Finite Element Simulations. *Procedia Engineering*, 66, 697-704, 2013.

- M. NADERI; A. KAHIRDEH; M.M. KHONSARI. Dissipated thermal energy and damage evolution of Glass/Epoxy using infrared thermography and acoustic emission. *Composites: Part B* 43, 1613-1620, 2012.
- COLOMBO, C.; LIBONATI, F.; VERGANI, L. Fatigue damage in GFRP, *International Journal of Structural Integrity*, 3, 2012a.
- COLOMBO, C.; VERGANI, L.; BURMAN, M. Static and fatigue characterisation of new basalt fibre reinforced composites. *Composite Structures*, 94, 1165-1174, 2012b.
- R. STEINBERGER; T.I. VALADAS LEITÃO; E. LADSTATTER; G. PINTER; W. BILLINGER; R.W. LANG. Infrared thermographic techniques for non-destructive damage characterization of carbon fibre reinforced polymers during tensile fatigue testing. *International Journal of Fatigue* 28, 1340–1347, 2006.
- CLIENTI, C.; FARGIONE, G.; LA ROSA, G.; RISITANO A., RISITANO G. A first approach to the analysis of fatigue parameters by thermal variations in static tests on plastics, *Engineering Fracture Mechanics*, 77, 2158-2167, 2010.
- GERACI, A. LA ROSA; G. RISITANO, A. In: 7th intl conf. on mech. behav. of mat., The Hague, The Netherlands; p. 783-784 1995.
- RISITANO, A. RISITANO, G. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 9:113-124, 2009.
- LIBONATI, F.; VERGANI, L. Damage assessment of composite materials by means of thermographic analyses, *Composites Part B: Engineering*, 50, 82-90, 2013.
- LA ROSA, G.; RISITANO, A. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components, *International Journal of Fatigue*, 22, 65-73, 2000.
- PINTER, G.; LADSTATTER, E.; BILLINGER, W.; LANG, R. W. Characterization of the tensile fatigue behavior of RTM laminates by isocyclic stress-strain-diagrams. *International Journal of Fatigue*, v.28, p. 1277-1283, 2006.
- RITTEL, D. An investigation of the heat generated during cyclic loading of two glassy polymers. Part I: Experimental. *Mechanics of Materials*, v.32, p. 131-147, 2000.
- LIU, T.; ZHOU, W.; CHENG, P.; BURR, G. A Survey of the ¹⁴C Content of Dissolved Inorganic Carbon in Chinese Lakes. *Radiocarbon*, 60(2), 705-716, 2018.
- A. H. A. SANTOS; R. L. S. PITANGUEIRA; G. O. RIBEIRO; R. B. CALDAS. Study of size effect using digital image correlation. *IBRACON Structures and Materials Journal*, vol. 8, n° 3, 2015.

- SKARŻYŃSKI, Ł.; SYROKA, E.; TEJCHMAN, J. Measurements and Calculations of the Width of the Fracture Process Zones on the Surface of Notched Concrete Beams. *Strain*, v. 47, p. 319-332, 2011.
- SUTTON, M. A.; M. NEILL, S. R.; HELM, J. D.; CHAO, Y. J. Advances in two-dimensional and three-dimensional computer vision. *Top. Appl Phys*, v. 77, p.323-372, 2000.
- GONABADI, H.; OILA, A.; YADAV, A.; BULL, S. Investigation of anisotropy effects in glass fibre reinforced polymer composites on tensile and shear properties using full field strain measurement and finite element multi-scale techniques. *Journal of Composite Materials*, 56(3), 507-524, 2022.
- YUANSONG WANG, QUANTIAN LUO, HUI XIE, QING LI, GUANGYONG SUN. Digital image correlation (DIC) based damage detection for CFRP laminates by using machine learning based image semantic segmentation. *International Journal of Mechanical Sciences* 230, 107529, 2022.
- T. STROHMANN; D. STAROSTIN-PENNER; E. BREITBARTH; G. REQUENA. Automatic detection of fatigue crack paths using digital image correlation and convolutional neural networks. *Fadiga Fract Eng Mater Struct*. 44:1336-1348, 2021.
- E. ÖZASLAN; A. YETGIN; B. ACAR; M.A. GÜLER. Damage mode identification of open hole composite laminates based on acoustic emission and digital image correlation methods. *Composite Structures* 274, 114299, 2021.
- MA QUANJIN; M.R.M. REJAB; Q. HALIM; M.N.M. MERZUKI; M.A.H. DARUS. Experimental investigation of the tensile test using digital image correlation (DIC) method. *Materials Today: Proceedings* 27, 757-763, 2020.
- M. MEHDIKHANI; C. BREITE; Y. SWOLFS; M. WEVERS; S. V. LOMOV; L. GORBATIKH. Combining digital image correlation with X-ray computed tomography for characterization of fiber orientation in unidirectional composites *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 142, 106234, 2021.
- Y.H. HUH; J. KIM, S. HONG. Detection of local bonding failure damage by Digital Image Correlation technique. *Reliability Engineering and System Safety* 184, 21–26, 2019.
- O. ORELL; J. VUORINEN; J. JOKINEN; H. KETTUNEN; P. HYTÖNEN; J. TURUNEN; M. KANERVA. Characterization of elastic constants of anisotropic composites in compression using digital image correlation. *Composite Structures* 185, 176-185, 2018.
- KYLER, R. K.; JIANWEI, T.; WIGGINS, J. S. Thermal and volumetric property analysis of polymer networks and composites using elevated temperature digital image correlation. *Polymer Testing*, v. 58, 2017.

M. TEKIELI; S. DE SANTIS; G. DE FELICE; A. KWIECIEN'; F. ROSCINI. Application of Digital Image Correlation to composite reinforcements. *Testing Composite Structures* 160, 670-688, 2017.

GIANCARLO L.G. GONZÁLES; JULIÁN A.O. GONZÁLEZ; JAIME T.P. CASTRO; JOSÉ L.F. FREIRE. A J-integral approach using digital image correlation for evaluating stress intensity factors in fatigue cracks with closure effects, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Volume 90, 14-21, 2017.

HE, T.; MAKEEV, A.; SHONKWILER, B. Characterization of stress-strain behavior of composites using digital image correlation. *Composite Structures*, v. 140, 2016.

S. GIANCANE, F.W. PANELLA, R. NOBILE, V. DATTOMA. Fatigue damage evolution of fiber reinforced composites with digital image correlation analysis. *Procedia Engineering*, Volume 2, Issue 1, Pages 1307-1315, 2010.

PAN, BING; QIAN, KEMAO; XIE, HUIMIN; ASUNDI, ANAND. Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review. *Measurement Science and Technology*, v. 20, 2009.

GREENHALGH, E.S. Failure analysis and fractography of polymer composites. Woodhead publishing Limited; 2009.

P.L. STUMPF. Failure analysis procedures, in: D.B. Miracle, S.L. Donaldson (Eds.), *ASM Handbook*, Volume 21: Composites, ASM International, Materials Park, 953-957, 2001.

J.E. MOALLI. Failure causes, in: D.B. Miracle, S.L. Donaldson (Eds.), *ASM Handbook*, Volume 21: Composites, ASM International, Materials Park, 951-952, 2001.

GROVE, R.A; SMITH, B.W. Compendium of post-failure analysis techniques for composite materials. United States, p. 430, 1987.

B.M.F. Marques; T.P.Z. Marques; F. de A. Silva; G.M Cândido; M.C Rezende. Avaliação dos critérios de falha de laminados de carbono/epóxi sob cargas de tração pelo método dos elementos finitos: Validação com ensaios experimentais e análise fractográfica. *Mech. Adv. Mate. Struct*, pp. 1-10, 2022.

SILVA, T.C; MORAES, D.V.O; MORGADO, G.F.M; GONÇALVES, V.O; COSTA, D.H.S; MARQUES, T.P.Z; REZENDE, M.C. Mechanical characterization and fractographic study of the carbon/PEI composite under static and fatigue loading. *Mech. Adv. Mate. Struct*, 1-9, 2022.

T.P.Z. MARQUES; S. MAYER; G. M. CANDIDO; M. C. REZENDE. Fractographic analysis of scarf repaired carbon/epoxy laminates submitted to tensile strength. *Engineering Failure Analysis* 124, 105374, 2021.

- E. S. GREENHALGH; C. CANTURRI; T. J. KATAFIASZ. Fractographic study into the effect of drilling damage on bearing mechanisms and performance in Carbon-Fibre epoxy composites. *Engineering Failure Analysis* 129, 105638, 2021.
- R. MOHAMMADI; M. A. NAJAFABADI; H. SAGHAFI; M. SAEEDIFAR; D. ZAROUCAS. The effect of mode II fatigue crack growth rate on the fractographic features of CFRP composite laminates: An acoustic emission and scanning electron microscopy analysis. *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 241,107408, 2021.
- REZA MOHAMMADI; MEHDI AHMADI NAJAFABADI; HAMED SAGHAFI; DIMITRIOS ZAROUCAS. Fracture and fatigue behavior of carbon/epoxy laminates modified by nanofibers. *Composites Part A* 137, 106015, 2020.
- L. C. M. BARBOSA; D. B. BORTOLUZZI; A. C. ANCELOTTI. Analysis of fracture toughness in mode II and fractographic study of composites based on Elium® 150 thermoplastic matrix, *Composites Part B: Engineering*, Volume 175, 107082, 2019.
- R.D.B. SEVENOIS; D. GAROZ; F.A. GILABERT; C. HOCHARD; W. VAN PAEPEGEM. Influence of tab debonding on measured stiffness evolution in Compression- Compression and Tension-Compression fatigue testing of short gauge length coupons. *Composites Science and Technology* 180, 1-13, 2019.
- A.A. STEPASHKIN; D.YU. OZHERELKOV; YU.B. SAZONOV; A.A. KOMISSAROV. Fracture toughness evolution of a carbon/carbon composite after low-cycle fatigue. *Engineering Fracture Mechanics* 206, 442-451, 2019.
- C.V. OPELT; J.M.F. PAIVA; G.M. CÂNDIDO; M.C. REZENDE. Fractographic study of damage mechanisms in fiber reinforced polymer composites submitted to uniaxial compression. *Engineering Failure Analysis*, 92, 520-527, 2018.
- C.V. OPELT; J.M.F. PAIVA; G.M. CÂNDIDO; M.C. REZENDE. A fractographic study on the effects of hygrothermal conditioning on carbon fiber/epoxy laminates submitted to axial compression. *Engineering Failure Analysis* 79, 342-350, 2017.
- MYSLINSKI, P. J. Analysis of cyanate ester resins and graphite fabric for use in resin film infusion processing. Thesis (Master of Science in Materials Science and Engineering) - Virginia Polytechnic Institute and State University. 142 p, 1997.
- SHI, HUAJIE; VILLEGAS, IRENE; BERSEE, H.E.N. Effect of Fibre-matrix Adhesion and Fibre Orientation on Thermoplastic Composite Welded Joints. *International SAMPE Technical Conference*. 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. D3410: Standard Test Method for Compressive Properties of Polymer Matrix Composite Materials with Unsupported Gage Section by Shear Loading. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.

UNITED STATES. Department of Transportation. Federal Aviation Administration. Aging airplane program: widespread fatigue damage. Federal Register, Washington, DC, v. 75, n. 219. Nov. 2010.

LAWRENCE J. BROUTMAN; S. SAHU. A new theory to predict cumulative fatigue damage in fiberglass reinforced plastics. In Composite materials: Testing and design (second conference). ASTM International, 1972.

KENNETH L. REIFSNIDER. The critical element model: a modeling philosophy. *Engineering Fracture Mechanics*, 25(5-6):739-749, 1986.

T. ADAM; R.F. DICKSON; C.J. JONES; H. REITER; B. HARRIS. A power law fatigue damage model for fiber-reinforced plastic laminates. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 200(3):155-166, 1986.

L. J. GITMAN. *Princípios da Administração Financeira*. 12 Ed. São Paulo: Pearson Education, 2010.

A. ASSAF NETO, *Mercado Financeiro*, 8 Ed. São Paulo: Atlas, 2008.

ASSA ROTEM. Load frequency effect on the fatigue strength of isotropic laminates. *Composites Science and Technology*, 46(2):129-138, 1993.

E.M. ODOM; D.F. ADAMS. Failure modes of unidirectional carbon/epoxy composite compression specimens. *Composites* 21, 289-296, 1990.

H. HORII; S. NEMAT-NASSER. Compression-induced microcrack growth in brittle solids: Axial splitting and shear failure. *J. Geophys. Res.* 90, 3105, 1985.

C.A. SQUIRES, K.H. NETTING, A.R. CHAMBERS, Understanding the factors affecting the compressive testing of unidirectional carbon fibre composites. *Compos. Part B Eng.* 38, 2007.

HARDING, J. Effect of strain rate and specimen geometry on the compressive strength of woven glass-reinforced epoxy laminates. *Composites*, v. 24, n. 4, p. 323–332481–487, 1993.

ROBINSON, P.; GREENHALGH, E.; PINHO, S. *Failure Mechanisms in Polymer Matrix Composites*. 1st. ed. Cambridge: Woodhead Publishing, p. 183–223, 2012.

BEDJAOUI, A.; BELAADI, A.; AMROUNE, S.; MADI, B. Impact of surface treatment of flax fibers on tensile mechanical properties accompanied by a statistical study. *International Journal of Integrated Engineering*, 11(6), 10-17, 2019.

- V.C, LI; C.K.Y, LEUNG. Estado estacionário e rachaduras múltiplas de compósitos de fibra aleatórios curtos, *J. Eng. Mec.*, 118, pp. 2246-2264, 1992.
- TOUBAL, L.; KARAMA, M.; LORRAIN, B. Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading. *International Journal of Fatigue*, v.28, p. 1867-1872, 2006.
- BENAARBIA, A. CHRYSOCHOOS, A. ROBERT, G. Thermomechanical behavior of PA6. 6 composites subjected to low cycle fatigue. *Composites Part B: Engineering*, 76, 52-64, 2015.
- KATUNIN, A.; FIDALI, M. Self-heating of polymeric laminated composite plates under the resonant vibrations: Theoretical and experimental study. *Polymer Composites*, 33(1), 138-146, 2012.
- IANNUCCI L, ANKERSEN J. An energy based damage model for thin laminated composites. *Compos Sci Technol*, 66:934-951, 2006.
- MENEGHETTI, G.; RICOTTA, M.; LUCCHETTA, G. CARMIGNATO, S. An hysteresis energy-based synthesis of fully reversed axial fatigue behaviour of different polypropylene composites. *Composites Part B: Engineering*, 65, 17-25, 2014.
- LAUNAY, A.; MAITOURNAM, M. H.; MARCO, Y.; RAOULT, I. Multiaxial fatigue models for short glass fiber reinforced polyamide—Part I: Nonlinear anisotropic constitutive behavior for cyclic response. *International Journal of Fatigue*, 47, 382-389, 2013.
- KHARRAZI, M. R.; SARKANI, S. Frequency-dependent fatigue damage accumulation in fiber-reinforced plastics. *Journal of composite materials*, 35(21), 1924-1953, 2001.
- M.J.HILEY. Fractographic Aspects of Fatigue Failure in Composite Materials. Group for Aeronautical Research and Technology in Europe, GARTEUR, AG 20, Final Report. GARTEUR Report No. TP112, 2001.
- ZIEMIAN, C. W.; ZIEMIAN, R. D.; HAILE, K. V. Characterization of stiffness degradation caused by fatigue damage of additive manufactured parts. *Materials & Design*, 109, 209-218, 2016.
- E.S. GREENHALGH; M.J. HILEY. Fractografia de compósitos poliméricos: status atual e problemas futuros. 13ª Eur Conf Compos Mater, Epub Ahead of Print, 2008.
- PURSLOW, D. Matrix fractography of fibre-reinforced epoxy composites. *Composites*, v. 17, n. 4, p. 289-303, 1986.
- W. VON BESTENBOSTEL. THE APPEARANCE OF FATIGUE STRIATIONS IN THE SEM. EADS Innovation Works 81663 Munich, Germany, 2009.

FÖRTSCH, W; FRANZ, H.E.; FRIEDRICH, K.: Microfractographic aspects of interfaces in CFRP under fatigue loading. Proc. 28th Risø International Symposium on Materials Science. Risø National Laboratory, Roskilde, Denmark, 2007.

V. KAUSHIK; A. GHOSH. Experimental and numerical investigation of Mode-I & Mode-II fatigue crack growth in unidirectional composites using XIGA-CZM approach, International Journal of Fatigue, Volume 134, 2020.

L. AMARAL; D. ZAROUCHAS; R. ALDERLIESTEN; R. BENEDICTUS. Energy dissipation in mode II fatigue crack growth. Engineering Fracture Mechanics, Volume 173, 41-54, 2017.

REIFSNIDER, K.L; TALUG, A. Análise de danos por fadiga em laminados compostos. Int J Fadiga. 2: 3-11,1980.