

MARCOS YUTAKA SHIINO

**FADIGA EM COMPÓSITOS 5HS CARBONO/EPÓXI PROCESSADOS VIA RTM:
RELAÇÃO ENTRE CARGAS AXIAIS NO PLANO E MODOS DE DELAMINAÇÃO**

Guaratinguetá
2015

MARCOS YUTAKA SHIINO

FADIGA EM COMPÓSITOS 5HS CARBONO/EPÓXI PROCESSADOS VIA RTM:
RELAÇÃO ENTRE CARGAS AXIAIS NO PLANO E MODOS DE DELAMINAÇÃO

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do
Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual
Paulista, para a obtenção do título de Doutor em
Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientadora: Prof^ª. Dr^ª. Maria Odila Hilário Cioffi
Coorientador: Prof. Dr. Maurício Vicente Donadon

Guaratinguetá
2015

Shiino, Marcos Yutaka
S555 Fadiga em compósitos 5HS carbono/epóxi processados via
f RTM: relação entre cargas axiais no plano e modos de
delaminação / Marcos Yutaka Shiino.- Guaratinguetá , 2015
153 f.: il.
Bibliografia: f. 135-142

Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2015
Orientador: Prof. Dr. Maria Odila Hilário Cioffi
Coorientador: Prof. Dr. Mauricio Vicente Donadon

1. Materiais compostos 2. Materiais laminados 3. Fadiga
I. Título

CDU 620.1

MARCOS YUTAKA SHIINO

**ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

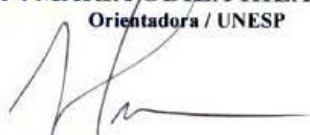
**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

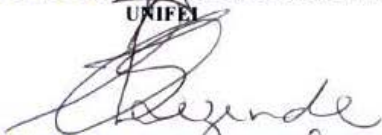

Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr.ª MARIA ODILA HILÁRIO CIOFFI
Orientadora / UNESP


Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
UNESP


Prof. Dr. ANTONIO CARLOS ANCELOTTI JUNIOR
UNIFEI


Prof. Dr.ª MIRABEL CERQUEIRA REZENDE
ICT/UNIFESP


Prof. Dr. SERGIO ROBERTO MONTORO
FATEC/Pindamonhangaba

Fevereiro/2015

DADOS CURRICULARES

MARCOS YUTAKA SHIINO

NASCIMENTO	02.06.1981 – SÃO JOSÉ DOS CAMPOS / SP
FILIAÇÃO	Tadashi Shiino Catarina Etsuko Shiino
1996/1999	Curso Técnico em Mecânica Industrial, na Escola Técnica Professor Everardo Passos-ETEP.
2004/2008	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2009/2011	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

DEDICATÓRIA

...à minha irmã Eliana Yuri Shiino e aos meus pais Tadashi Shiino e
Catarina Etsuko Shiino.

AGRADECIMENTOS

À minha orientadora Prof.^a Dr.^a Maria Odila Hilário Cioffi, pela formação profissional que tenho hoje, por sempre me colocar no caminho certo nos 8 anos que estive no seu grupo de pesquisa, pelas conversas que me motivaram e concretizaram o que estou realizando hoje.

Ao meu coorientador Prof. Dr. Maurício Vicente Donadon, por contribuir enormemente nas discussões de toda a tese, foram discussões certamente definitivas para tornar a pesquisa realidade.

Ao Professor Herman Voorwald pelas palavras de motivação e por contar também com seus conhecimentos em fadiga.

Aos meus amigos do Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos, pela ajuda no desenvolvimento da pesquisa.

Aos amigos Thatiane Brocks, Midori Yoshikawa, Sérgio Montoro, Andressa Milanese, Kelly Benini, Rafael Bonora e Thiago Minto que criam esse ambiente favorável a boas ideias e que me motiva ainda mais a atuar na área acadêmica.

Aos alunos de iniciação científica Henrique Moreno, Guilherme Siqueira e Tatiane Pelosi pelos trabalhos paralelos que me ajudam diariamente com seus questionamentos.

Aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP - Manoel Francisco dos Santos Filho, Domingos Hasmann Neto, Odir, Manoel pelo apoio, paciência e dedicação nas diversas etapas desse trabalho.

Ao INPE, na pessoa de Maria Lucia Brison de Mattos, pela possibilidade de realizar as microscopias eletrônicas de varredura.

A TUDelft, em especial ao Professor René Alderliesten, que me ajudou nas discussões no início dos trabalhos de fadiga e me disponibilizou o laboratório para as realizações dos ensaios.

Aos meus amigos de TUDelft Yao Liu e Daniel Burger, que me ajudaram nos ensaios de tenacidade à fratura.

Ao Professor Rogério Hein, pelas análises no microscópio que exigiram muita paciência para mapear as superfícies de fratura.

À minha amada Silvia Oishi, com a qual pude contar com sua paciência e apoio em todos os momentos do desenvolvimento deste trabalho.

A todos que contribuíram no desenvolvimento da pesquisa.

APOIO FINANCEIRO

Este trabalho contou com apoio da seguinte entidade

- CAPES – através do PROGRAMA DE DEMANDA SOCIAL – PDS.
- FAPESP – através dos contratos nº 2011/01937-0 e nº 2012/07646-0.

SHIINO, M.Y. **Fadiga em compósitos 5HS carbono/epóxi processados via RTM: Relação entre cargas axiais no plano e modos de delaminação.** 2015. 153f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

RESUMO

Os materiais compósitos em fibra de carbono são largamente empregados no setor de transporte aéreo e vem crescendo em outros setores. Esses materiais, porém ainda apresentam susceptibilidade à delaminação, devido à baixa resistência a carregamentos fora do plano, tornando-se força motriz para a redução da vida em fadiga de compósitos laminados. Devido à importância desse tipo de dano, esta pesquisa visa entender os mecanismos que geram delaminações em compósitos tramados (biaxiais), utilizando-se o conceito energético de Griffith da mecânica da fratura linear elástica, como parâmetro de controle da delaminação. Portanto, o objetivo deste trabalho é entender a interação dos modos de propagação I e II, bem como as frações de cada modo na delaminação em fadiga axial tração-tração (denominado modo misto), em corpos de prova planos. Para isso, foram estudados os modos puros I (DCB) e II (ENF) de propagação de trinca nos compósitos processados, além de se comparar a região que delimita a propagação estável com o modo misto, o qual exigiu estudos de uma geometria apropriada para a obtenção de delaminação bem definida. Para a decomposição dos modos que agem na fadiga axial, foram aplicados critérios de falha nos dados experimentais. O ensaio de fadiga, para todos os modos de propagação, foi conduzido à razão de carga de 0,1, frequência de 5 Hz e os dados de taxa de propagação versus energia de deformação foram ajustados por uma lei empírica, previamente estudada e comparada com os mecanismos de delaminação por análise fractográfica. Os resultados mostraram que a força motriz para delaminação possui maior influência da tenacidade à fratura (G_{Ic}) e do carregamento máximo (G_{max}), os quais foram adaptados na lei de Paris para delaminação estável. Para o modo misto, constatou-se que a geometria apropriada foi aquela estabelecida como CLS, na qual se obteve taxa de propagação comparável aos modos puros em algumas áreas da região de propagação estável e que possibilitou a decomposição nos modos individuais. A decomposição dos modos de propagação I e II pelos critérios de falha tiveram valores próximos ao obtido na solução analítica.

PALAVRAS-CHAVE: delaminação, tenacidade à fratura, compósitos laminados, fadiga

SHIINO, M.Y. **Fatigue in 5HS carbon/epoxy composites manufactured by RTM: Relationship between axial loadings with modes of delamination.** 2015. 153f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

ABSTRACT

Carbon fiber composite materials are currently widely employed in air transportation as structural components in Boeing 787 Dreamliner, which has around 80% (v/v) in composite. However these materials are susceptible to delamination due to low strength in through-the-thickness direction which is the driving force to reduce the fatigue life. Considering the importance of delamination, the aim of this research is to have a clear understanding of this type of damage in woven composites by using the Griffith energy approach of the linear elastic fracture mechanics as a delamination parameter. The aim of this work was to achieve insight into the interaction process of crack propagation modes I and II, and mainly to determine the mode fractions in the delamination process of tension-tension axial fatigue tests. For the mode decomposition process from axial fatigue tests, it was employed two failure criteria. In order to obtain it, the crack growth rate associated with pure modes I and II delamination were compared with the behavior of a specimen subjected to in-plane tension-tension cyclic loading that exhibits a mixed delamination mode for which needed an appropriate specimen geometry to generate a sharp delamination front. Fatigue test in all modes of propagation were conducted with a loading ratio of 0,1 and a frequency of 5 Hz. The crack growth rate versus energy release rate was described by an appropriate empirical power law which fits the experimental results and compared with delamination mechanisms observed by fractography. The results showed that the driving force for fatigue has major influence of G_{Ic} and G_{max} based on the studied fractures, where both were considered in the Paris law. For the mixed mode, the geometry known as CLS had regions of crack propagation rate comparable to pure delamination modes in the stable propagation region which enables the decomposition into two modes of propagation by using the proposed failure criteria. The failure criteria showed decomposition values closed to an analytical solution that was also developed in this work.

KEYWORDS: delamination, fracture toughness, laminate composite, fatigue

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	21
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	21
1.2 MOTIVAÇÃO	23
1.3 OBJETIVOS E VISÃO GERAL DO TRABALHO	23
1.4 APRESENTAÇÃO DO TRABALHO	25
2 REVISÃO DA LITERATURA	28
2.1 COMPÓSITOS PROCESSADOS VIA RTM	28
2.2 ANÁLISE DA QUALIDADE DE COMPÓSITOS VIA ULTRASSOM	29
2.3 FADIGA EM COMPÓSITOS	32
2.4 CARACTERÍSTICAS E CONCEITOS ENVOLVIDOS EM FADIGA AXIAL (TRAÇÃO-TRAÇÃO)	34
2.5 ENERGIA ENVOLVIDA NA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS E RELAÇÕES COM TAXA DE PROPAGAÇÃO	37
2.6 FADIGA EM TECIDOS TRAMADOS DE COMPÓSITOS LAMINADOS	41
2.7 MODO MISTO I/II DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS	45
2.8 TIPOS DE CONCENTRADOR DE TENSÃO INTERLAMINAR (MODO MISTO)	48
2.9 INVESTIGAÇÃO FRACTOGRÁFICA VIA MICROSCOPIA	50
3 MATERIAIS E MÉTODOS	54
3.1 PROCESSAMENTO DO LAMINADO	54
3.2 MEDIDA DE G_I DE PROPAGAÇÃO	55
3.2.1 Ensaio quasi-estático (G_{Ic})	55
3.2.2 Ensaio de fadiga	56
3.3 MEDIDA DE G_{II} DE PROPAGAÇÃO	58
3.3.1 Ensaio quase-estático (G_{IIc})	58
3.3.2 Ensaio de fadiga	59
3.4 AJUSTES DOS DADOS EXPERIMENTAIS EM LEIS DE PROPAGAÇÃO	60
3.5 MEDIDA DE G_T PARA ENSAIO DE FADIGA UNIAXIAL DO TIPO TRAÇÃO-TRAÇÃO	60
3.5.1 Energia total de delaminação baseada nos modos I e II	61

3.5.2 Configurações dos corpos de prova	61
3.5.3 Cálculo da energia total de delaminação (fadiga axial)	65
3.6 MONITORAMENTO DA TRINCA POR ULTRASSOM.....	68
3.7 INVESTIGAÇÃO FRACTOGRÁFICA	68
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	70
4.1 QUALIDADE DOS LAMINADOS.....	70
4.2 PROPAGAÇÃO DA TRINCA NO MODO I	72
4.2.1 Delaminação no regime quasi-estático.....	73
4.2.2 Delaminação no regime cíclico	75
4.2.3 Escolha do modelo de propagação segundo mecanismos de falha.....	80
4.3 PROPAGAÇÃO DA TRINCA NO MODO II.....	86
4.3.1 Delaminação no regime quasi-estático.....	86
4.3.2 Delaminação no regime cíclico	88
4.3.3 Escolha do modelo de propagação segundo mecanismos de falha.....	95
4.4 APLICAÇÃO DO MODELO NOS DADOS EXPERIMENTAIS: MODOS I E II.....	101
4.5 PROPAGAÇÃO DA TRINCA EM FADIGA AXIAL OU MISTO (G_T).....	106
4.5.1 Ensaio estático de tração.....	106
4.5.2 Fadiga no corpo de prova com configuração 1	107
4.5.3 Fadiga no corpo de prova com configuração 2	111
4.5.4 Fadiga no corpo de prova com configuração 3	113
4.6 DECOMPOSIÇÃO DOS MODOS INDIVIDUAIS DE DELAMINAÇÃO	117
4.6.1 Decomposição via critério de fratura linear não interativo.....	118
4.6.2 Decomposição via critério de fratura linear interativo	120
4.6.3 Comparação aproximada da decomposição com análise fractográfica	122
4.6.4 Comparação aproximada da decomposição com a solução analítica	126
4.7 MODELO PARA O COMPÓSITO 5HS	127
5 CONCLUSÕES.....	129
5.1 MODOS I E II – REGIME ESTÁTICO E CÍCLICO	129
5.2 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	130
5.3 CARREGAMENTO AXIAL TRAÇÃO-TRAÇÃO	130
5.4 CONTRIBUIÇÕES DO TRABALHO.....	131

5.5 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	132
5.6 TRABALHOS PUBLICADOS EM PERIÓDICOS	133
5.7 TRABALHOS PUBLICADOS EM ANAIS DE CONGRESSOS	134
REFERÊNCIAS	136
APÊNDICE A – Resultados da análise fractográfica no modo I - MEV	144
APÊNDICE B – Resultados da análise fractográfica no modo II - MEV	147
APÊNDICE C – Resultados dos critérios de falha para decomposição dos modos	149
APÊNDICE D – Curvas de força versus deslocamento para o modo I - estático.....	150
APÊNDICE E – Curvas de força versus deslocamento para o modo II - estático	151
APÊNDICE F – Solução analítica para decomposição dos modos de propagação na geometria CLS	152
ANEXO 1 – CARACTERÍSTICAS DO SISTEMA DE RESINA EPÓXI - HEXCEL	153

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Distribuição dos materiais aplicados no Boeing 787.....	21
Figura 1.2 – Casca de fuselagem com reforçadores.	22
Figura 1.3 – Delaminação pela borda livre.....	24
Figura 1.4 – Fluxograma para o desenvolvimento do trabalho – parte 1: estudo dos modos individuais.....	26
Figura 1.5 – Fluxograma para o desenvolvimento do trabalho – parte 2: fadiga axial.	27
Figura 2.1 – Vida em fadiga utilizando S-logN.....	35
Figura 2.2 – Representação do acúmulo de danos: a) tramas alinhadas; b) trama desalinhada. ...	43
Figura 2.3 – Esquema do local de nucleação em trinca.....	44
Figura 2.4 – Representação de uma célula elementar de tecido tramado (RVE).	44
Figura 2.5 – Concentração de tensão em descontinuidades.	49
Figura 2.6 – Marcas de rios em matriz epóxi e reforço contínuo.....	51
Figura 2.7 – Formação de marcas de pena em matriz epóxi.	52
Figura 2.8 – Formação de marcas de pena em matriz epóxi.	52
Figura 3.1 – Ensaio de ultrassom pela técnica de transmissão.....	55
Figura 3.2 – Dispositivo utilizado para o modo I de propagação.....	56
Figura 3.3 – Dispositivo utilizado para o modo II de propagação estática.	58
Figura 3.4 – Configuração 1 para ensaio axial - propagação em direção ao centro.....	62
Figura 3.5 – Configuração 2 para ensaio axial - propagação em direção ao <i>tab</i>	63
Figura 3.6 – Corpo de prova de DCB (lado direito) e para fadiga em tração.....	63
Figura 3.7 – Configuração 3 para ensaio axial - propagação com <i>drop-off</i>	64
Figura 3.8 – Crescimento de trinca a força constante.....	65
Figura 3.9 – Aquisição de dados para cálculo da SERR e taxa de propagação de trinca.....	67
Figura 3.10 – Esquema utilizado para o modo axial de delaminação.	67
Figura 4.1 – Mapa <i>C-scan</i> do laminado técnica de PE.....	70
Figura 4.2 – Mapa <i>C-scan</i> do laminado técnica de TT.	71
Figura 4.3 – Perfil de propagação no modo I em carga quasi-estático – compósito 5HS – Laminado 1.	73
Figura 4.4 – Caminho da trinca acompanhada da borda para o modo I.	73

Figura 4.5 – Gráficos de $Fx\delta$ para determinação de G_{Ic} por NL – Laminado 1: a) seguindo definição da norma; b) oposto à definição de início de propagação.....	74
Figura 4.6 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2.	76
Figura 4.7 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2.	76
Figura 4.8 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2 – segundo ΔG_{eff} , G_{max} , $\Delta G...$	77
Figura 4.9 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2, segundo modelo de Jones et al (2012).....	78
Figura 4.10 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2, segundo modelo de Andersons (KHAN, 2013).	79
Figura 4.11 – Taxa de crescimento de acordo com comprimento da trinca do CP13 do laminado 2.	81
Figura 4.12 – Trinca inicial no corpo de prova 13: a) ponta da trinca; b) início da delaminação; c) e d) com $a \approx 2,5$ mm.	82
Figura 4.13 – Delaminação à baixa taxa de propagação.	83
Figura 4.14 – Taxa de crescimento da trinca do CP13 do laminado 2.	84
Figura 4.15 – Superfície de fratura: a) alta taxa de propagação; b) taxa de propagação à $1,5 \times 10^{-4}$ mm/ciclo; c) taxa de propagação à $4,5 \times 10^{-5}$ mm/ciclo; d) taxa de propagação à 8×10^{-6} mm/ciclo.	85
Figura 4.16 – Superfície de fratura: a) taxa de propagação a $1,5 \times 10^{-4}$ mm/ciclo; b) taxa de propagação a $1,8 \times 10^{-5}$ mm/ciclo.....	86
Figura 4.17 – Curva de resistência à delaminação no modo II - carregamento quase-estático....	87
Figura 4.18 – Processo de formação da trinca no modo II.	88
Figura 4.19 – Gráfico para obtenção da relação do tipo $C=ma^n$ para o cálculo da energia.....	89
Figura 4.20 – Gráfico para obtenção da relação $C=ma^n$ para cálculo da energia.....	90
Figura 4.21 – Gráfico para obtenção da relação $C=ma^n$ para cálculo da energia.....	91
Figura 4.22 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 5.	92
Figura 4.23 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 5 segundo Jones et al (JONES et al, 2012).	93
Figura 4.24 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 5 segundo Andersons (KHAN, 2013).	94
Figura 4.25 – Vista lateral da espessura do laminado.	95

Figura 4.26 – Vista lateral da espessura do laminado - propagação em diferentes taxas.....	96
Figura 4.27 – Superfície de fratura do CP3 laminado 5: a) alta taxa de propagação (G_{IC}) ; b) taxa de propagação a 4×10^{-4} mm/ciclo; c) taxa de propagação a 4×10^{-5} mm/ciclo; d) taxa de propagação a 4×10^{-6} mm/ciclo.....	96
Figura 4.28 – Superfície de fratura na região da trama no modo II.	97
Figura 4.29 – Taxa de crescimento de acordo com o comprimento da trinca do CP4 do laminado 5.	98
Figura 4.30 – Micrografia do CP4 do laminado 5 nos primeiros dois milímetros.....	98
Figura 4.31 – Superfície de fratura em modo II nos seguintes comprimentos de trinca: a) $a=38$ mm; b) 39 mm; c) região da trama; e d) $a=40$ mm.	99
Figura 4.32 – Superfície de fratura do CP4 do laminado 5 em taxas de propagação decrescentes.	100
Figura 4.33 – Dados experimentais do CP4 do laminado 5 obtidos com diferentes parâmetros.	100
Figura 4.34 – Dados experimentais do CP4 do laminado 5 obtidos com modelo proposto por Jones et al (2012).	101
Figura 4.35 – Dados experimentais do CP4 do laminado 5 obtidos com modelo proposto por Andersons modificado.	103
Figura 4.36 – Taxa de propagação nos modos I e II de acordo com a equação (4.2).	104
Figura 4.37 – Comparação da mudança de denominador da equação (4.2).	105
Figura 4.38 – Curva força x deslocamento.....	107
Figura 4.39 – Ultrassom da superfície de fratura na região da trama.....	108
Figura 4.40 – Variação da deformação com número de ciclos.	108
Figura 4.41 – Variação da atenuação com $2,5 \times 10^5$ ciclos para o CP1L4: a) <i>Gate 1</i> ; b) <i>Gate 2</i> ; e c) <i>Gate 3</i>	109
Figura 4.42 – Danos locais no CP4 L2.....	110
Figura 4.43 – Variação da atenuação com $3,82 \times 10^5$ ciclos para o CP4 L2: a) <i>Gate 1</i> ; b) <i>Gate 2</i> ; e c) <i>Gate 3</i>	110
Figura 4.44 – Variação da deformação no intervalo de 4×10^4 ciclos a 1×10^5 ciclos para o CP3 L5.	111
Figura 4.45 – Variação da deformação no intervalo de 4×10^4 ciclos a 1×10^5 ciclos.....	112
Figura 4.46 – Múltiplos danos em corpo de prova adaptado para carregamento axial – CP5L5.....	113

Figura 4.47 – Propagação da trinca em configuração <i>drop off</i> – CP6 L4.	113
Figura 4.48 – Comparação do modo I de propagação e carregamento axial.....	114
Figura 4.49 – Frente de trinca para carregamento axial – CP4L4 <i>drop off</i>	115
Figura 4.50 – Energia envolvida na fadiga axial utilizando-se a equação (3.9) e comparação com os modos puros I e II.....	116
Figura 4.51 – Frente de trinca para carregamento axial detectado por C-scan – CP5L4 <i>drop off</i>	117
Figura 4.52 – Frente de trinca para carregamento axial – CP6L4 <i>drop off</i> : a) eco de superfície; b) eco de fundo.....	117
Figura 4.53 – Frente de trinca para carregamento axial – CP6L4 <i>drop off</i> : a) eco de superfície; b) eco de fundo.....	118
Figura 4.54 – Critério não interativo aplicado para dois pontos da curva da/dN.....	120
Figura 4.55 – Critério não interativo aplicado para um ponto da curva da/dN.	121
Figura 4.56 – Variação da taxa de delaminação com o comprimento da trinca – fadiga axial...	122
Figura 4.57 – Superfície de fratura na região denominada <i>strap</i> – $a=2$ mm – fadiga axial no CP6 L4.....	123
Figura 4.58 – Superfície de fratura na região denominada <i>lap</i> – $a=2$ mm.	123
Figura 4.59 – Superfície de fratura em $a=4$ mm para fadiga axial: a) <i>strap</i> ; b) <i>lap</i>	124
Figura 4.60 – Superfície de fratura no <i>strap</i> em fadiga axial: a) $a=2$ mm; b) $a=6$ mm; c) região ampliada em $a=2$ mm.....	125
Figura 4.61 – Comparação dos resultados fornecidos com os critérios de falha e a solução analítica.	127
Figura 4.62 – Dados experimentais dos modos I, II e misto ajustados à equação (4.2).....	128
Figura A.1 – Propagação no CP3 do laminado 2 a alta taxa de propagação pelo urdume no modo I.	144
Figura A.2 – Propagação no CP3 do laminado 2 a baixa taxa de propagação em região rica em resina – modo I.	145
Figura A.3 – Propagação no CP3 do laminado 2 a baixa taxa de propagação pela trama no modo I.	146
Figura B.1 – Fratura do CP13 do laminado 5 em ensaio estático para o modo II.....	147
Figura B.2 – Fratura do CP3 do laminado 5 em ensaio dinâmico.....	148

Figura B.3 – Fratura do CP3 do laminado 5 em ensaio dinâmico - trama.	148
Figura D.1 – Curva $F \times \delta$ para determinação da energia de propagação no modo I – Laminado 2.	150
Figura D.2 – Curva $F \times \delta$ para determinação da energia de propagação no modo I – Laminado 3.	150
Figura E.1 – Curva $F \times \delta$ para determinação da energia de propagação no modo II.	151
Figura F.1 – Representação do momento resultante da força P.	152

LISTA DE SÍMBOLOS

$S-N$	-	Tensão-número de ciclos
Z_1, Z_2	-	Impedância acústica
d	-	Acúmulo de danos
γ_s	-	Densidade de energia
da/dN	-	Taxa de propagação
$\overline{K}$	-	Permeabilidade
A	-	Constante do material para a lei de Paris
β^*	-	Parâmetro de diferença elástica
β	-	Expoente da lei de Paris
σ_{uts}	-	Tensão de ruptura
J	-	Energia elasto-plástica
C	-	<i>Compliance</i> (inverso da rigidez)
δ	-	Deslocamento
P	-	Força
$2h$	-	Espessura
B	-	Largura
$2L$	-	Distância entre apoios (flexão de três pontos)
a_e	-	Trinca equivalente
a	-	Tamanho de trinca
W	-	Energia externa
E_f	-	Módulo de flexão
E_x	-	Módulo longitudinal
U	-	Energia elástica
W_F	-	Energia dissipada em forma de atrito
J	-	Energia de propagação pelo método da trinca equivalente
R	-	Razão de tensão
K	-	Fator intensidade de tensão na ponta da trinca
G_{eff}	-	Energia de Griffith efetiva (considera amplitude de tensão)
G_{max}	-	Energia de Griffith máxima
G_T	-	Energia total em modo axial
G_c	-	Tenacidade à fratura
G_R	-	Tenacidade à fratura na propagação
G_{th}	-	Energia na região de <i>threshold</i>
G_d	-	Energia decomposta a partir de dados experimentais
f_I	-	Contribuição percentual do modo I no modo axial
f_{II}	-	Contribuição percentual do modo II no modo axial
ψ	-	Razão dos modos de propagação
V_f	-	Fração volumétrica de fibras
m, n, p	-	Expoentes dos modos individuais de propagação da função exponencial de Paris

LISTA DE SIGLAS

<i>RTM</i>	-	<i>Resin transfer molding</i>
<i>PE</i>	-	<i>Pulso-Eco</i>
<i>TT</i>	-	<i>Through-Transmission</i>
<i>DMT</i>	-	<i>Departamento de Materiais e Tecnologia</i>
<i>FEG</i>	-	<i>Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá</i>
<i>GFMA</i>	-	<i>Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos</i>
<i>CV</i>	-	<i>Coeficiente de variação</i>
<i>PW</i>	-	<i>Plain weave</i>
<i>5HS</i>	-	<i>5 Harness satin</i>
<i>NCF</i>	-	<i>Non-crimp fabric</i>
<i>ASTM</i>	-	<i>American Society of Testing Materials</i>
<i>MEV</i>	-	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura</i>
<i>AFM</i>	-	<i>Atomic Force Microscopy</i>
<i>CBBM</i>	-	<i>Compliance Based Beam Method</i>
<i>FPZ</i>	-	<i>Fracture Process Zone</i>
<i>MBT</i>	-	<i>Modified Beam Theory</i>
<i>CC</i>	-	<i>Compliance Calibration</i>
<i>NL</i>	-	<i>Non-linearity</i>
<i>SERR</i>	-	<i>Strain Energy Release Rate</i>
<i>LEFM</i>	-	<i>Linear Elastic Fracture Mechanics</i>
<i>BVID</i>	-	<i>Barely Visible Impact Damage</i>
<i>CLS</i>	-	<i>Cracked Lap Shear</i>
<i>DAF</i>	-	<i>Direct Attributed Failure</i>
<i>DCB</i>	-	<i>Double Cantilever Beam</i>
<i>ENF</i>	-	<i>End-Notch-Flexure</i>
<i>HTA</i>	-	<i>High Tenacity A</i>

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Os materiais compósitos aplicados na indústria aeronáutica têm substituído os materiais metálicos convencionais ao longo das décadas, em parte devido à redução de peso, o que leva a uma eficiência maior no gasto de combustível. Deve-se mencionar também as propriedades mecânicas superiores, como resistência e rigidez específicas. A Figura 1.1 ilustra um exemplo da aplicação de laminados compósitos no Boeing 787.

Figura 1.1 – Distribuição dos materiais aplicados no Boeing 787.



Fonte: (BOEING, 2015).

O projeto de um elemento estrutural pode ser definido como: seleção de materiais como parte integrante, com tamanho e com certa configuração para suportar cargas de modo seguro e operacional. Desse modo, o projeto de componentes estruturais aplicados na área de transporte aéreo tem como filosofia de projeto: vida segura, falha segura e tolerância ao dano (BRAGA et al, 2014).

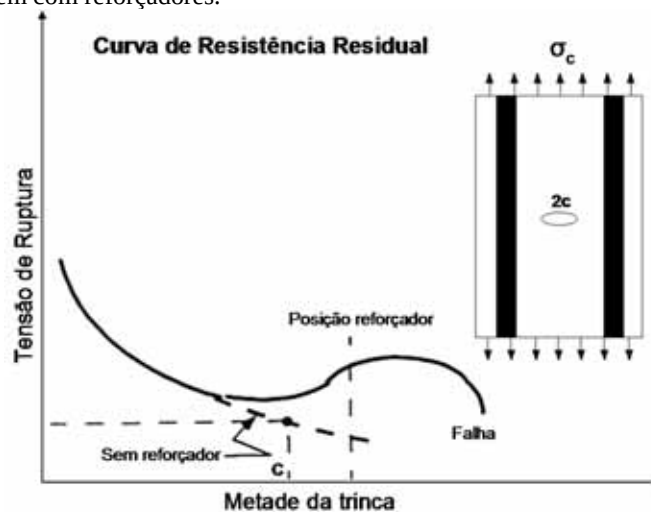
As três filosofias estão dispostas na ordem em que foram desenvolvidas devido aos requisitos de operação que sofreram mudanças ao longo dos anos (*e.g.* de aviões de combate para os atuais aviões civis) (BRAGA et al, 2014). Por exemplo, para aviões de combate podem ser contabilizadas 300 h de voos por ano, já aviões civis podem operar até 3000 h/ano, o que muda as circunstâncias de problemas com fadiga. Outro aspecto é que as linhas aéreas querem que seus aviões operem sem que haja problemas de fadiga, o que levaria a paradas para manutenção e

aumento do custo de operação (SCHIJVE, 2009).

Algumas experiências desastrosas das duas primeiras filosofias mencionadas anteriormente deram prioridade para o uso do conceito de tolerância ao dano juntamente com a falha segura, também conhecida como múltiplo caminho de carregamento (FARAHMAND, 2001), ao invés do conceito de vida segura que se utiliza da curva S-N (tensão versus número de ciclos) e da falha segura que se utiliza da resistência residual (ZHANG, 2010; BRAGA, 2014).

Farahmand (2001) definiu a falha segura como um subgrupo da filosofia de tolerância ao dano, exemplificando-a com a trinca se propagando em uma casca de fuselagem e posteriormente sendo interrompida ou retardada por reforçadores (em preto na placa), como ilustra a Figura 1.2. A constante redução da tensão de ruptura no gráfico significa que a carga diminui com o aumento constante do deslocamento e da trinca ($2c$) e esta, ao atingir o reforçador, “ganha resistência” proporcionada pelos reforçadores.

Figura 1.2 – Casca de fuselagem com reforçadores.



Fonte: (FARAHMAND, 2001).

Apesar do crescente uso de materiais compósitos em componentes primários em aeronaves, ainda há necessidade do desenvolvimento de projetos confiáveis, visto que os compósitos da categoria dos laminados são susceptíveis a diversos tipos de danos, afetando, deste modo, a operação do componente. Dentre os diversos danos gerados por carregamentos cíclicos, a delaminação será tratada neste trabalho com profundidade e está inserida no conceito de filosofia de projeto de tolerância ao dano.

1.2 MOTIVAÇÃO

A vida segura baseada na curva S-N tem suas desvantagens à medida que se desconsidera o crescimento da trinca e requer inúmeros ensaios, pois apresenta larga dispersão. Somado a isso, ainda faz-se o uso do coeficiente de segurança maior que 1,5, multiplicado pela carga que define o limite de resistência à fadiga (ZHANG, 2010; BRAGA, 2014).

Para metais, a filosofia de tolerância a danos combinada com a filosofia de falha segura tem sido amplamente utilizada na aviação, com exceção de alguns outros componentes que requerem a filosofia de vida segura (SCHIJVE, 2009; ZHANG, 2010; BRAGA, 2014). No entanto, para compósitos ainda existe uma certa divergência sobre como interpretar e explicar o comportamento da trinca, como será visto nos próximos capítulos, que é a base fundamental para se adotar essa filosofia. Ainda segundo Braga et al (2014) é preciso se atualizar nas práticas de tolerância a danos em compósitos, visto que há uma demanda crescente por este material e a experiência acumulada com experiências mal sucedidas, como falhas e acidentes aéreos, ainda é raro.

Visto que, a prática da filosofia de tolerância a danos requer o conhecimento da taxa de crescimento de trinca e também que ainda não há um consenso de leis de propagação adequadas para compósitos em geral, esta pesquisa caminhou no sentido de se estabelecer algumas práticas voltadas para relacionar os mecanismos que determinam a velocidade de propagação com os parâmetros da mecânica da fratura linear elástica.

Outra lacuna a ser preenchida no comportamento da delaminação engloba os compósitos processados por moldagem por transferência de resina (RTM), que tem como especificidade a propagação de trinca em um sistema com alta fração volumétrica de fibras e baixa fração volumétrica de vazios. A compreensão do comportamento quanto ao carregamento interlaminar de materiais processados por RTM tem outra grande importância, devido ao processo ser empregado na produção de reforçadores do Boeing 787 e do Airbus A350 (KHAN, 2013).

1.3 OBJETIVOS E VISÃO GERAL DO TRABALHO

O principal objetivo do trabalho foi de determinar as contribuições dos modos de

propagação individuais I e II na delaminação em um corpo de prova submetido a carregamento axial em tração-tração em regime cíclico, como o que pode ser visto na Figura 1.3.

Figura 1.3 – Delaminação pela borda livre.



Fonte: (ALDERLIESTEN, 2013).

Para avaliar a delaminação em fadiga axial, pressupõe-se que há o desenvolvimento de delaminação no modo misto, o que exige o aprofundamento no estudo dos mecanismos de propagação de trincas pelos modos individuais I e II, os quais foram manufaturados via RTM com tecidos tramados ($0^\circ/90^\circ$).

Para o estudo foram obtidas as curvas de taxa de propagação ($da/dN \times G$) para os modos individuais I, II e misto e o processo de delaminação em fadiga axial pode ser explicado, decompondo a curva em contribuições dos modos individuais por critérios de falha.

Para o desenvolvimento da tese podem ser destacadas as seguintes etapas:

- ⇒ Revisão dos modelos de taxa de propagação de trinca e ajuste dos dados experimentais para os modos de propagação puros;
- ⇒ Explicação física dos parâmetros que compõem os modelos, com base em análises fractográficas;
- ⇒ Adoção de um modelo mais apropriado para os modos I e II;
- ⇒ Desenvolvimento de uma geometria apropriada para propagação de trinca interlaminar;
- ⇒ Estabelecer uma metodologia para construção do gráfico de taxa de propagação ($da/dN \times G$);
- ⇒ Aplicar um critério de falha apropriado para obtenção das contribuições de cada modo;
- ⇒ Explicação/comparação das contribuições de cada modo com os padrões fractográficos;

- ⇒ Comparação da decomposição via critério de falha com a solução analítica desenvolvida para a geometria denominada *Crack Lap Shear* (CLS).

Para que fosse possível esse tipo de estudo, foi utilizado como força motriz da trinca o parâmetro de energia G , da mecânica da fratura linear elástica, pois este lida com interfaces heterogêneas (matriz/fibra), que seria mais difícil de calcular com os fatores geométricos do parâmetro de intensidade de tensão K . Com o estabelecimento do parâmetro de controle de propagação da trinca pode-se aplicar na lei de Paris reformulada para os compósitos.

A pesquisa teve inicialmente a condução de ensaios de propagação de trinca nos modos I e II, iniciados na Universidade Técnica de Delft (*TU Delft*), em compósitos processados por RTM. Os estudos de propagação individualizados possibilitaram a obtenção de padrões de fratura característicos de cada modo, o que proporcionou o entendimento parcial dos mecanismos de propagação de trinca, conduzindo a adoção de uma lei empírica de taxa de propagação de trinca mais apropriada.

Durante o desenvolvimento da pesquisa foram investigadas as interações dos efeitos de carregamento na interface do compósito testado em ensaio de fadiga axial com as fraturas nos modos I e II, geradas no laboratório da *TU Delft*.

A forma de avaliação foi baseada na investigação fractográfica por técnicas de microscopia em corpos de prova ensaiados em fadiga em diferentes níveis de tensão. Os corpos de prova foram submetidos a carregamentos cíclicos até que se observasse uma extensão de trinca comparada com as obtidas nos modos I e II. Posteriormente, foram inspecionados por ultrassom para análise da extensão do dano e, então, seccionados para análise fractográfica.

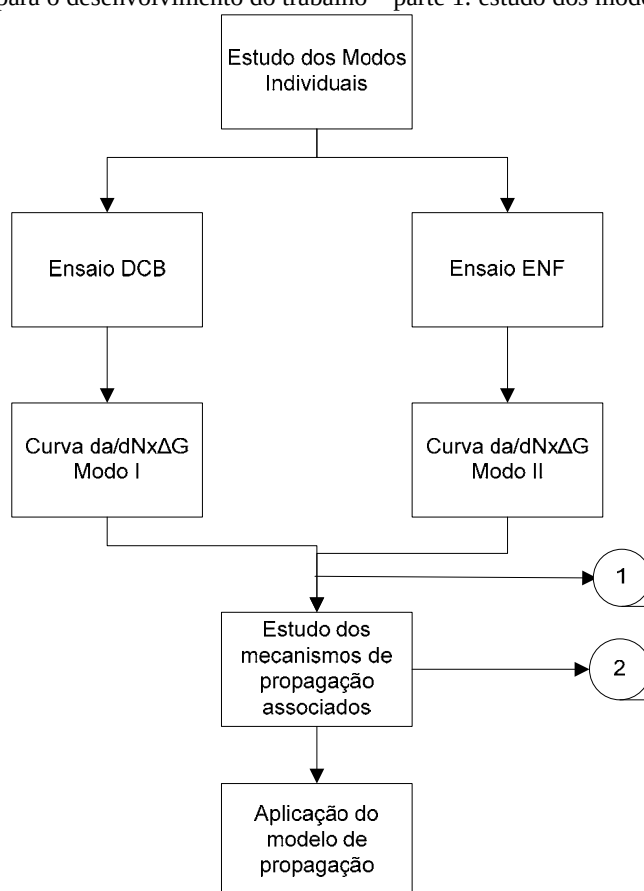
1.4 APRESENTAÇÃO DO TRABALHO

As Figuras 1.4 e 1.5 apresentam os fluxogramas representativos para o desenvolvimento do tema. Para tal finalidade o trabalho foi dividido em 5 seções:

1. Introdução: apresentação geral do trabalho;
2. Revisão da Literatura: abordagem do processamento do compósito via RTM; avaliação da qualidade do compósito via ultrassom; estado da arte do comportamento em fadiga de compósitos laminados; fundamentos para o cálculo de energia de propagação; e, por fim, uma

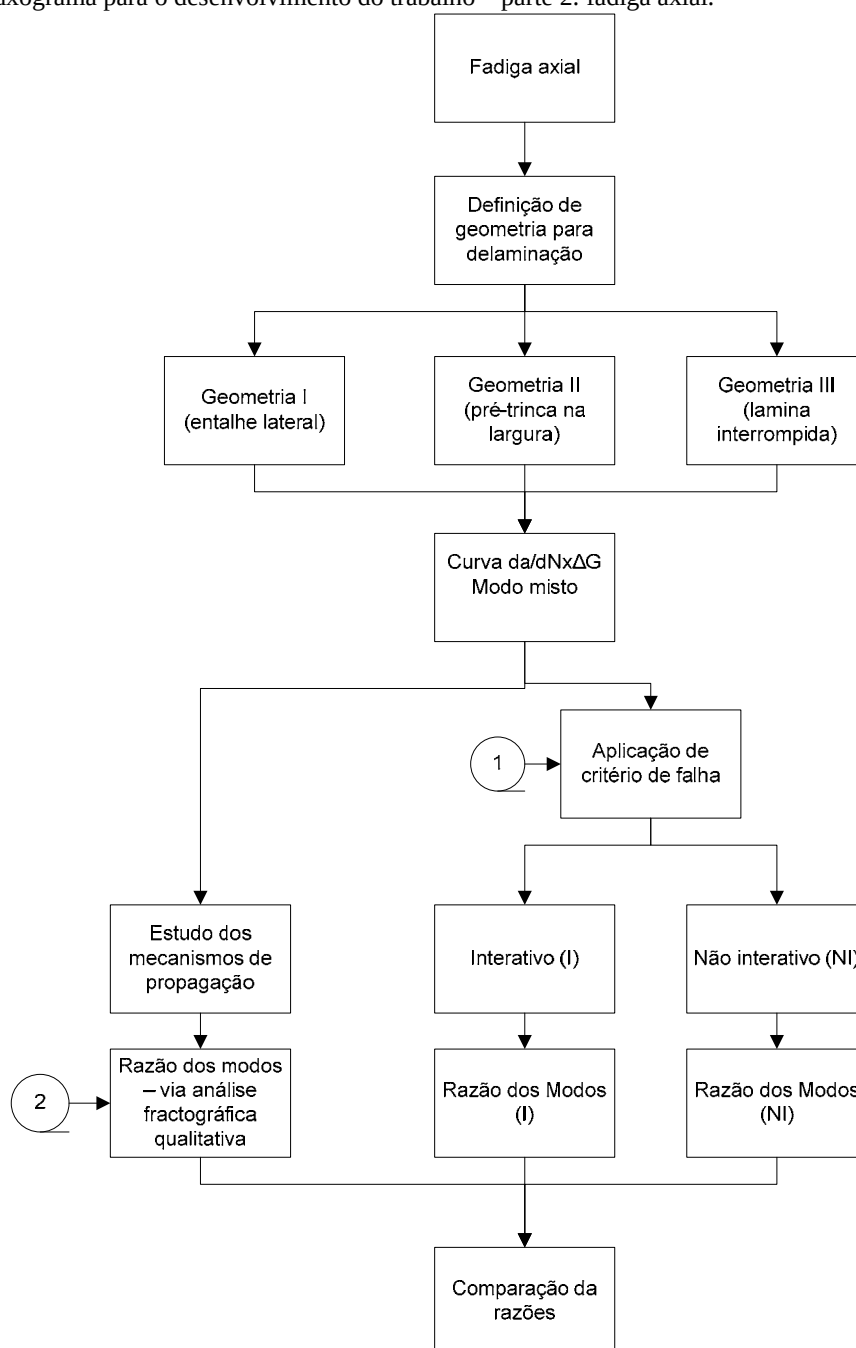
- parte dedicada aos mecanismos de propagação de trinca;
3. Materiais e Métodos: detalhamento da parte experimental, desde a obtenção do compósito até as caracterizações mecânicas e aplicação dos modelos estudados;
 4. Resultados e Discussão: engloba a parte de caracterização estática e cíclica, como também os resultados do desenvolvimento da geometria para carregamento axial para obtenção de delaminação bem definida;
 5. Conclusões: apresentação dos principais resultados e contribuições gerados no trabalho.

Figura 1.4 – Fluxograma para o desenvolvimento do trabalho – parte 1: estudo dos modos individuais.



Fonte: (do autor)

Figura 1.5 – Fluxograma para o desenvolvimento do trabalho – parte 2: fadiga axial.



Fonte: (do autor)

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 COMPÓSITOS PROCESSADOS VIA RTM

O progresso dos materiais estruturais para aplicações aeroespaciais leva em conta a eficiência no desempenho da aeronave, que inclui consumo de combustível e manutenção, o prolongamento da vida útil e o impacto ambiental. Como consequência, os materiais têm evoluído de simples madeira para ligas de alumínio, titânio e compósitos poliméricos, este contendo fibras de carbono de alta resistência (WILLIANS; STARKE, 2003).

Além do interesse nos compósitos poliméricos, o tipo de processamento empregado tem grande importância à medida que influenciam nas propriedades do material. A moldagem por transferência de resina (RTM) é um dos processos que tem atendido aos requisitos necessários para aplicação estrutural primária e tem ganhado popularidade em outros setores, como civil, automotivo e defesa (BICKERTON et al, 2010).

O processo RTM tem como característica a possibilidade de produção de peças em larga escala, devido ao curto ciclo de produção, a eliminação da emissão de voláteis, já que o processo utiliza moldes fechados, a produção de peças com geometrias complexas com bom acabamento nas duas superfícies e com excelente aproveitamento de material, tornando-se, assim, de grande interesse para a indústria aeronáutica (SHIINO, 2011).

No processo RTM utiliza-se a matriz termorrígida do tipo epóxi por apresentar alto desempenho como, por exemplo, excelentes propriedades térmicas e mecânicas. Para maiores detalhes dos materiais utilizados no processo RTM, como matrizes e tipos fibras, pode ser encontrado em trabalho de Shiino (2011).

A produção de peças pelo processo RTM pode ser realizada com tecido tanto bidimensional (mantas, tramados ou costurados) como tridimensional, que são conhecidos como *braidings 3D*. Os tecidos são cortados e colocados no molde, previamente preparado com desmoldante. Em seguida, a resina desgaseificada é injetada a uma pressão que pode variar de acordo com a permeabilidade do tecido. O vácuo é um parâmetro importante na remoção de bolhas formadas na frente de propagação de resina, além de direcionar o fluxo, promovendo uma impregnação mais eficaz. Após a injeção, o sistema é submetido a um ciclo de cura com

temperatura e tempo predeterminados, segundo o sistema de resina utilizado (BICKERTON, 2001; SHIINO, 2011).

A aplicação mais usual do processo RTM é destinada às peças com alto percentual em volume de fibras (maior que 50%), como é o caso dos componentes estruturais. Isso significa que os interstícios menores no tecido, parâmetro mais conhecido como permeabilidade ($\bar{K}$), aumenta a resistência ao fluxo de resina e, conseqüentemente, aumenta o ciclo de processamento. Uma possível solução para esse inconveniente seria o uso de uma pressão de injeção mais alta que, ao mesmo tempo, pode trazer como conseqüências imperfeições para o compósito como desalinhamento das fibras ou *fiber wash-out* (DELÉGLISE et al, 2005).

Um ciclo de injeção mais longo pode trazer como conseqüência o aumento da viscosidade da resina e o início do estágio de gelificação, antes do fim do processo de injeção. Considerando-se que, no processo RTM, a baixa viscosidade da resina, normalmente menor que 100 mPa.s, é requisito básico para a melhor impregnação em altas frações volumétricas de fibras, o ciclo de injeção deve ser em tempo adequado de forma a evitar esses problemas (SHIINO, 2011; DELÉGLISE, 2005).

Alguns dos problemas referentes à qualidade do compósito são pontos secos e impregnação irregular de resina. Os métodos de simulação numérica do fluxo de resina têm sido adotados como forma de evitar esses erros que ocorrem durante o processamento, já que o método experimental despende de tempo e dinheiro, levando-se em conta, ainda, que a usinagem e material para moldes de RTM são caros (MORREN et al, 2009).

2.2 ANÁLISE DA QUALIDADE DE COMPÓSITOS VIA ULTRASSOM

A integridade estrutural de qualquer tipo de material empregado na área aeroespacial é de fundamental importância para assegurar seu desempenho durante sua operação. Para garantir a integridade de componentes estruturais, ensaios não destrutivos têm sido empregados tanto para o controle de qualidade do processo, como também, durante os processos de manutenção (GORDON; CANUMALLA; TITTMANN, 1993).

Como foco de discussão, neste tópico foram trazidas à tona as técnicas de ultrassom praticadas nesta pesquisa: o método por pulso-eco (PE), implantado e em desenvolvimento no DMT/FEG/UNESP; e o método por transmissão (TT), o qual já tem todo o procedimento

implantado no TUDelft/Faculty of Aerospace Engineering/Structural Integrity Laboratory (DASML), tanto para placas planas como para peças estruturais curvas.

Na técnica por PE, os *gates* posicionados no gráfico de *A-scan* fazem a leitura dos pulsos eletrônicos dos ecos. Eles são distribuídos ao longo da espessura do laminado, sendo que a largura do *gate* corresponde a uma fatia do laminado e podem ser empregados até 12 *gates* distribuídos ao longo da espessura (GORDON, 1993; SHIINO, 2011). No método por transmissão, dois transdutores com foco ou plano são usados e, portanto, a leitura da atenuação é realizada quando o ultrassom atravessa a espessura, não tendo a interferência do acabamento da superfície do laminado, em outras palavras, o eco de fundo não interfere na leitura, como no método por PE (GORDON; CANUMALLA; TITTMANN, 1993).

Na análise de ultrassom por transmissão, a onda é refletida quando incide em um vazio ou delaminação, o que diminui a amplitude da onda ao chegar no transdutor de leitura (COENEN, 1998).

São muitas as características do transdutor que influenciam na sensibilidade para detecção de pequenos defeitos, tais como, o diâmetro do feixe do som e o comprimento de onda. Por exemplo, quando um pequeno defeito é detectado por um feixe largo, somente um percentual desse feixe sofre atenuação, no entanto, em um feixe estreito esse percentual aumenta (COENEN, 1998).

Segundo Coenen (1998), as técnicas fornecem a atenuação média, a qual indica o módulo de elasticidade do material e mudanças na espessura. Já o desvio padrão da atenuação, pode indicar a falta de homogeneidade do material.

Para um melhor entendimento das características de propagação da onda ultrassônica em meios elásticos, um exemplo de incidência perpendicular da onda em um meio de impedância acústica Z_1 para um meio Z_2 pode ser avaliada segundo a lei de Snell. Quando os meios são parecidos ($Z_2 \approx Z_1$), há praticamente a completa transmissão da onda, porém quando os meios são completamente diferentes, e.g. água (Z_1) e ar (Z_1), há completa reflexão do som.

Devido às características da onda em interagir com diferentes meios, ela é capaz de detectar defeitos, os quais possuem impedância acústica distinta do material em análise. Este fato tem conduzido aos estudos que correlacionam o conteúdo de vazios com as mudanças nas propriedades mecânicas dos compósitos. Essas correlações proporcionam a formulação de

equações empíricas, que preveem as variações nas propriedades mecânicas com as medições das ondas ultrassônicas (MOURITZ; TOWNSEND; KHAN SHAH, 1998).

Outras mudanças nas características das ondas ultrassônicas estão correlacionadas com o grau de cura e as condições da interface fibra matriz (STONE; CLARKE, 1975). Essa última característica foi observada em compósitos expostos em água, que degradaram a interface fibra/matriz e, conseqüentemente, mudaram as características das ondas ultrassônicas, as quais foram avaliadas em termos de: coeficiente de variação (CV), que é a razão do desvio pela média da atenuação; com o desempenho mecânico; e o tempo de exposição em água. Tal comparação forneceu boa correlação entre os resultados (ISHAI; COHEN, 1980).

Mouritz et al (1998) também apontam certas interferências na técnica por pulso-eco como o efeito da rugosidade na superfície do material, quando observado no gráfico A-scan, o qual produz grupos de ecos, ou o acoplamento inadequado entre transdutor e o material em análise. O fato do som passar duas vezes para leitura da atenuação, entretanto melhora a sensibilidade na detecção de baixa fração volumétrica de vazios (<3%), utilizando baixas frequências de onda (<2,5 MHz), em comparação com a técnica por transmissão (GRELSSON, 1992).

As atenuações podem ser calculadas pelas impedâncias acústicas dos materiais envolvidos, como a água e o material em análise. Isto considerando a incidência do som normal ao material de geometria plana. Quando a planeza do material é comprometida, deve-se considerar as perdas por reflexão (STONE; CLARKE, 1975).

A impedância acústica do compósito (Z) tem suas características modificadas quando há presença de vazios, devido à mudança da velocidade e da massa específica do material o que modifica, conseqüentemente, a atenuação no local (STONE; CLARKE, 1975).

Para medições mais precisas de sinais de atenuação, é necessário considerar que alterações de 1°C na temperatura da água causam modificações no tempo de trânsito do sinal, podendo causar erros de interpretação (STONE; CLARKE, 1975).

Na técnica por PE é possível construir imagens 3D a partir dos gráficos de A-scan, pois estas fornecem a profundidade do defeito, em conjunto com as imagens de C-scan. Devido às inúmeras interferências causadas pelo material compósito, a análise fica comprometida assim como a detecção da profundidade do defeito (KAZY; SVILAINIS, 1997). A construção de imagens 3D é realizada posicionando-se os *gates* eletrônicos no gráfico de A-scan ao longo da escala de tempo, que corresponde a determinada espessura do compósito (LIU et al, 2006).

2.3 FADIGA EM COMPÓSITOS

Esta seção foi desenvolvida com a intenção de mostrar, de maneira geral, algumas abordagens relacionadas à fadiga em compósitos. Os estudos se restringem a casos em que se tem carregamentos cíclicos em amplitude constante.

Ao longo das últimas décadas, os compósitos laminados têm sido estabelecidos como tolerante a danos para aplicação em estruturas primárias em aeronaves (PATELAKIS; KYRIAKAKIS; PAPANIKOS, 2008), pois são reconhecidos por manterem a sua integridade estrutural mesmo sofrendo múltiplos danos. A definição de integridade estrutural, por sua vez, é a habilidade de uma estrutura em manter-se funcional sob aplicação de carregamentos cíclicos (TALREJA, 2006). Apesar disso, o conceito de projeto por tolerância a danos em estruturas primárias de compósitos está longe de ser formulado e introduzido, segundo Patelakis et al (2008).

A vida em fadiga nos compósitos tem sido avaliada pelo seu comportamento fenomenológico, baseado em curvas *S-N*. Outros modos de se avaliar compósitos podem ser realizados com base na medição de danos como: rigidez, densidade de trinca, tamanho da trinca, entre outros. Por exemplo, o efeito de *R* (razão de tensão) pode ser avaliado com a inclinação da curva em um gráfico de energia (*G*) pela medida da taxa de propagação da trinca (SHAHVERDI; VASSILOPOULOS; KELLER, 2012).

O modelo de vida em fadiga baseado na curva *S-N*, muito utilizado em metais, tem seu uso limitado à aplicação no conceito de vida segura em compósitos, deixando a desejar quando é preciso avaliar a progressão de danos durante a vida em operação (PASCOE, ALDERLIESTEN, BENEDICTUS, 2013).

Os danos em compósitos se desenvolvem de forma complexa e envolvem uma série de outros mecanismos como: falha por adesão; trincas na matriz; delaminação e ruptura da fibra (FOUND; QUARESIMIN, 2002). Ainda segundo Found e Quaresimin (2002), os danos em compósitos em fibra de carbono ou vidro seguem uma lei não-linear como exemplificado na equação (2.1).

$$d = \left(\frac{n}{N} \right)^{\alpha} \quad (2.1)$$

Em que N é a vida em fadiga em uma dada tensão σ , n é o número de ciclos na tensão σ , e α é uma função da tensão aplicada.

O comportamento da vida em fadiga, na maioria dos materiais, é estudado pela curva tensão por número de ciclos ($S-N$). A curva $S-N$ para materiais compósitos com fibras unidirecionais é dividida em três regiões distintas de tensão e ciclos. Em altas tensões, a vida em fadiga é curta (<200 ciclos) e é dependente da resistência média das fibras ou da distribuição desta. Entre $200 < N < 10^6$ ciclos ocorrem as microtrincas na matriz, o que conduz às falhas preferenciais nas fibras. Acima de $N > 1 \times 10^6$ ciclos, a tensão imposta está abaixo daquela necessária para a iniciação de microtrincas na matriz e a falha nessa região não ocorre (DHARAN, 1975). Algumas variáveis que interferem no perfil da curva $S-N$ podem ser citadas: orientação das fibras, fração volumétrica dos componentes, ordem de laminação, razão de aspecto para fibras curtas, entre outras (DHARAN, 1975; SHIINO, 2011).

Com o crescente valor de R , dada uma tensão máxima, foi observada uma maior vida em fadiga, o que pode ser atribuída a uma menor amplitude de tensão (REIS et al, 2009). A escolha da frequência de aplicação da carga cíclica senoidal altera a análise da vida do compósito, devido ao comportamento viscoelástico, considerando um polímero termorrígido, e ao aumento da frequência que pode mudar o ensaio para não isotérmico (REIS, 2009; DHARAN, 1975).

Em aplicações práticas, o valor de R e a amplitude de tensão (σ_a) não seguem um valor constante. Nos aviões, a amplitude de carregamento varia de acordo com a função que ele exerce, por exemplo; um avião de transporte possui um espectro de carregamento mais contínuo, enquanto que um avião de combate terá um espectro de carregamento em blocos com maior variação da amplitude. Essa variação de amplitude pode ser prevista pela regra de Palmgren-Miner, que leva em conta que qualquer dano gerado a cada ciclo é independente dos carregamentos anteriores (CARLSON; KARDOMATEAS, 1996).

Devido à complexidade que os danos se desenvolvem em compósitos, há grande necessidade de geração de dados experimentais e regras de projeto para que o projetista seja capaz de prever a vida em fadiga sob carregamentos multiaxiais e com amplitudes variáveis. A falta de um modelo de predição faz com que o projetista adote o conceito de projeto de vida segura, o que implica em adoção de fatores de segurança altos, resultando em aumento de peso e aumento de custo para a estrutura (FOUND; QUARESIMIN, 2002).

A susceptibilidade à delaminação de compósitos em solicitações dinâmicas, em serviço,

tem sido a maior restrição para aplicações em estruturas primárias em aeronaves. Este fato pode ser exemplificado com valores altos do expoente $\beta > 3$ na equação (2.2), que indica rápido crescimento da trinca, o que tem levado a pesquisadores e projetistas a adotarem valores de tensão ou energia (caso da mecânica da fratura) em que a trinca não cresce (HARRIS, 2003).

Na equação (2.2), o coeficiente A é definido como uma constante do material, porém pode ser entendido como uma fonte que varia de amostra para amostra e na própria amostra, de acordo com Akita et al (1986), a fração da/dN é a taxa de propagação, e o expoente β é entendido como determinístico.

A equação (2.2) será amplamente aplicada nos dados experimentais, com modificações no parâmetro energético G obtido pela mecânica da fratura.

$$\frac{da}{dN} = A(G_{\max})^{\beta} \quad (2.2)$$

2.4 CARACTERÍSTICAS E CONCEITOS ENVOLVIDOS EM FADIGA AXIAL (TRAÇÃO-TRAÇÃO)

Este capítulo introduz ao leitor conclusões e conceitos envolvidos no processo de fadiga de corpos de prova planos, submetidos a carregamento axial. Este tópico é, particularmente, importante, pois insere os aspectos da problemática da tese: o comportamento de compósitos em fadiga axial, o que ajudará a desenvolver uma geometria apropriada para identificar os modos de propagação de trinca que agem na delaminação axial, fator que reduz a vida em fadiga do compósito.

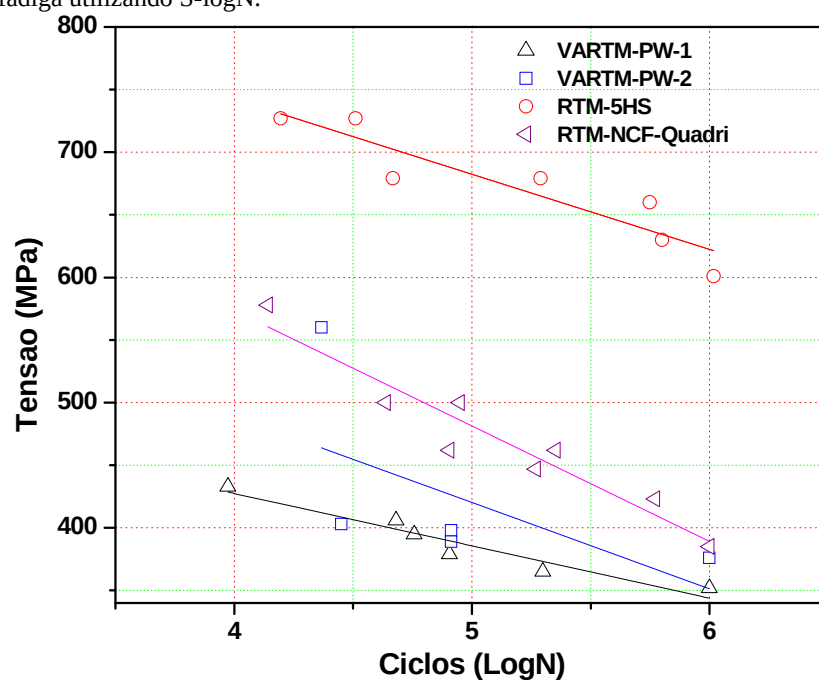
Aplicações de carregamentos em tração uniaxial promovem o surgimento das trincas transversais, elevando, conseqüentemente, a concentração de tensões interlaminar na ponta da trinca (REBIÉRE; GAMBY, 2008). Segundo Alderliesten (2013), a sequência de empilhamento tem grande influência na densidade e saturação das trincas formadas, o que afeta, desse modo, a força motriz para o desencadeamento da delaminação. O autor descreve a delaminação em carregamento axial nos corpos de prova sem concentrador de tensão, que apresenta a delaminação nas bordas livres em direção ao centro. Quando em tração, portanto, predomina-se o carregamento em cisalhamento entre as lâminas adjacentes.

Neste ensaio, sem concentrador de tensão, são observados grandes espalhamentos na

curva S-N (tensão versus ciclos) ou $S\text{-}\log N$ para compósitos laminados, como mostra a Figura 2.1, e também a associação de cada curva para diferentes tipos de empilhamento. Portanto, a adoção de tensão no laminado pode não fornecer as informações necessárias para a descrição dos mecanismos de danos associados para cada empilhamento (ALDERLIESTEN, 2013). Para isso, Alderliesten (2013) sugere a adoção da mecânica da fratura para a descrição dos mecanismos de danos até a fratura do material e não da tensão, a qual considera que algum fenômeno está ocorrendo, mas não o descreve.

O espalhamento mencionado se refere à dificuldade de se achar um limite de resistência à fadiga para os compósitos, o que difere dos metais que tem vida em fadiga, e dificulta a adoção desse recurso para previsão de vida em fadiga de compósitos laminados (NATARAJAN; GANGARAO; SHEKAR, 2004).

Figura 2.1 – Vida em fadiga utilizando S-logN.



Fonte: (do autor).

Dados experimentais têm se ajustado melhor a modelos exponenciais de previsão de vida em fadiga, como o da equação (2.3), proposto por Hashin e Rotem, do que a lineares como os anteriormente mencionados, ressaltando que há mudanças de comportamento dependendo do tipo de laminado (FOUND; QUARESIMIN, 2002).

Na equação (2.3), n_1 se refere ao número de ciclos restantes até a falha ocorrer em N_1 em uma determinada tensão σ_1 .

$$\left(\frac{n_1}{N_1} \right)^{\left(\frac{1 - \frac{\sigma_1}{\sigma_{uts}}}{1 - \frac{\sigma_2}{\sigma_{uts}}} \right)} + \frac{n_2}{N_2} = 1 \quad (2.3)$$

Os resultados de resistência à fadiga com amplitude variável tentam retratar a realidade encontrada em aplicações práticas, porém uma grande quantidade de dados está relacionada à amplitude constante de carregamento, seguindo os procedimentos da norma ASTM D3479/3479M.

Diante desse tipo de análise, é difícil certificar em que ponto a falha no corpo de prova pode ser considerada, ou como pode se adotar um critério de falha. Por exemplo, podem ocorrer delaminações em 1×10^5 ciclos e fratura final com 1×10^6 ciclos. Assim, estabelecer um critério de falha baseado na propagação de uma única trinca pode conduzir a uma avaliação mais conveniente para os compósitos (DHARAN, 1975; CALRSON, 1996).

Para o estudo proposto neste projeto, fadiga axial em corpo de prova plano especificado pela ASTM D 3479/D 3479 M-01, é necessária a realização da decomposição da taxa de energia de deformação para os modos de propagação envolvidos. Neste ensaio, em particular, considera-se a contribuição de cada modo (I, II e III). Para isso, Rebière et al (2008) indicaram os tensores de tensão envolvidos para cada modo de propagação e também o carregamento associado para um laminado com interface de $0^\circ/90^\circ$, conforme indicado na Tabela 1.

Tabela 2.1 Modos de propagação associados a carregamentos e tensores de tensão.

Modo	Trinca transversal	Trinca longitudinal
I	$\sigma_{xx}^{(90)}$	$\sigma_{yy}^{(0)}$
II	$\sigma_{xz}^{(90)}$	$\sigma_{yz}^{(0)}$
III	$\sigma_{xy}^{(90)}$	$\sigma_{xy}^{(0)}$

Fonte: (REBIÈRE; GAMBY, 2008)

Na Tabela 2.1, o plano xy é o plano do laminado plano e a coordenada z está perpendicular ao laminado.

Neste tipo de ensaio, a delaminação é de difícil acompanhamento/monitoramento no avanço da delaminação em compósito de carbono epóxi, o que tem levado os pesquisadores a acompanhar essa progressão de danos pelas mudanças do módulo de elasticidade, que tem relação direta com a energia dissipada com a propagação da trinca (WEN; YAZDANI, 2007).

2.5 ENERGIA ENVOLVIDA NA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS E RELAÇÕES COM TAXA DE PROPAGAÇÃO

O último parágrafo da seção anterior introduz um dos métodos, utilizado neste trabalho, para associar danos à redução do módulo de elasticidade e que tem relação direta com o conceito de energia da mecânica da fratura linear elástica, abordada nesta seção.

A ideia de se usar a energia como critério de falha em um corpo de prova com pré-trinca foi formulado por Griffith, que diz que há uma densidade de energia (γ_s) necessária para criação de uma nova superfície de trinca elementar (PASTOUKHOV; VOORWALD, 1996).

A medida de delaminação é considerada um método importante para avaliação de compósitos, tanto para avaliação da resistência mecânica como para estabelecer a tolerância ao dano. Neste caso, essa medida é expressa em tenacidade à fratura (G_{Ic}) e este valor é medido em taxa de liberação de energia na deformação (SERR) no processo de iniciação da trinca e delaminação (KENANE et al, 2011). Esse tipo de caracterização é útil para avaliar as propriedades dominadas pela matriz em relação à tenacidade e à tolerância ao dano (BRUNNER; BLACKMAN; DAVIES, 2008).

Apesar do modo I de propagação ter sido amplamente estudado e seu ensaio padronizado, ainda há certo espalhamento dos resultados, devido a erros na medição do tamanho da trinca. Uma alternativa é a utilização da integral J , que é baseada também no conceito de energia. O resultado da integração na área circunscrita na ponta da trinca, onde as forças são distribuídas para um incremento de trinca da é mostrado na equação (2.4) (BIEL; STIGH, 2008). Nesta expressão, θ é o ângulo de rotação do braço do corpo de prova, P é a força aplicada e B é a largura do corpo de prova.

$$J = \frac{2P\theta}{B} \quad (2.4)$$

Ainda em fase de padronização do procedimento para realização do ensaio de cisalhamento puro (modo II), as geometrias dos corpos de prova ainda passam por modificação, porém recentemente nota-se que há uma convergência para as dimensões finais do corpo de prova (MORAIS, 2004; O'BRIEN, 2010). No entanto, ainda há grande divergência dos resultados gerados em diferentes laboratórios: quanto a empilhamentos semelhantes. E se realizado em laminados multidirecionais, a propagação não é muito clara, ocorrendo saltos e mudanças para interfaces vizinhas. Para evitar a influência de outros modos de carregamento, o autor sugere a redução do termo $D_c = D_{12}^2 / (D_{11}D_{22})$, que são os termos da teoria clássica da laminação, assim como a utilização de maior razão h/L (espessura e comprimento, respectivamente) para evitar grande deslocamento no ponto de carregamento (MORAIS, 2004).

A obtenção da taxa de liberação da energia para configuração de flexão em três pontos é baseada na variação do inverso da rigidez com o aumento da trinca, conforme a equação (2.5). Assim como no modo I de propagação da trinca, é possível calcular o módulo de flexão pelo método MBT, equação (2.6), na qual $C=\delta/P$, B é a largura, $2L$ a distância entre os apoios e $2h$ a espessura. O subscrito 0 na equação (2.6) indica início da trinca (MÓLLON et al, 2012).

$$G_{II} = \frac{P^2}{2B} \frac{\partial C}{\partial a} \quad (2.5)$$

$$E_f = \frac{3a_0^3 + L^3}{8BC_0 h^3} \quad (2.6)$$

A dependência do inverso da rigidez (C) com tamanho da trinca pode ser obtida experimentalmente ou pela teoria da viga como mostrado na equação (2.7).

$$C = \frac{(2L^3 + 3a^3)}{8E_x^b B h^3} \quad (2.7)$$

Na equação (2.7) E_x^b é o módulo de flexão e a é o tamanho da trinca.

Segundo Carlsson et al (1986), o ensaio no modo II de delaminação, energia adicional é consumida no atrito entre as superfícies já cisalhadas, acrescentando um erro na medição de energia do incremento de trinca. O mesmo autor investigou a energia envolvida no atrito das

superfícies (W_F) com trincas e recalculou a energia crítica para o crescimento unitário de trinca baseado no critério de Griffith. A contribuição da energia de atrito, no entanto não passa de 2%, o balanço de energia se encontra na equação (2.8), em que W é o trabalho externo e U é a energia elástica.

$$\frac{dW}{dA} - \frac{dU}{dA} > G_{IIc} + \frac{dW_F}{dA} \quad (2.8)$$

Outras dificuldades relatadas são com relação à propagação instável da trinca e a difícil visualização do valor crítico para esse modo de propagação, sendo recomendada a utilização do diagrama $F \times \delta$ para detecção do ponto de não linearidade ou quando esse ponto não é perceptível a utilização do ponto de intersecção de uma curva com inclinação de 5% com relação a curva experimental (MARTIN, 1996).

Em estudos de comportamento no modo II em fadiga, são encontradas dificuldades na medição de G_{II} como também ocorre no ensaio estático. Desse modo, a determinação de $G_{II\max}$ é realizada com a variação do inverso da rigidez. Assim, é possível determinar os termos da equação de Paris (FERNANDÉZ et al, 2013).

A adoção da energia de propagação de trinca (G) da mecânica da fratura linear elástica (LEFM), previamente definida, foi empregada como parâmetro de similaridade. Sendo uma escolha apropriada, pois considera a geração do dano ao invés das condições de carregamento e a arquitetura do laminado (ALDERLIESTEN, 2013).

Antes de prosseguir com a já disseminada energia derivada da Mecânica da Fratura Linear Elástica (do inglês LEFM), a energia de propagação foi definida também com a ideia da energia interna (U) despendida em tensão axial de tração ($R > 0$) pelo número de ciclos e dividindo a curva em três estágios, como usualmente realizado nas curvas $S-N$. O segundo estágio foi considerado de maior importância, pois representa cerca de 70-75% da vida do compósito, em termos de danos significa trincas na matriz e subsequentes trincas intralaminas (NATARAJAN; GANGARAO; SHEKAR, 2004).

Na avaliação da vida em fadiga de Natagan et al (2004) faltou relacionar a energia envolvida ao aumento da trinca como no critério de Griffith e assim estabelecer parâmetros que controlam o crescimento da trinca, como por exemplo ΔK , ΔG , $G_{\max}$, etc.

Uma vez escolhido o parâmetro de similaridade, agora é preciso definir as condições de similaridade, como por exemplo, a adoção de G_{max} , ΔG , entre outros. Isso para evitar algumas interpretações erradas, que podem ocorrer quando se adota diferentes razões de tensão. Por exemplo, quando a curva $da/dN \times \Delta G$ é construída, a taxa de crescimento da delaminação parece crescer com o valor de ΔG , negligenciando o efeito da tensão na ponta da trinca, similar com materiais metálicos.

A comparação mais apropriada com os fatores de intensidade de tensão na ponta da trinca (ΔK) mais conhecida como similaridade (*similitude*) aos materiais metálicos é a adoção da expressão na equação (2.9), que pode ser facilmente demonstrada com o princípio da superposição linear. Esta considera somente o efeito da amplitude de tensão e não a tensão média, como o mais recorrente $\Delta G = G_{max} - G_{min}$ (RANS; ALDERLIESTEN; BENEDICTUS, 2011).

$$\Delta G_{eff} = (\sqrt{G_{max}} - \sqrt{G_{min}})^2 \quad (2.9)$$

Na equação (2.9), ΔG_{eff} relaciona de forma direta a variação de carregamento ΔP via analogia de $\sqrt{G} = \alpha K$.

Delaminações locais causadas por carregamento cíclico podem ser quantificadas pela máxima intensidade de liberação de energia (G_{max}) em analogia a lei de Paris para propagação de trinca em metais (ZHANG, 2012; CALRSON, 1996).

Os fatores que influenciam na delaminação ainda estão em plena discussão como, por exemplo, a razão de tensão, tensão máxima, tensão média ou variação da tensão. A equação (2.10) retrata um exemplo de delaminação quando se tem um fator de sensibilidade γ ($0 < \gamma < 1$) que indica contribuição maior da tensão quando há aumento de γ e ao contrário, em caso de diminuição de γ quando há contribuição da tensão média (PASCOE at al, 2013).

Na equação (2.10), n é o expoente para as variáveis independentes, que são os fatores de intensidade de tensão K_{max} e ΔK .

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K^{(1-\gamma)n} K_{max}^{\gamma n}) \quad (2.10)$$

Outra razão da formulação da taxa de crescimento da trinca é baseada na superação da variação do *threshlod* da trinca do fator de intensidade de tensão (ΔK_{th}) pela variação do fator de

intensidade de tensão aplicado (ΔK) como é mostrado na equação (2.11). Em que D e A são constantes e Δk é a força motora de propagação da trinca, em que K pode ser substituído por G (SERR) como mostrado na equação (2.11) (JONES et al, 2012).

$$\frac{da}{dN} = D \left(\frac{(\Delta K - \Delta K_{th})}{\sqrt{1 - (K_{max} / A)}} \right)^\alpha = D(\Delta k)^\alpha \quad (2.11)$$

Essa aproximação pode ser útil quando a trinca inicial é pequena o que pode não seguir a lei de Paris, ou seja, a região subcrítica pode ser caracterizada assim como a região de crescimento rápido em referência ao valor A sendo a tenacidade a fratura do material. O modelo proposto reduz o expoente α a valores comparados a metais permitindo o uso do conceito de tolerância a danos para fins de projeto (JONES et al, 2012).

2.6 FADIGA EM TECIDOS TRAMADOS DE COMPÓSITOS LAMINADOS

As características de fratura e os mecanismos de danos nos compósitos tramados são assuntos ainda pouco conhecidos, especialmente quando se trata do comportamento em regime cíclico. Aqui foram relatados alguns estudos nestes materiais que, posteriormente, nas análises de resultados poderão auxiliar na interpretação do comportamento da trinca no tecido 5HS estudado neste trabalho.

O emprego de tecidos tramados em compósitos laminados tem crescido na aplicação de estruturas de engenharia, devido à boa característica de dobramento ou conformação (sem formação de vincos) e por sua elevada tolerância ao dano. No entanto, as predições baseadas em modelamento numérico de tecidos tramados ainda não são confiáveis e requerem a avaliação do acúmulo de danos e a dissipação de energia envolvida (LISLE et al, 2013).

Para entender o processo de danos em tecidos é preciso saber que, como característica natural, os tecidos tramados apresentam uma variabilidade nos espaçamentos dos cabos como também as dimensões. Outros parâmetros que podem afetar a geração de danos são orientação e empacotamentos locais (DAGGUMATI et al, 2010). O mesmo autor também chama a atenção de tensões residuais térmicas, que atuam nas ondulações do tecido que podem afetar o comportamento na falha.

As metodologias para medida de tenacidade à fratura são normalmente recomendadas para compósitos unidirecionais, porém há trabalhos em que compósitos reforçados com tecidos tramados foram ensaiados, como em Joshi e Dikshit (2012), sendo a propagação de trinca descrita nos próximos parágrafos.

O acúmulo de danos em compósitos com tecido tramado é significativamente diferente de compósitos com fibras unidirecionais, principalmente em carregamentos cíclicos. Um fator complicador em análises por elementos finitos é sua célula unitária consideravelmente maior que a da unidirecional (HANSEN, 1999).

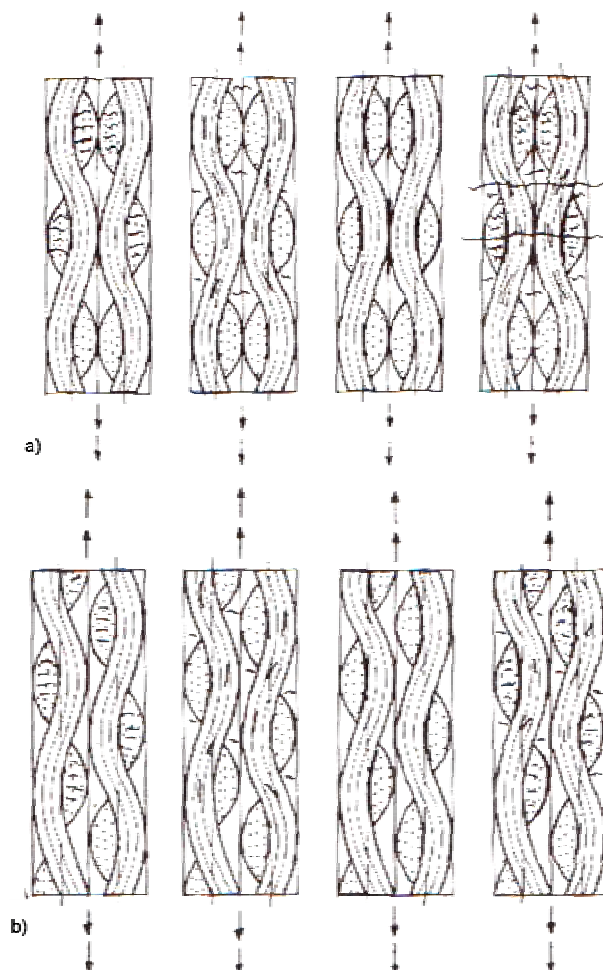
O comportamento da trinca varia de acordo com o tipo de tecido utilizado, no caso de tecidos tramados uma característica de trinca intermitente pode ser observada, chamado de formato de dente de serra quando analisado no gráfico de $G_I \times a$. A trinca neste caso pode seguir dois caminhos: o interlaminar e o intralaminar (EBELING et al, 1997).

Um diagrama idealizado da progressão de danos em um compósito laminado tramado é representado na Figura 2.2a e 2.2b. O acúmulo de danos ocorre com microtrincas nos cabos perpendiculares à aplicação de tensão, seguido de trincas nos cabos axiais e trincas interlaminares simultaneamente. À medida que ocorre a saturação das microtrincas, inicia-se o processo de crescimento da trinca por cisalhamento na trama e em consequência a delaminação (HARRIS, 2003). A explicação pode ser muito específica, pois não são mencionados fatores que podem alterar essa sequência de eventos como: fração volumétrica de fibras, carregamento para baixo ciclo, entre outros.

Em carregamentos estáticos de tração-tração também são observados danos que se iniciam na trama que, posteriormente, migram para a interface trama-urdume na área ondulada (BIZEUL et al, 2011).

Em superfícies irregulares, como a apresentada pelo tecido do tipo 5HS, alguns autores sugerem a adoção do modelo que inclui o efeito de “*bridging*”, que é a resistência adicional a delaminação, causada pelas pontes de fibras. Este efeito somente é considerado quando a delaminação ocorre no encontro das duas faces com o urdume predominante. No caso do tecido *plain weave* adota-se o modelo que considera a ondulação da trama (YOSHIOKA; SEFERIS, 2002).

Figura 2.2 – Representação do acúmulo de danos: a) tramas alinhadas; b) trama desalinhada.

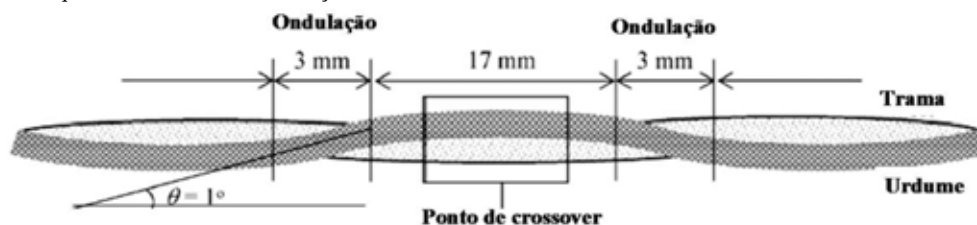


Fonte: (HARRIS, 2003).

Yoshioka e Seferis (2002) mencionam que a falha em tecidos ondulados ocorre nesta região como também a maior parte dos danos, estes por falha de adesão ou trincas transversais.

Com relação a carregamentos cíclicos tração-tração uniaxial, Nishikawa et al (2006) testaram diferentes tecidos com variação no espalhamento das fibras do cabo que é interlaçado, o que levou à variação do ângulo da ondulação. O aumento desse ângulo gerou um maior acúmulo de danos interlaminares, as quais foram provenientes da ondulação do tecido após o ponto de intersecção da trama e urdume, como indicado na Figura 2.3 (*crossover point*).

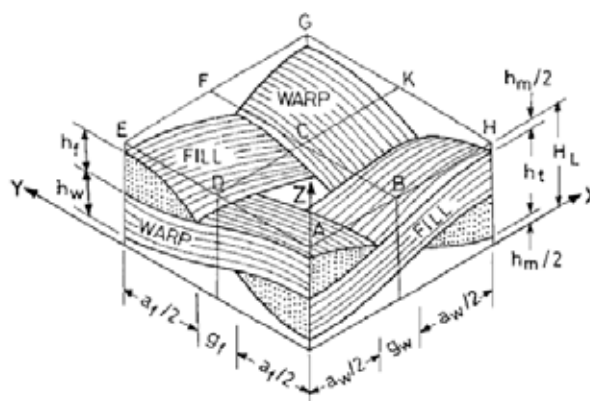
Figura 2.3 – Esquema do local de nucleação em trinca.



Fonte: (NISHIKAWA, 2006).

Foi verificado também que a forma como as camadas são empilhadas afeta o espalhamento dos resultados de tenacidade à fratura (G_C). Um exemplo é quando as seções de trama (*fill*) e urdume (*warp*), representado na Figura 2.4, se deslocam sobre a outra interface durante a manufatura (NAIK at al, 2002). Neste caso, entende-se a variação de a_f (trama) sobre outra trama fixa.

Figura 2.4 – Representação de uma célula elementar de tecido tramado (RVE).



Fonte: (NAIK at al, 2002).

Ao examinar o comportamento da propagação da trinca no modo I, Arguêles et. al. (2010) verificaram a diminuição da taxa de crescimento da trinca, devido à formação de ligações de fibras adjacentes, adotando-se como parâmetro de controle força constante. É importante notar o aumento da flexibilidade da região delaminada, à medida que a trinca se propaga. Ainda na região microscópica da trinca, detalhes da arquitetura da fibra ditam o comportamento da trinca como: propriedades da matriz (domínio 1), força motora da trinca (domínio 2) e características da fratura interlaminar (domínio 3) (SHIVAKUMAR at al, 2006). Em compósitos tramados, o mesmo autor apresentou algumas fraturas intrínsecas como separação dos cabos e divisão das camadas.

Em corpos de prova impactados com danos não visíveis (BVID), Hansen (1999) observou que uma única frente de trinca se propaga na seção transversal a partir do concentrador de tensão causado pelo impacto.

2.7 MODO MISTO I/II DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS

Neste tópico são abordadas algumas leis do modo de propagação de trinca no modo misto, que têm suas importâncias quando se utilizam compósitos laminados multiaxiais e que retratam aplicações realísticas de componentes estruturais, em que se atuam combinações dos modos de propagação I e II, como exposto por Kenane e Benzeggagh (1997). Nestes compósitos, a trinca se propaga em modo misto, a qual é dependente do tamanho da trinca (BLANCO et al, 2004).

Em configuração de CLS (*cracked lap shear*), ou melhor interpretado/traduzido, como delaminação por cisalhamento em camada interrompida, para induzir modo misto de propagação, Ramkumar e Whitcomb (1985) mostraram que não há diferenças das proporções dos modos I e II com tamanho da delaminação na mesma condição de carregamento, porém os autores não reportaram que há variações dos modos de propagação quando diferentes cargas são empregadas, sugerindo diferentes mecanismos.

Situações em que é induzido modo misto de propagação na ponta da trinca ocorrem quando há diferença nas orientações das fibras na interface, o que gera diferença na razão de Poisson, conseqüentemente, ocorre a tensão de cisalhamento quando o material é carregado em tração e vice-versa. A diferença das propriedades dos materiais na interface é caracterizada pelo parâmetro de diferença elástica β^* (CHARALAMBIDES et al, 1991).

Um dos desafios para aplicação da mecânica da fratura é identificar uma lei apropriada da combinação de abertura da trinca nos modos I e II, de forma a analisar a resistência de laminados compósitos (ARMANIOS, 1996). Um exemplo de lei empírica para o modo misto é expresso pela equação (2.12), na qual G_I e G_{II} são quantidades relativas dos valores de G_{Ic} e G_{IIc} , respectivamente, (ARMANIOS, 1997). Nessa relação, quando os expoentes m e n são igualados a 1, a regra das misturas é estabelecida e o comportamento em fadiga passa a ser válido (LAGACE, 1989).

$$\left(\frac{G_I}{G_{Ic}}\right)^m + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIc}}\right)^n = 1 \quad (2.12)$$

Baseado na teoria de Griffth-Irwin, muitos pesquisadores têm questionado se o critério de falha dos modos independentes é adequado, quando comparados ao critério de falha do modo misto. Alguns estudos experimentais indicaram que os primeiros são inadequados (KARDOMATEAS, 1995). Quando os expoentes da equação (2.12) são igualados a 1, não há qualquer interação entre os modos puros, levando-se em conta que a energia total para o modo misto de propagação é igual a $G=G_I+G_{II}$, o que conduz a dependência de apenas um parâmetro: $G=G(G_I)$ ou $G=(G_{II})$ (BUI, 2011).

Kardomateas (1995) também observou que a contribuição dos modos individuais de delaminação não são constantes, à medida que a trinca avança, quando analisado em deformações compressivas constantes e pós impacto. Segundo o mesmo autor, a taxa de propagação de trinca é dependente da razão dos modos ($\psi=tan^{-1}[K_{II}/K_I]$), da razão de tensão (R) e da máxima energia G_{max} , segundo a equação (2.13).

A definição de ψ é a medida dos modos I e II atuando na trinca (HUTCHINSON; SUO, 1993).

$$\frac{da}{dN} = f(G_{max}, R, \Psi) \quad (2.13)$$

Micromecanismos como rugosidade e plasticidade podem estar presentes quando há contribuição do modo II de propagação de trinca, o que explica também a relação com ψ . Quanto maior o valor de ψ , maior é a zona plástica desenvolvida (HUTCHINSON; SUO, 1993).

Ainda com relação ao ângulo ψ pode-se deduzir mais uma relação com a razão dos modos de acordo com a ideia proposta por Charalambides et al (CHARALAMBIDES et al, 1991). De acordo com o autor, um K_I' local pode induzir tanto K_I como K_{II} e também o inverso, K_{II}' local pode induzir tanto K_I como K_{II} , como pode ser visto nas expressões da equação (2.14).

$$\begin{aligned} K_I' &= c_1 K_I + c_2 K_{II} \\ K_{II}' &= c_3 K_I + c_4 K_{II} \end{aligned} \quad (2.14)$$

Sendo $c_1 = c_4 = \cos\phi$ e $-c_3 = c_2 = \sin\phi$ e dividindo K_{II}' por K_I' obtém-se a expressão da equação (2.15). Esta expressão é interessante, pois relaciona o efeito da propagação do modo misto global com o efeito misto local.

$$\frac{K_{II}'}{K_I'} = \tan[\Psi - \phi] \quad (2.15)$$

No modo II puro é relatado que há padrões ou indícios da influência do modo I na nucleação da trinca para matrizes frágeis com tensão local máxima a uma inclinação de 45°, explicado pela formação de *hackles* na fratura (ANDERSONS, 2004; LEE, 1999).

Algumas equações empíricas que descrevem a taxa de propagação de trinca no modo misto possuem expoentes (m, n e p) e constantes (C_1, C_2 e C_3) de proporcionalidade individuais, como a da equação (2.16) (JONES; STELZER; BRUNNER, 2014).

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left(\frac{G_{Imax}^m}{1 - G_{Imax} / G_{Ic}} \right) + C_2 \left(\frac{G_{II\max}^n}{1 - G_{II\max} / G_{IIc}} \right) + C_3 \left(\frac{G_{III\max}^p}{1 - G_{III\max} / G_{IIIc}} \right) \quad (2.16)$$

Segundo Jones et al (2014), expoentes de materiais compósitos da equação de Paris, como o da equação (2.2), são muito altos o que inviabiliza a adoção do mesmo para fins de projeto. A adoção de um modelo de propagação de trinca com expoentes menores ($\beta=2$, por exemplo) pode ser feita sem distinção do expoente, quando a trinca se propaga em mais de um modo, como na equação (2.17) (JONES; STELZER; BRUNNER, 2014).

$$\frac{da}{dN} = D \left(\frac{\sqrt{G_{\max}} - \sqrt{G_{thr}}}{\sqrt{1 - \sqrt{G_{\max}} / G_c}} \right)^\beta \quad (2.17)$$

Outra expressão, equação (2.18), para a propagação no modo misto é baseada no acúmulo linear de danos proposto pela regra de Miner, com a adoção do fator intensidade de tensão K como parâmetro de similaridade. As constantes D e n são funções do ângulo ψ mencionado anteriormente (PASCOE et al, 2013).

$$\frac{da}{dN} = D \left[\left(\frac{K_I}{K_{Ic}} \right)^2 + \left(\frac{K_{II}}{K_{IIc}} \right)^2 \right]^{n/2} \quad (2.18)$$

Segundo Pascoe (2013), Quaresimin e Ricotta incluíram como parâmetro da força motora de delaminação o G_{eq} , equação (2.19), que pode ser inserido na equação de Paris da equação (2.2). A expressão leva em conta que para qualquer variação da razão dos modos I e II reflete no tamanho da trinca, ou seja, mostra essa dependência explícita na expressão.

$$G_{eq} = G_I + \frac{G_{II}}{G_I + G_{II}} G_{II} \quad (2.19)$$

Algumas leis levam em conta a normalização da energia aplicada no processo de fadiga (G_{max}), interpretando que o processo de fadiga considera a resistência do material. Portanto, seria uma constante e deveria ser incorporado em D , por exemplo, da equação (2.18). No entanto, essa formulação pode ser errônea visto que não há evidência da relação entre processo de delaminação estática e cíclica. De maneira geral, os modelos propostos são a lei de Paris modificada e tem como principal objetivo alcançar o melhor ajuste dos dados experimentais, mas não possuem explicação física do processo de delaminação (PASCOE et al, 2013).

A investigação fractográfica pode revelar a interação dos modos de propagação I e II, ou pelo menos se identificados individualmente podem revelar como interagem, quando se tem diferentes razões de G_I/G_{II} , como apresentado no trabalho de (GREENHALGH, 2009).

Com a teoria da mecânica do dano foi proposta uma forma de prever o crescimento da trinca utilizando-se o dano acumulado por carregamento estático combinado ao carregamento cíclico na interface do compósito.

2.8 TIPOS DE CONCENTRADOR DE TENSÃO INTERLAMINAR (MODO MISTO)

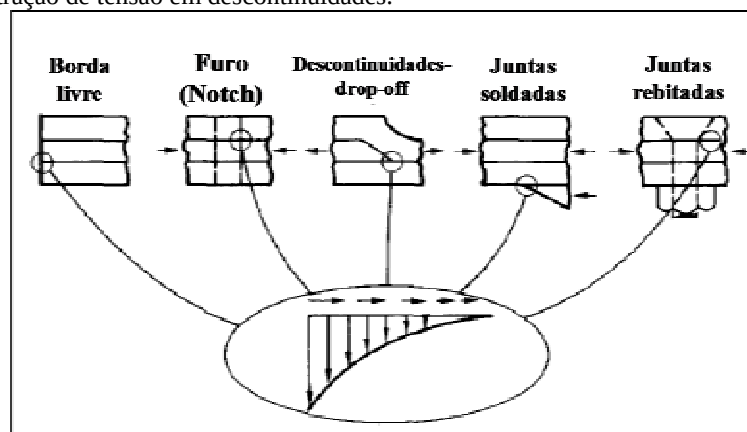
O intuito de se estudar o efeito do concentrador de tensão na ponta da trinca em compósitos laminados é saber o efeito da iniciação da trinca na propagação. Outro fator a ser considerado neste tópico é estudar uma geometria de concentrador de tensão ou a combinação de

geometria do corpo de prova, que gere delaminação no modo misto em carregamento cíclico uniaxial com $R > 0$.

Um dos efeitos que gera concentração de tensão interlaminar é o projeto que exige o empilhamento de tecidos com dimensões de áreas reduzidas, o que é conhecido como *ply drop-off*. Nesses locais, a concentração de tensão é comparada com o efeito da borda livre “*free edges*” (SHIM; LAGACE, 2006). Neste tipo de concentrador de tensão foi reportado que podem atuar tanto tensões de tração como de compressão.

Na prática, a trinca se propaga a partir de descontinuidades geométricas como concentradores de tensão (WANG, LEWIS, BELL, 2006), quando se trata especificamente de materiais isotrópicos, pois para compósitos as descontinuidades são geradas naturalmente via interface fibra/matriz (NISHIKAWA et al, 2006). Algumas destas descontinuidades estão representadas na Figura 2.5.

Figura 2.5 – Concentração de tensão em descontinuidades.



Fonte: (adaptado de SELA et al, 1989).

Uma das configurações interessantes da Figura 2.5 é o do tipo *drop-off*, que pode gerar um campo de tensões linear com relação à largura do corpo de prova e induzir uma frente de trinca retilínea, como indica o diagrama de tensão da mesma figura.

Muito parecido com a montagem de *drop-off* é a configuração *CLS* mencionada na seção anterior, em que se observam diferenças no campo de tensão ao longo da largura do corpo de prova, devido à existência de deformação plana próxima a borda livre (FORTSON; ARMANIOS, 1993).

2.9 INVESTIGAÇÃO FRACTOGRÁFICA VIA MICROSCOPIA

Considerando a relevância do aspecto da superfície da fratura e do tipo de tensão que causa a falha do compósito, esse tipo de investigação se torna essencial para o propósito lançado neste projeto, como no trabalho de Shiino et al (2012), que mostrou a correlação do nível de tensão com tamanhos de padrões típicos de fratura obtidos com carregamento cíclico uniaxial.

Esse tipo de análise requer cuidado no preparo da amostra fraturada e ajustes no microscópio eletrônico de varredura (MEV) para revelar detalhes finos deixados na falha do material. Os parâmetros para revelar a topografia de falha do compósito carbono/epóxi no MEV ambiental foram testados por Hein et al (2012), sem a camada condutora, como normalmente é realizado nesse tipo de análise. Informações topográficas obtidas em microscopia de força atômica (AFM) auxiliaram na escolha da voltagem do feixe de elétrons e outros parâmetros foram testados como: distância de trabalho, pressão na câmara e corrente da ponteira.

As análises quantitativas via fractografia podem ser conduzidas pelo conceito de fractal, o qual se entende como um objeto proveniente da repetição de um fragmento padrão, em um processo iterativo em que se tem nas formas a autossimilaridade (CAMPOS, 2014).

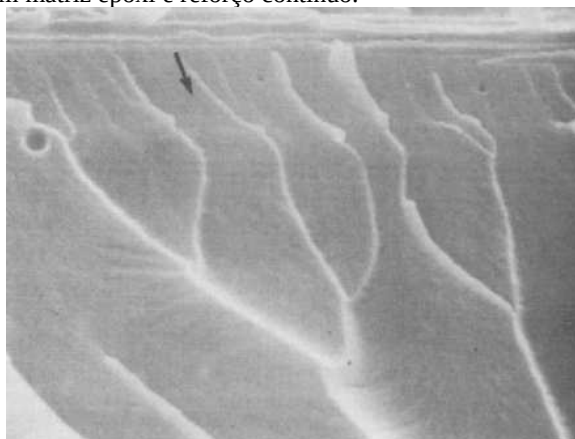
Bonhomme et al (2009) investigaram as micrografias obtidas com modos I e II de propagação de trinca, obtidas via MEV em carregamento estático, e observaram tanto *hackles*, como marcas de rios no modo I, com deformação plástica desenvolvida. Assim como Campos et al (2012) correlacionaram os aspectos de fratura com valores de G_{Ic} e G no modo I, sendo esses aspectos utilizando análise de fractal, porém Bonhomme et al (2009) conseguiram relacionar poucos aspectos dos micromecanismos de fratura com esse parâmetro. A área de quantificação fractográfica tem sido mais comum entre os pesquisadores, em que se tenta quantificar a textura da superfície de fratura com a intenção de correlacionar a interação da propagação da trinca com a microestrutura do material (GAO; MADER; ZHANDAROV, 2004).

Padrões de fratura como *hackles* são comuns em ensaios mecânicos em compósitos, mesmo onde não se caracteriza explicitamente um processo de cisalhamento, como é comum o aparecimento em ensaios estáticos de tração. Em alguns casos, os *hackles* não são bem definidos, devido à natureza da matriz (KUMAR et al, 2012). Kumar et al (2012) indicam falhas diretamente atribuídas à fibra e suas marcas radiais, que indicam a propagação generalizada da trinca.

Móllon et al (2012) atribuíram a formação de *hackles* a sistemas de matrizes frágeis e seu tamanho é diretamente relacionado a essa propriedade e são formadas preferencialmente em modo puro de cisalhamento. Esse padrão de fratura resulta preferencialmente da coalescência de microtrincas e tem menos influência do escoamento e da deformação plástica. Na abertura da trinca, ou seja, tração (modo I), a fratura ocorre por clivagem deixando o aspecto da fratura plano e menos rugoso, indicando uma falha do tipo coesiva.

Assim como metais, os compósitos possuem marcas de rios, indicado na Figura 2.6, como em trabalho de Móllon et al (2012), em que as marcas ocorreram em ensaio estático e indicaram a direção de propagação da trinca. Nesse trabalho, o autor explica o mecanismo de formação da fratura que ocorre em carregamento perpendicular à propagação da trinca (modo I). Em comparação com a superfície de fratura em modo II puro, a superfície no modo I é menos rugosa o que pode indicar menor energia necessária para a propagação de energia.

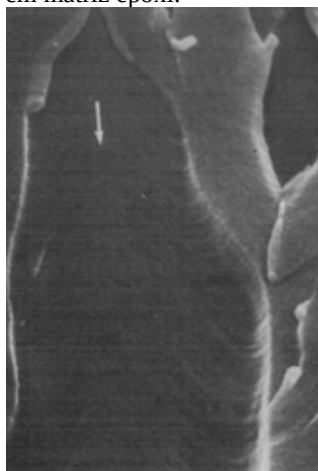
Figura 2.6 – Marcas de rios em matriz epóxi e reforço contínuo.



Fonte: (PURSLOW, 1986).

Purslow (1986) indica a formação de marcas de pena, Figura 2.7, em matriz epóxi e sua composição por marcas de rios, que indicam a direção de propagação da mesma. As marcas de rios são formadas em planos adjacentes e qualquer imperfeição ao longo desse plano se convergirá em uma única frente de trinca (*scarps*), estas podem indicar a propagação da trinca principal.

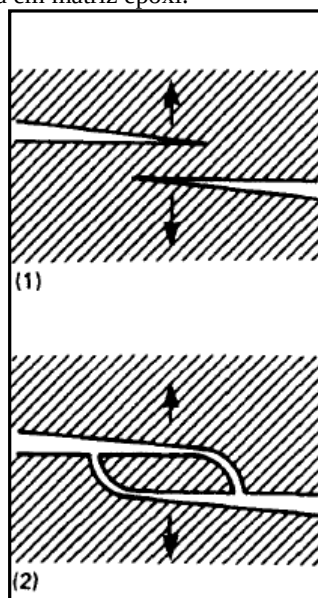
Figura 2.7 – Formação de marcas de pena em matriz epóxi.



Fonte: (PURSLOW, 1986).

Outra formação característica são os *ribbons* que são formação de degraus, devido ao encontro de duas trincas adjacentes em tensão de tração, como indicado no mecanismo proposto por Purslow (1986) mostrado na Figura 2.8. Esta sequência de eventos começam em microfraturas até chegar nas macrofraturas. Todas as características da fratura mencionadas pelo autor se referem às fraturas locais e não tem relação com o carregamento global.

Figura 2.8 – Formação de marcas de pena em matriz epóxi.



Fonte: (PURSLOW, 1986).

Conhecendo-se os principais mecanismos de fratura pode-se chegar ao local de nucleação de trinca como realizado por Purslow (1981). O autor conseguiu rastrear os pontos de nucleação

em ensaio de tração retrocedendo-se pelas fibras em marcas de fraturas chamadas de falhas diretamente atribuídas (DAF), e também observando que a falha final ocorre em planos diferentes daquelas que as originou. Essas considerações levaram o autor à hipótese de que a falha final, sob tração, tem pouca relação com as fibras que falharam prematuramente.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Como parte da tese de doutorado foi abordada toda a metodologia empregada para determinação da taxa de propagação para os modos puros I e II e uma nova metodologia para determinação de ΔG_T para os correspondentes valores de da/dN . O ΔG_T se refere à variação de energia para propagação de trinca em fadiga uniaxial ou modo misto.

3.1 PROCESSAMENTO DO LAMINADO

Os laminados planos foram processados com tecido de carbono 5HS, o qual possui gramatura de 391 g/m² e fibra do tipo HTA 6K, e resina epóxi bicomponente RTM6, ambos da Hexcel *Composites*. Os tecidos foram empilhados de forma simétrica e processados por RTM. Para cada laminado foram necessárias 8 camadas de tecido para atingir uma alta fração volumétrica em fibra de carbono ($V_f > 55\%$), detalhes do cálculo do valor teórico pode ser conferido em Brocks et al (2013).

Com o objetivo de estudar a propagação da trinca no compósito, os laminados planos, total de 5 laminados, foram produzidos com um inserto de politetrafluoroetileno de 25 μ m de espessura para induzir a pré-trinca no meio do laminado de acordo com a norma ASTM D 5528-01. Na interface do plano de simetria do laminado, o inserto foi disposto com a trama predominante no caminho da propagação da trinca.

Antes do início das etapas do ciclo de injeção e ciclo de cura foram realizadas análises térmicas e de viscosimetria no DMT/FEG/UNESP para estabelecer os parâmetros de processamento e comparar com as propriedades fornecidas pela HEXCEL, mostradas no Anexo 1. Os laminados foram injetados a 100 °C (100 mPa.s) e curados a 180 °C por 2 h, totalizando 3 h de processamento. A rampa de aquecimento para o ciclo de cura foi realizado com uma taxa de 3 a 4 °C/min e resfriado a 0,3 °C/min.

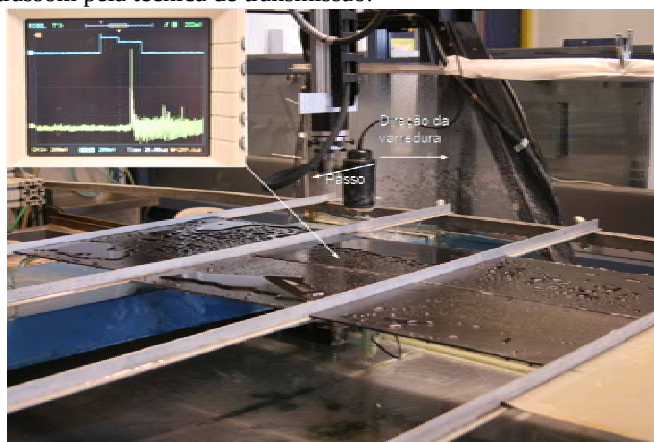
Para certificar a qualidade final dos laminados, foi conduzida a microscopia de inspeção acústica por ultrassom utilizando a técnica de pulso-eco (PE) pelos métodos *A-scan* e *C-scan* no equipamento MATEC Model PSS-600. Na técnica por PE foi utilizado o transdutor de 2,25 MHz côncavo, que possui uma melhor resolução devido à convergência das ondas ultrassônicas.

Como não foram usados padrões de defeitos, conforme especificado na norma ASTM E 2580-07, para comparar com os sinais gerados no laminado, qualquer ocorrência de sinais de atenuação fora do padrão encontrado, considerando a atenuação e os desvios padrão médios, foi considerado como potencial defeito. Considerando essas indicações, o laminado apresentou impregnação adequada com atenuação média igual a 47%, estabelecida como referência, e desvio da atenuação em 3,2%, associado à homogeneidade.

Para melhor interpretação dos sinais de atenuação no laminado, análise adicional de ultrassom por transmissão (TT) foi realizada na TUDelft/Faculty of Aerospace Engineering/(DASML) Structural Integrity Laboratory.

A técnica por TT, equipamento 1410 *C-scan* da Figura 3.1, foi realizada com transdutor de 10 MHz plano e coluna de água como meio acoplante. Foi utilizada uma velocidade de 300 mm/minuto com passo de 1 mm, os dados foram coletados no *software* MIDAS NDT ZEUS 1.93 em forma de um mapa tipo *C-scan* e seus sinais analisados no *software* ALIS.

Figura 3.1 – Ensaio de ultrassom pela técnica de transmissão.



Fonte: (do autor).

3.2 MEDIDA DE G_I DE PROPAGAÇÃO

3.2.1 Ensaio quasi-estático (G_{IC})

O ensaio de DCB foi realizado na TUDelft/Faculty of Aerospace Engineering/Structural Integrity Laboratory, de acordo com a norma ASTM D5528-01. O ensaio foi conduzido em máquina universal de ensaio MTS com capacidade de carga de 10 kN, sendo utilizada a taxa de

deslocamento de 1 mm/min. O dispositivo para condução do ensaio no modo I está representado na Figura 3.2.

Figura 3.2 – Dispositivo utilizado para o modo I de propagação.



Fonte: (do autor).

Neste ensaio, foram calculadas a energia crítica do início da trinca (G_{Ic}) e a energia de propagação da trinca (G_I) pelo método da teoria modificada da viga (MBT), segundo a norma ASTM D5528-01. A pré-trinca foi artificialmente induzida por um filme de fluoropolímero (PTFE) de 25 μm de espessura inserido no meio do laminado.

Para os cálculos foram coletados: o carregamento crítico (P_{cr}) e o correspondente deslocamento (δ_{cr}) e os subsequentes carregamentos para a propagação da trinca a cada 1 mm, bem como as imagens de propagação da trinca, todos simultaneamente a cada 5 s. Os resultados foram avaliados em um gráfico de resistência (*R-curve*) de $G_{Ic} \times a$.

3.2.2 Ensaio de fadiga

Alguns procedimentos basearam-se na norma ASTM D6115-97(2011). No entanto, a recomendação de início dos testes a 50 % de G_{Ic} ou o equivalente a 70% de δ_{cr} não foi seguida, devido ao equipamento ser programado para operar em deslocamento constante o que favorece a aquisição da taxa de propagação de trincas em carregamentos perto da região de *threshold* com o avanço da trinca.

Em comparação com a parte linear da taxa de crescimento de trinca, foram levantados pontos para o *threshold* de início de propagação e os subsequentes dados da taxa de crescimento da trinca que compreende a região linear da curva *log-log*. Além disso, os corpos de prova já submetidos ao ensaio estático foram testados em fadiga, com o objetivo de comparar o efeito da

ponta da trinca, a qual sofre influência do início do filme. O critério de início de delaminação foram os seguintes: visual ou decréscimo de 5% da carga em relação à carga inicial do primeiro ciclo, este dependerá da sensibilidade do equipamento para detecção de cargas baixas.

Os dados de *threshold* de início de propagação da trinca estão limitados à resolução do equipamento na detecção de trincas. Por isso nem sempre é possível este tipo de análise. Como alternativa foi utilizado, então, o aumento da flexibilidade ($C=\delta/P$) em 5%.

Em resumo, os ensaios foram realizados na frequência de 5 Hz, razão de $R = 0,1$, em amplitude constante. O incremento da trinca foi medido a cada 500 ciclos e os valores de máxima e mínima força coletados a cada 100 ciclos. A programação dos intervalos para aquisição das imagens foi realizada com o *software* MTS FLEXTTEST (TM)40 Station Manager v.5.2B 2881.

Após a avaliação da ponta da trinca em diferentes energias (G_{Imax}), a taxa de propagação (da/dN) da trinca foi avaliada. Para essa avaliação foram medidos incrementos de trinca (Δa) para um dado intervalo de ΔN . A propagação de trinca foi corrigida utilizando o método da calibração da flexibilidade, na equação (3.1).

$$C^{1/3} = m(a + \Delta) \quad (3.1)$$

Para o cálculo de da/dN foi utilizado o método polinomial (3-pontos) indicado na equação (3.2), utilizado para redução de pontos e, conseqüentemente, para homogeneização dos resultados, de acordo com a norma ASTM E647-13ae1.

$$\hat{a}_i = b_0 + b_1 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right) + b_2 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right)^2 \quad (3.2)$$

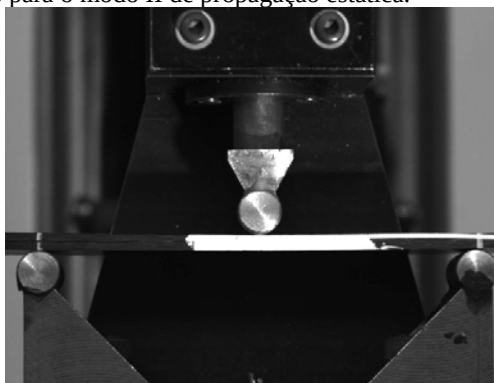
Sendo este o método mais conveniente pois envolve a utilização de $2n+1$ pontos consecutivos, sendo $C_1=1/2(N_{i+1}+N_{i-1})$ e $C_2=1/2(N_{i+1}-N_{i-1})$ entre o intervalo de trinca de $a_{i-1} < a < a_{i+1}$.

3.3 MEDIDA DE G_{II} DE PROPAGAÇÃO

3.3.1 Ensaio quase-estático (G_{IIc})

O ensaio no modo II foi realizado com dimensões similares ao modo I, porém com trinca inicial igual a 35 mm e realizado na máquina de ensaio ZWICK 20 kN e os dados coletados no *software* ZWICK RCELL TESTXPERT VII.02, no laboratório TUDelft/Faculty of Aerospace Engineering/Structural Integrity Laboratory. Foi empregado a configuração de três pontos com corpo de prova apoiado em suportes com raio de 5 mm, de acordo com a Figura 3.3.

Figura 3.3 – Dispositivo utilizado para o modo II de propagação estática.



Fonte: (do autor).

A redução de dados foi conduzida com o método calibração do *compliance* (CC) utilizando-se a relação do tamanho da trinca com o *compliance*, sendo utilizada a relação descrita pela equação 3.3. Ainda poderia ter sido aplicada uma relação de C e a que melhor se ajustasse aos dados experimentais.

$$C = C_0 + ma^3 \quad (3.3)$$

Outra possibilidade de processamento dos dados para aquisição do G_{II} de propagação da trinca é utilizar o conceito de trinca equivalente (a_e), o que evita a ambiguidade para leitura do incremento da trinca. A teoria utilizada para o procedimento é a do método baseado na flexibilidade da viga (CBBM), que leva em consideração a zona do processo da fratura (FPZ) à frente da trinca, mais realista visto que a medição da trinca propriamente não leva em conta as tensões à frente da mesma (MOURA; CAMPILHO; GONÇALVES, 2009).

Os índices 0 indicam o início da trinca, e as equações (3.4) e (3.5) são utilizadas para o cálculo de energia equivalente (G_{II}^e), considerado na equação (3.6). Em que a E_f é o módulo de flexão no início da trinca apresentado na introdução e L é metade do comprimento dos suportes. Considerando que esse método engloba a região ao redor da ponta da trinca, muitas vezes pode ser visto como integral J_{II} , porém ela é baseada na mecânica da fratura linear elástica (LEFM), como pode ser visto na equação (3.6).

$$C_{corr} = C - \frac{3L}{10G_{13}Bh} \quad (3.4)$$

$$a_e = \left[\frac{C_{corr}}{C_{0corr}} a_0^3 + \frac{2}{3} \left(\frac{C_{corr}}{C_{0corr}} - 1 \right) L^3 \right]^{1/3} \quad (3.5)$$

$$G_{II}^e = \frac{9P^2 a_e^2}{16b^2 E_f h^3} \quad (3.6)$$

3.3.2 Ensaio de fadiga

O ensaio foi conduzido em uma máquina universal de ensaios MTS 10 kN com frequência de 5 Hz, razão de deslocamento $R = 0,1$, em amplitude constante. O esquema para aquisição dos dados para a taxa de delaminação x critério energético foi conduzido da mesma forma, como no modo I, diferenciado apenas na adoção da máxima energia (G_{max}) no começo dos ensaios.

O G_{max} foi escolhido entre os valores de 100% e 57% de G_{IIc} médio, isso significa em termos de força a seguinte relação deve ser considerada: $P_{max} = (\%P_{IIc})^{1/2}$, como valor de entrada no ajuste dos parâmetros na máquina de ensaios, em que P_{IIc} é a força média correspondente a G_{IIc} , calculado pelo método de não linearidade (NL).

3.4 AJUSTES DOS DADOS EXPERIMENTAIS EM LEIS DE PROPAGAÇÃO

Antes de prosseguir com os estudos de delaminação em fadiga axial, necessitou-se de um estudo aprofundado das leis de propagação de trinca, previamente identificadas na literatura, que melhor se ajustam nos dados experimentais para os modos I e II.

Além do ajuste adequado das leis de propagação, procuraram-se algumas explicações físicas dos parâmetros adotados, baseando-se nas investigações fractográficas.

A Tabela 3.1 apresenta os valores de alguns parâmetros de energia adotados para o ajuste de algumas leis. O início de propagação para o modo I foi considerada a média da curva de resistência à propagação (*plateau*), visto que o G_{Ic} obtido como na definição é um valor muito conservador.

Tabela 3.1 Energias de *threshold* e crítica.

Modo	G_c (J/m ²)	G_{th} (J/m ²)
I	650	80*
II	815	218*

*Os valores de *threshold* foram estimados com a extrapolação da curva de ΔG x da/dN para a taxa de propagação de 1×10^{-6} mm/min.

Fonte: (do autor).

3.5 MEDIDA DE G_T PARA ENSAIO DE FADIGA UNIAXIAL DO TIPO TRAÇÃO-TRAÇÃO

Visto que os corpos de prova planos ensaiados conforme ASTM D3039 não prevê inserto, não há um valor de início de propagação ou energia crítica em ensaio estático, pois há falha generalizada e simultânea de matriz e fibra sem qualquer delaminação em carregamento estático, caracterizando fratura rápida. Fator que levou a utilização do emprego do percentual da carga máxima de ruptura em corpos de prova plano para os ensaios de fadiga.

Nesta seção são abordadas: a metodologia para a determinação das frações dos modos individuais I e II que atuam na delaminação axial, a definição da geometria que induz a delaminação em carregamento tração-tração e os procedimentos para se contabilizar a energia de propagação.

Todos os ensaios de fadiga axial foram realizados no laboratório do DMT/FEG/UNESP em uma máquina universal de ensaios INSTRON 8801.

3.5.1 Energia total de delaminação baseada nos modos I e II

Assume-se que ΔG_T ou G_{Tmax} , dependendo do parâmetro adotado, contém os modos individuais de propagação de trinca obtidos pelos ensaios de DCB e ENF, como proposto pela equação (3.7). Em que f_I e f_{II} são frações das contribuições de cada modo de propagação individual a serem determinadas pela regra da mistura do critério de falha, segundo a equação (2.12) com os expoentes iguais a 1, e/ou via fractografia, que pode ser validada posteriormente. As respectivas contribuições de cada modo foram obtidas com a equação (3.8). O subscrito *eff* está definido segundo a equação (2.9).

O modo III de propagação foi excluído da equação por se tratar de um laminado simétrico em que não há forças ou energia necessária para que se inicie uma trinca nesse modo, e também por se tratar de uma energia crítica de propagação alta em relação aos demais modos de abertura (BLANCO et al, 2004).

Na equação (3.7) pode ser definida a parcela $f_I G_{I max}$ como a decomposição de $G_{I(d)}$ obtido experimentalmente.

$$\Delta G_T = f_I \Delta G_{Ieff} + f_{II} \Delta G_{IIeff} \text{ ou } G_{T max} = f_I G_{I max} + f_{II} G_{II max} \quad (3.7)$$

Assim, a taxa de propagação da trinca é dada pela equação (3.8), que é a lei de Paris modificada, ou ainda, com o exponencial comum as contribuições individuais, como o da equação (3.9).

$$\frac{da}{dN} = \left[\left(f_I \Delta G_{Ieff} \right)^m + \left(f_{II} \Delta G_{IIeff} \right)^n \right] \quad (3.8)$$

$$\frac{da}{dN} = \left(f_I \Delta G_{Ieff} + f_{II} \Delta G_{IIeff} \right)^n \quad (3.9)$$

3.5.2 Configurações dos corpos de prova

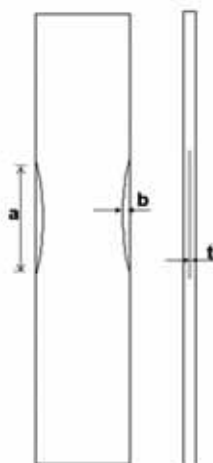
As configurações dos corpos de prova foram baseadas, primeiramente, na norma ASTM D3479/D3479M-07, com intenção de nuclear trincas na borda com o efeito da borda livre e gerar,

consequentemente, o modo misto de propagação, como foi observado em ensaios de fadiga conduzidos por Shiino (2011).

Testes iniciais indicaram que ocorrem danos generalizados, o que inviabiliza o procedimento de se conduzir a avaliação pela taxa de crescimento de trinca versus energia de deformação. Com esse cenário foram elaboradas três configurações com a intenção de gerar delaminação bem definida, como descrito a seguir:

- Configuração 1: foi usinado um concentrador de tensão, indicado na Figura 3.4, com disco circular de 0,1 mm de espessura na borda do laminado levando-se em conta que cada camada compactada tem 0,41 mm de espessura, o disco de corte introduziria uma delaminação sem causar muitos danos nas camadas vizinhas. Esse procedimento evita múltiplos pontos de nucleação de trinca, que dificultariam a contabilização da energia de propagação.

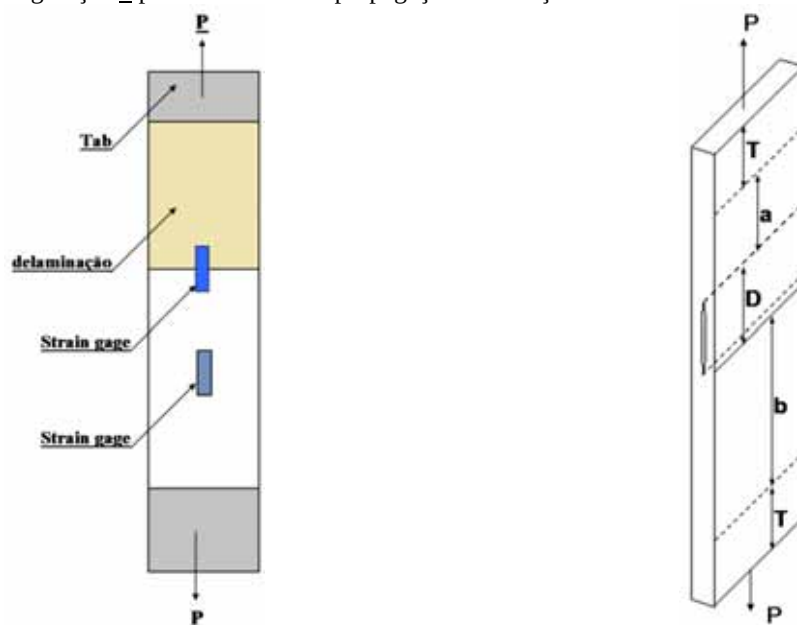
Figura 3.4 – Configuração 1 para ensaio axial - propagação em direção ao centro.



Fonte: (do autor).

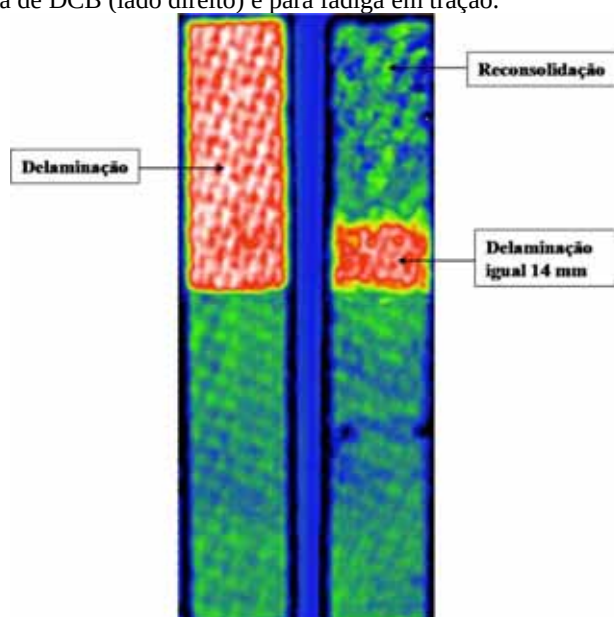
- Configuração 2: nesta configuração foi produzido o corpo de prova usado no modo I, porém reconsolidando uma parte da região delaminada, como mostra a Figura 3.5. Desse modo, induz-se uma frente de delaminação na direção axial do carregamento, ao contrário da configuração 1 que, hipoteticamente, produziria nas direções de carregamento e perpendicular à ela. Foram instalados dois extensômetros um em cada face sendo um próximo da delaminação e outro na região não delaminada. A posição delaminada está ilustrada na Figura 3.6 (lado direito), em que a reconsolidação é a região na qual foi colado parte do laminado.

Figura 3.5 – Configuração 2 para ensaio axial - propagação em direção ao *tab*.



Fonte: (do autor).

Figura 3.6 – Corpo de prova de DCB (lado direito) e para fadiga em tração.



Fonte: (do autor).

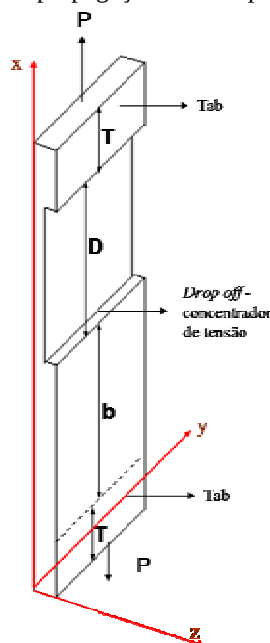
- Configuração 3: está representada na Figura 3.7 outro tipo de configuração para induzir a delaminação no plano médio com uma camada descontínua, desse modo há a transferência de carga da camada contínua para a camada terminal, induzindo um campo de tensão ao longo da

interface (SHIM; LAGACE, 2006). Essa região foi denominada região de *drop-off*, porém fica claro na Figura 3.7 que não há propriamente essa camada externa que cobre a camada terminal.

De acordo com a teoria clássica da laminação, há deformações ε_{xy} e ε_{xz} , segundo sistema de coordenadas da Figura 3.7, na camada contínua, devido ao coeficiente de Poisson, enquanto que a camada terminal é carregada pela transferência de carga.

Ao contrário dos modos de propagação puros I e II, em que se utiliza um único corpo de prova para se obter toda região de propagação estável, na configuração 3 foi utilizada uma série de corpos de prova que engloba uma faixa de energia na região estável.

Figura 3.7 – Configuração 3 para ensaio axial - propagação com *drop-off*.



Fonte: (do autor).

Nas Tabelas 3.2 e 3.3 estão indicadas as dimensões dos corpos de prova, assim como, as cargas adotadas no ensaio, para as quais tiveram como referência o ensaio estático sem pré-trinca. Em todas as configurações a largura dos corpos de prova é de 25 mm.

Tabela 3.2 Dimensões do corpo de prova em mm – configuração 1.

cdp	a	b	t	Tab	P_{max}
CP2 L4	6,4	0,2	0,1	35	39 kN
CP1 L1	10,0	0,5	0,3	35	
CP4 L2	10,0	0,5	0,3	35	43 kN

*CP - Corpo de prova

*L - Laminado

Fonte: (do autor).

Tabela 3.3 Dimensões do corpo de prova em mm – configuração 2 e 3 (CLS).

cdp	T	a	D	b	P_{max}	Conf.
CP3 L5	20	0	48	48	29 kN	2
CP1 L5	20	0	48	48	7 kN	3-CLS
CP5 L5	34	7	30	37	30-40 kN	2
CP12 L4*	28	26	14	40	45 kN	2
CP5 L4	30	0	37	37	7 kN	3-CLS
CP6 L4	20	0	37	61	8 kN	3-CLS
CP9 L4	20	0	37	61	7,5 kN	3-CLS
CP4 L4	30	0	37	37	10 kN	3-CLS

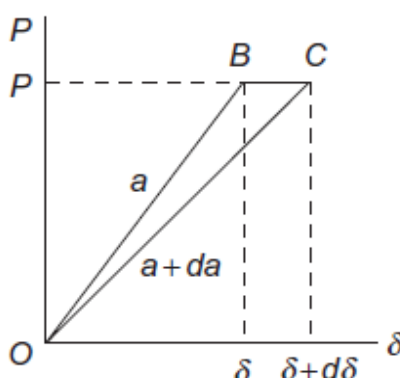
*com avanço de 1 mm a partir do inserto propagado no modo I.

Fonte: (do autor).

3.5.3 Cálculo da energia total de delaminação (fadiga axial)

Para a determinação da energia para propagação de trinca no ensaio de tração uniaxial foi considerada a aplicação de carga constante como mostrado na Figura 3.8 (SUN, 2012). A energia necessária para que ocorra a propagação da trinca é a energia liberada do estado de trinca a para o estado de trinca $a+da$, em que se tem o aumento de $C=\delta/P$, e que compreende a área delimitada OBCO. Pelo cálculo da área ou pelo balanço de energia chega-se à equação (3.10).

Figura 3.8 – Crescimento de trinca a força constante.



Fonte: (SUN, 2012)

$$dU = \frac{1}{2} d\delta P = P^2 dC, \quad (3.10)$$

A medida de deslocamento é facilmente obtida, como também as forças máximas e mínima, que são os parâmetros do ensaio de fadiga.

O correspondente valor de G pode ser obtido com a equação (3.11) (SUN, 2012). Esta

expressão foi corrigida para incremento da superfície da trinca, ao invés de comprimento da trinca, que pela análise dimensional se torna compatível com outras fontes, além de corresponder à teoria de Griffith.

$$G = \frac{dU}{dA} [J.m^{-2}] \quad (3.11)$$

Para a tração uniaxial, o monitoramento da propagação de trinca foi realizado nas duas bordas, contabilizando a energia em duas vezes ($G_T=2G$), ainda pode-se contabilizar a contribuição de n -layers delaminados. Ressaltando-se que, se a delaminação na interface vizinha é proveniente da migração da interface previamente delaminada, o cálculo da energia envolvida em diferentes lâminas não contabiliza esses processos de trincas secundárias, o que necessitaria de outros métodos de detecção de trinca intralaminar.

O balanço de energia para o incremento de trinca da pode ser obtido com a condição inicial no deslocamento (δ_0), sem a trinca e com a trinca de deslocamento final (δ_f), já que a carga é constante e há o aumento de C (*compliance*). Sabendo-se que, a energia elástica é dada pela relação $U=P\delta/2$, a energia envolvida no incremento de trinca da é dado pela equação (3.12).

$$dU = \frac{P(\varepsilon_f - \varepsilon_0)l_0}{2} \quad (3.12)$$

Com a equação (3.10), a medida da energia a cada propagação é simplificada, pois pode ser obtida com a leitura de deformação pelo extensômetro. A aquisição dos dados de deformação pela força foi realizada a uma razão de 1 dado por 0,25 s.

Em termos de aumento de flexibilidade após N ciclos e incremento da_n a equação (3.12) pode ser modificada para a equação (3.13). Em que ε_{Nn-1} é a deformação no penúltimo incremento de trinca da_{n-1} .

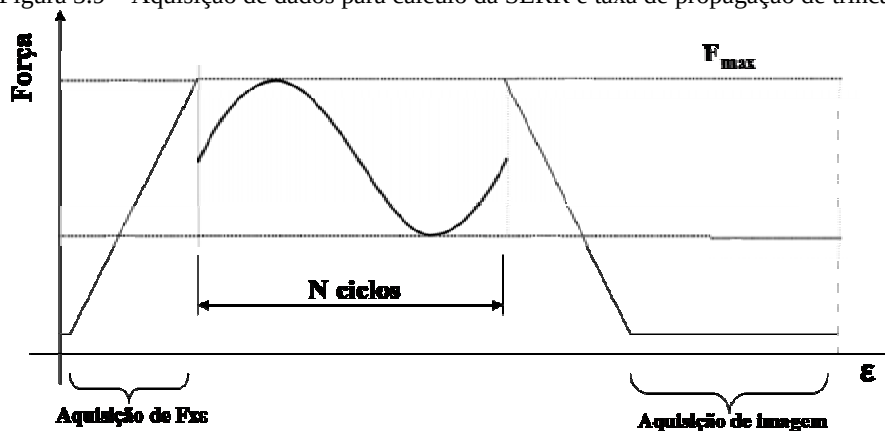
$$dU = \frac{P(\varepsilon_{Nn} - \varepsilon_{Nn-1})l_0}{2} \quad (3.13)$$

Na determinação do incremento da (borda) há também a propagação perpendicular db , gerando a superfície delaminada dA . A medida de db é impraticável pelo método visual, devido a opacidade do material, levando a determinação do mesmo por ultrassom em intervalos maiores

que da , devido à inconveniência de retirar o corpo de prova no mesmo intervalo em que se mede da .

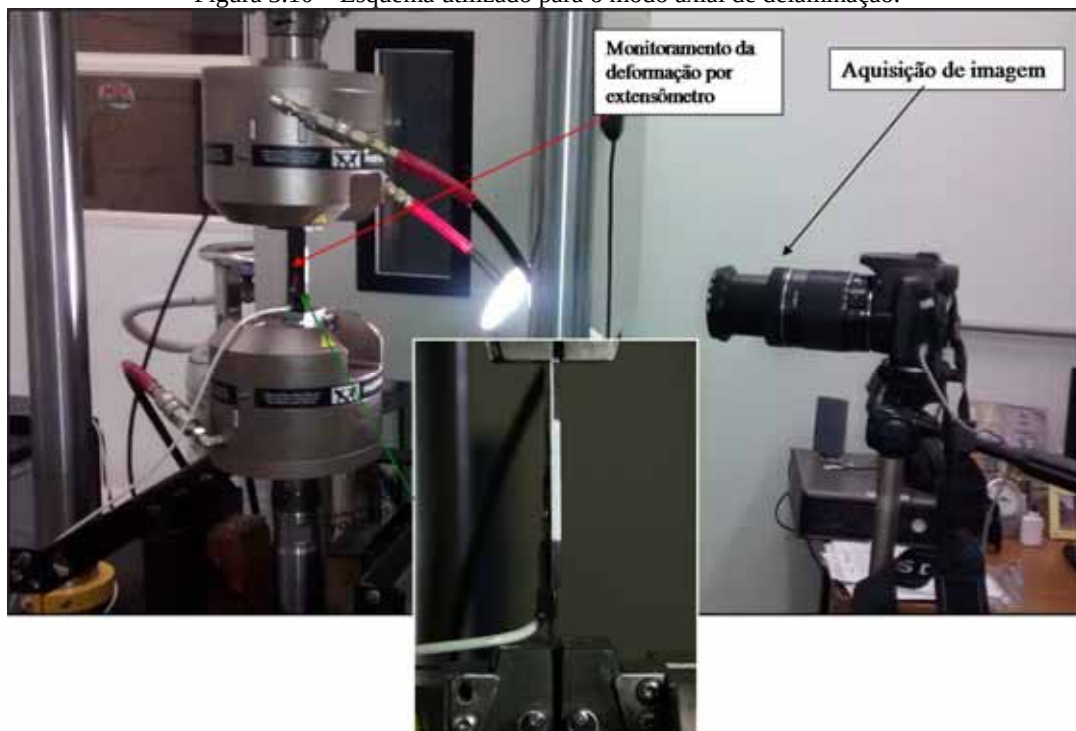
Desse modo, a delaminação foi monitorada com a aquisição de imagens com intervalos que variaram de acordo com o nível de tensão, sendo que para maiores tensões utilizou-se menores intervalos, como pode ser visualizado na Figura 3.9. O esquema para o ensaio axial pode ser conferido na Figura 3.10.

Figura 3.9 – Aquisição de dados para cálculo da SERR e taxa de propagação de trinca.



Fonte: (do autor).

Figura 3.10 – Esquema utilizado para o modo axial de delaminação.



Fonte: (do autor).

Para a configuração 3 considerou-se para o cálculo de energia o método derivado da viga engastada de coluna simples (CLS), que fornece a equação (3.14) (MANGALGIRI; JOHNSON, 1986). Em que, o subscrito $\underline{l}$ significa viga interrompida e $\underline{s}$ viga contínua.

A equação (3.14) considera o nível de energia para uma determinada taxa de propagação, enquanto que a desenvolvida na equação (3.13) considera a energia envolvida para formação de nova superfície de trinca após N ciclos, o que leva a valores diferentes.

$$G_c = \frac{P_c^2}{2b^2} \left(\frac{1}{E_s t_s} - \frac{1}{E_s t_s + E_l t_l} \right) \quad (3.14)$$

3.6 MONITORAMENTO DA TRINCA POR ULTRASSOM

A inspeção por ultrassom da trinca foi realizada com o mesmo equipamento utilizado para inspeção dos laminados pelo método PE após o processo de fabricação dos laminados.

Foi empregado um transdutor côncavo de 2,25 MHz, com velocidade de varredura entre 50 à 100 mm/min e leitura da resposta a cada 0,5 mm.

As análises para a configuração 3 foram realizadas ao final do ensaio para verificação da posição da frente de trinca.

3.7 INVESTIGAÇÃO FRACTOGRÁFICA

A investigação fractográfica teve particular interesse na fadiga axial, para indicar possíveis interações dos modos individuais de propagação. Para isso, as fraturas correspondentes para cada modo de propagação de trinca foram estudadas a várias taxas de propagação da trinca. Além disso, esta etapa do trabalho englobou o estudo da aplicação das leis como definido no item 3.4.

Nos modos I e II foram mapeados os comprimentos de trinca correspondentes para cada taxa de propagação e indicadas em um gráfico de da/dN x a .

As micrografias das superfícies de fratura foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), realizadas no Instituto Nacional de Pesquisa Espaciais (INPE) de São José dos Campos, utilizando o equipamento JEOL JSM5310, com filamento de tungstênio que opera na

faixa de 10 a 20 keV, e no Laboratório de Imagens de Materiais (LAIMat), do Departamento de Materiais e Tecnologia, da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá com o equipamento da Zeiss EVO LS-15.

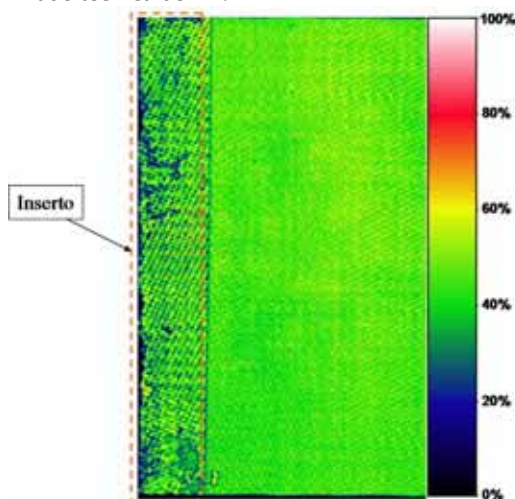
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 QUALIDADE DOS LAMINADOS

Para verificação da qualidade dos laminados processados via RTM foram calculadas a médias da atenuação (A_v) e o desvio da atenuação dos mapas de *C-scan*. Desta forma, garantiu-se a mesma condição de qualidade entre as placas para os ensaios mecânicos.

Na Figura 4.1 observa-se que a resina foi distribuída uniformemente, com atenuação média padrão de 40%, sendo que não há acúmulo de resina na região de transição entre o filme desmoldante (inserto) para as camadas de tecido. Na análise pela técnica por PE, neste trabalho, a atenuação é o complemento do valor mostrado na Tabela 4.1, ou seja, no Laminado 2 houve retorno de 48,1% e atenuação de 51,9%. Portanto, um retorno abaixo de 40% pode ser considerado um potencial defeito, baseado nas observações experimentais.

Figura 4.1 – Mapa *C-scan* do laminado técnica de PE.



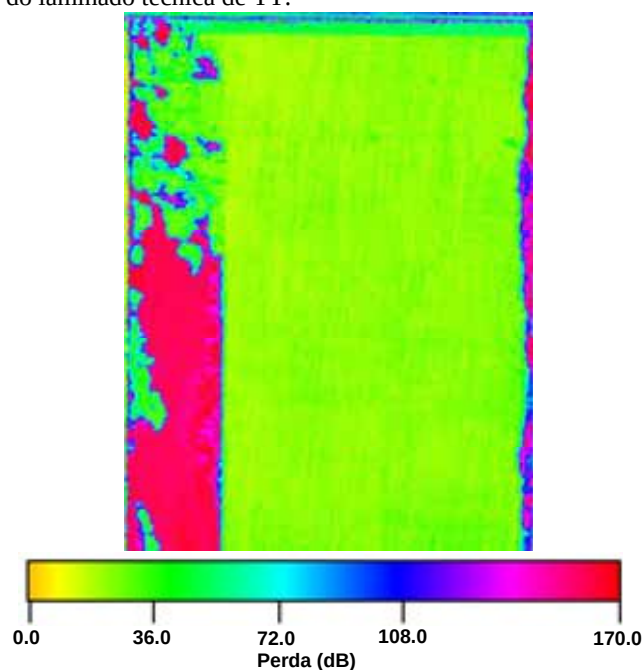
Fonte: (do autor).

Tabela 4.1 Distribuição da atenuação por região-PE.

Laminado	Atenuação por região - retorno (%)						Atenuação média (%)	Desvio médio (%)
	Entrada		Meio		Saída			
	Av	Std	Av	Std	Av	Std		
2	48,4	3,1	49,5	3,90	46,5	3,78	48,1	3,59
3	48,2	3,3	46,6	3,39	44,0	3,14	46,3	3,27
4	45,8	2,9	48,1	2,97	47,2	3,64	47,0	3,16
5	44,3	3,1	46,3	3,09	43,5	3,13	44,7	3,10
6	47,2	3,5	46,3	3,51	43,8	3,30	45,8	3,43

Fonte: (do autor).

Como característica principal no método por transmissão, pode se citar que não há interferência de defeitos de superfície produzidos pelo eco de fundo, de acordo com Coenen (COENEN, 1998). Na Fig. 4.2 observam-se poucos detalhes desses defeitos, quando comparado com o mapa de *C-scan* da Fig. 4.1. Em vermelho há total atenuação, devido ao filme de fluoropolímero, sendo que nesta região há provável descolamento do mesmo. Nesta técnica, as incertezas, quanto às diferenças de impedância acústica que causam muitas dúvidas no método por PE, são reduzidas, pois não há retorno do sinal ao se deparar com regiões como a do inserto.

Figura 4.2 – Mapa *C-scan* do laminado técnica de TT.

Fonte: (do autor).

As regiões com pouca atenuação, com coloração próxima a 36,0 dB, são difíceis de comparar, quanto à distribuição de resina ou a qualidade de injeção. Por isso, foi realizada a análise no *software* ALIS, desenvolvido pelo grupo de pesquisas da TUDelft, para se conhecer estas características, que estão apresentadas na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 Distribuição da atenuação por região-TT.

Laminado	Atenuação por região (%)						Atenuação média (%)	Desvio médio (%)
	Entrada		Meio		Saída			
	Av	Std	Av	Std	Av	Std		
2	22,8	2,94	23,7	2,56	24,0	2,77	23,5	2,76
3	22,8	2,86	24,3	2,93	24,00	2,00	23,7	2,60
4	22,6	3,25	25,1	3,68	27,8	4,63	25,2	3,85
5	22,4	3,25	23,2	3,09	22,4	2,82	22,7	3,05
6	26,0	3,76	25,7	3,28	25,5	3,25	25,8	3,43

Fonte: (do autor).

Nas Tabelas 4.1 e 4.2, os desvios médios da atenuação apresentam valores próximos, ou seja, com qualidades próximas entre os laminados e também os baixos desvios médios indicam que as placas apresentam boa homogeneidade, segundo a definição de Coenen (1998).

De modo geral, as placas obtidas por RTM com o sistema de resina RTM6-bicomponente e o tecido 5HS não indicaram efeitos de gradiente de pressão, o qual seria indicado pelo alto desvio médio. Esta homogeneidade garante propriedades mecânicas uniformes ao longo do laminado, como módulo de elasticidade.

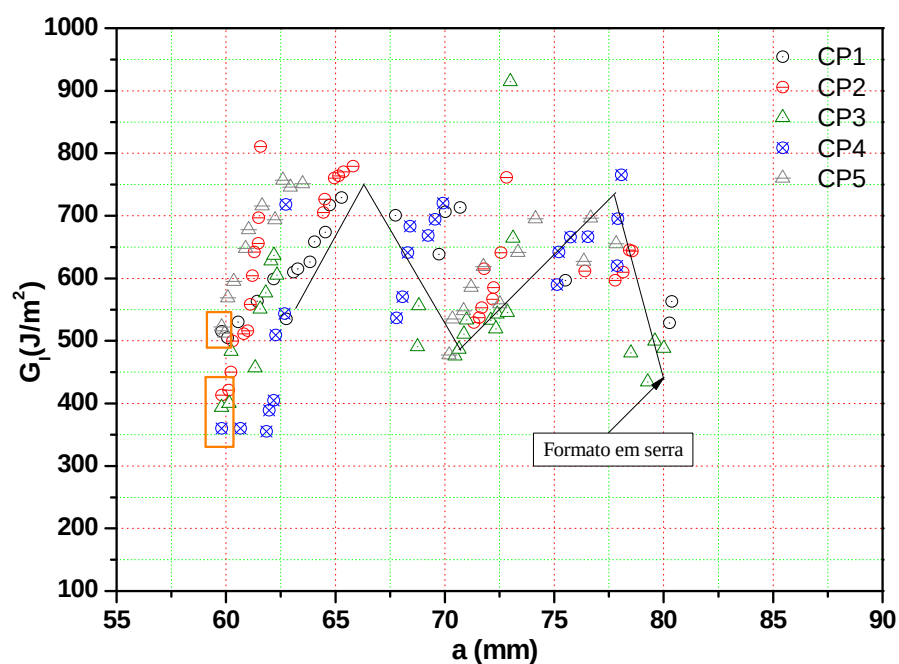
4.2 PROPAGAÇÃO DA TRINCA NO MODO I

Os estudos da delaminação nos modos puros, esta seção e a seção 4.3, foram divididos em: propagação quase-estático, com descrição da dependência do caminho da trinca com a superfície do tecido; propagação em regime cíclico, descrição de forma generalizada da taxa de propagação e, depois, progredindo para o ajuste das leis empíricas existentes; explicação física das leis; e a adaptação da lei para o material estudado.

4.2.1 Delaminação no regime quasi-estático

Na Figura 4.3, os primeiros pontos de cada CP localizados no comprimento de trinca igual a 60 mm, no retângulo em laranja, representam a energia crítica ou tenacidade à fratura do material (G_{Ic}) e os demais pontos correspondem à propagação.

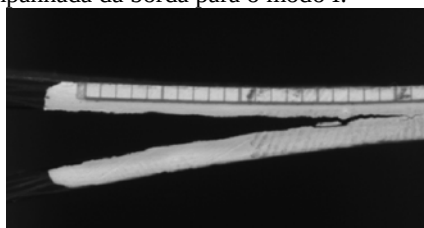
Figura 4.3 – Perfil de propagação no modo I em carga quasi-estático – compósito 5HS – Laminado 1.



Fonte: (do autor).

A delaminação em uma superfície irregular, como a estudada aqui, avança de forma instável, devido ao acúmulo de energia elástica na trama do tecido, em comportamento similar ao estudado por Ebeling et al. (1997). O incremento somente é estável na região do urdume formando uma frente de trinca ondulada. O perfil de propagação de trinca pode ser visualizado na Figura 4.4.

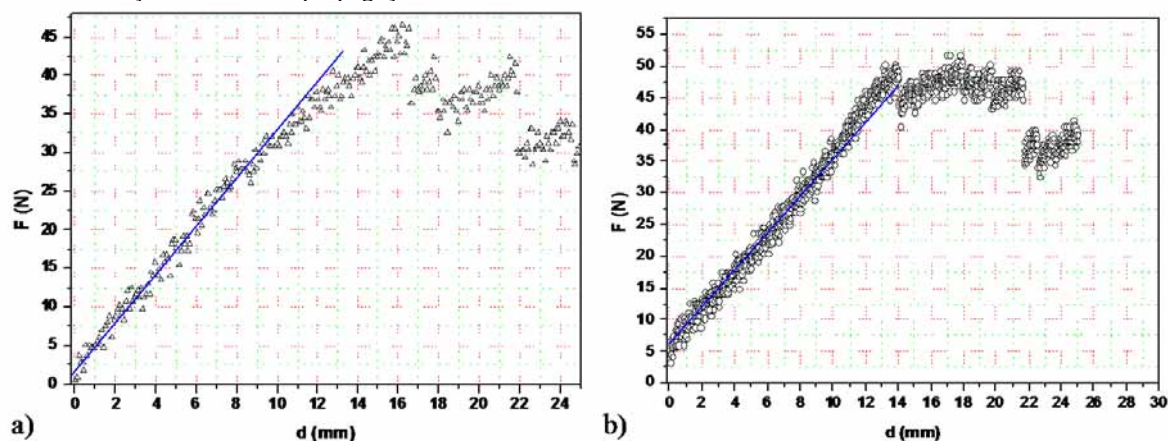
Figura 4.4 – Caminho da trinca acompanhada da borda para o modo I.



Fonte: (do autor).

Entre os corpos de prova, a energia de propagação (G_I) tem o mesmo formato (em serra – Figura 4.3 – similar ao encontrado nas curvas $F \times \delta$ no Apêndice D) com pouca dispersão, porém o valor de G_{Ic} tem dispersão mais alta como mostrado na Tabela 4.3, quando comparados a alguns sistemas de laminados unidirecionais apresentados na norma ASTM D5528-01. Estes valores são de difícil determinação, devido à restrição de resolução da câmera, e também quanto ao método de não linearidade da curva de força $\times$ deslocamento apresentar um aumento do coeficiente angular, deste modo, não seguindo as definições da norma ASTM D5528-01, como pode ser observado na Figura 4.5.

Figura 4.5 – Gráficos de $F \times \delta$ para determinação de G_{Ic} por NL – Laminado 1: a) seguindo definição da norma; b) oposto à definição de início de propagação.



Fonte: (do autor).

Os valores de coeficiente de variação no modo I, mostrado na Tabela 4.3, são significativos, devido ao posicionamento do inserto na estrutura irregular do tecido, podendo se posicionar no urdume ou na trama, este último ocasiona aumento da energia crítica. Pode-se ressaltar a interação do modo I de propagação com cada obstáculo próximo à ponta da trinca.

Tabela 4.3 Valores de tenacidade à fratura e valores críticos de carga e deslocamento para o modo I - Laminado 1.

Corpo de prova	G_{Ic}	P_{Ic}	δ_{Ic}
num	(J/m²)	(N)	(mm)
CP1	515	46,00	12,44
CP2	413	37,08	12,39
CP3	360	40,14	11,22
CP4	394	36,00	12,6
CP5	522	46,00	14,01
Média	441	41,04	13
Desvio	73	4,77	0,77
CV	16,5%	11,6%	5,9%

*CV-coeficiente de variação.

Fonte: (do autor).

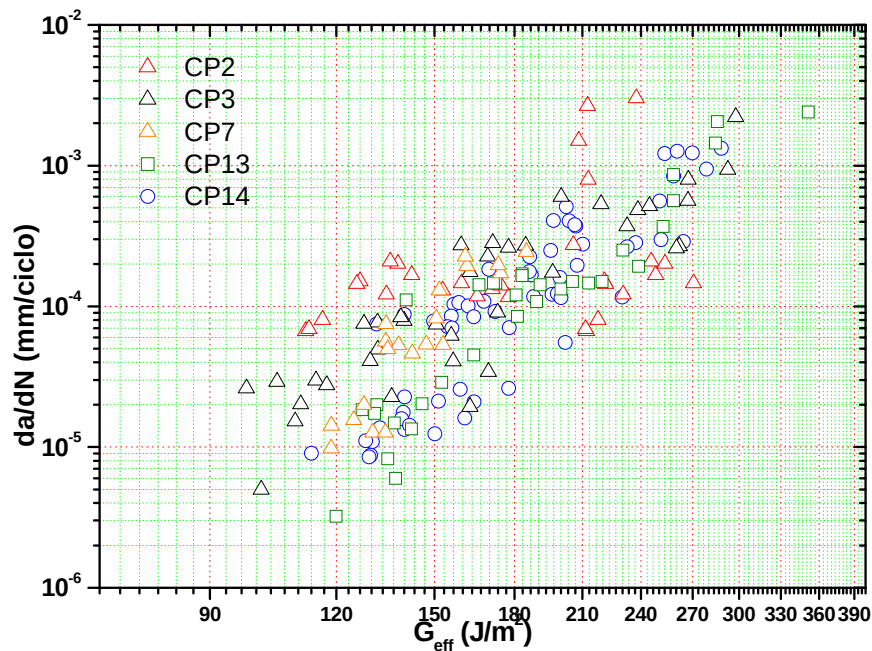
4.2.2 Delaminação no regime cíclico

Nos ensaios para determinação da taxa de propagação, observou-se espalhamento significativo na taxa de propagação em todos os corpos de prova. Para carregamento cíclico, em superfície irregular gerada pela trama 5HS, os dados experimentais indicam resultados comparados ao quasi-estático, em que é difícil estabelecer uma tendência de comportamento da propagação da trinca, como mostrado na Figura 4.6. Esta tendência se refere ao patamar, como o observado em carregamento estático, e a região linear, em curva de $\text{Log}(da/dN) \times \text{Log}(G)$ para carregamento cíclico.

A região linear que define a relação de da/dN com G é parcialmente indefinido neste material, por um evento não linear, que tem periodicidade na trama. A trinca se propaga de maneira linear na região I da Figura 4.7, devido à alta energia e pouca interferência da trama. A não linearidade ocasiona uma alteração na taxa de crescimento ao atravessar a região da trama. A interpretação desse evento pode ser explicada pela trinca estacionária, no círculo da Figura 4.7, como ocorre no modo estático, porém com a ação do carregamento cíclico para geração de danos à frente da ponta da trinca. O evento subsequente é o crescimento da trinca à mesma taxa de propagação na região II, ao invés da redução da taxa. O evento não linear se prolonga por uma extensão de 4 mm, o que excedeu a largura do cabo da trama em 2 mm aproximadamente, como exemplificado na Figura 4.7. Após este evento, a velocidade de propagação volta à condição

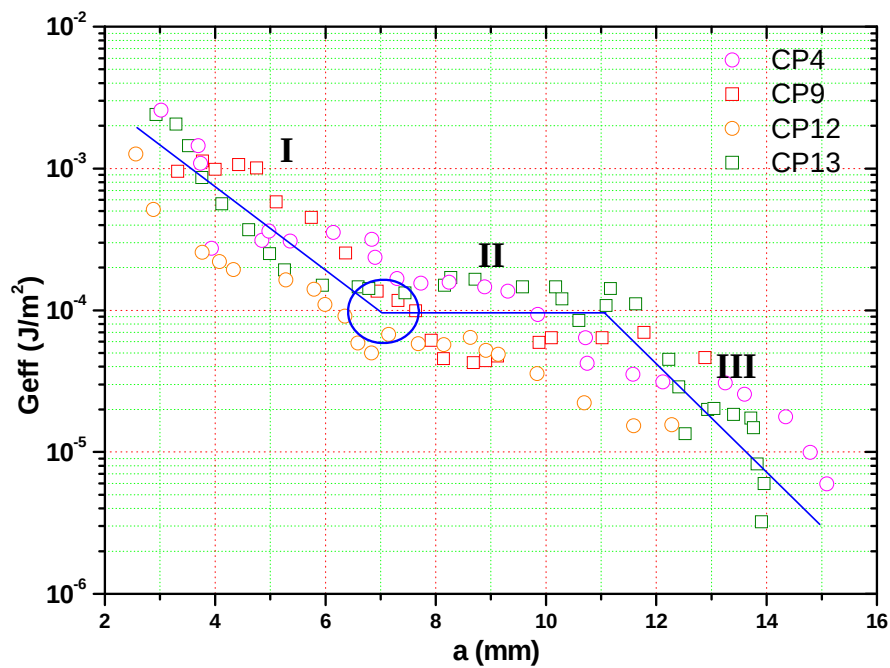
linear como mostrado na região III.

Figura 4.6 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2.



Fonte: (do autor).

Figura 4.7 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2.



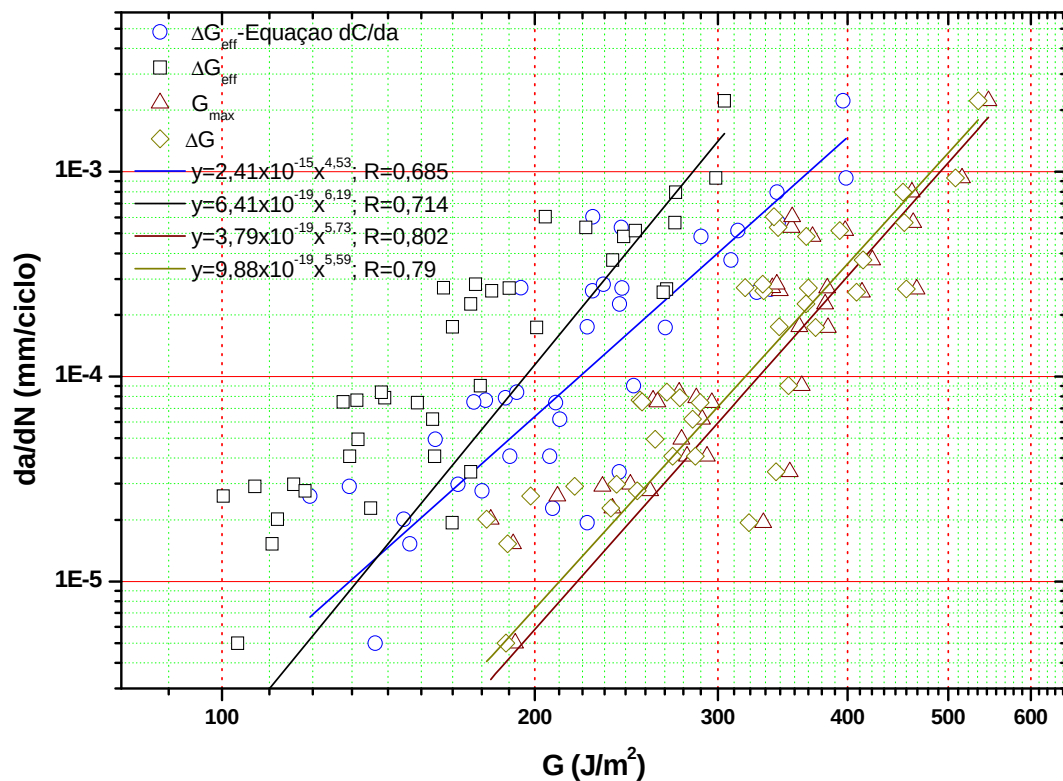
Fonte: (do autor).

A etapa seguinte abrange a adaptação da formulação da lei de propagação de trinca para os dados experimentais, de acordo com os parâmetros que controlam o seu crescimento. Na Figura 4.8 estão representados quatro parâmetros mencionados na revisão da literatura, onde se observam diferenças nos expoentes e nos coeficientes lineares, assim como, no valor do ajuste da regressão linear.

A equação com parâmetro ΔG_{eff} – dC/da é a que proporciona o menor expoente e, portanto, um crescimento mais controlado da trinca. Essa formulação leva em conta a amplitude de carregamento que atua na frente da trinca e também a mudança da derivada $\frac{dC}{da}$ a cada incremento da trinca. Outros parâmetros apresentam expoentes maiores, sendo que G_{max} e ΔG , calculados com a derivada, tiveram expoentes similares.

Dentre as formulações analisadas da Figura 4.8, o parâmetro ΔG considera não somente a amplitude de carregamento atuando na frente da trinca, como também o carregamento médio, situações que foram investigadas no tópico 4.2.3 de análise fractográfica.

Figura 4.8 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2 – segundo ΔG_{eff} , G_{max} , ΔG .



Fonte: (do autor).

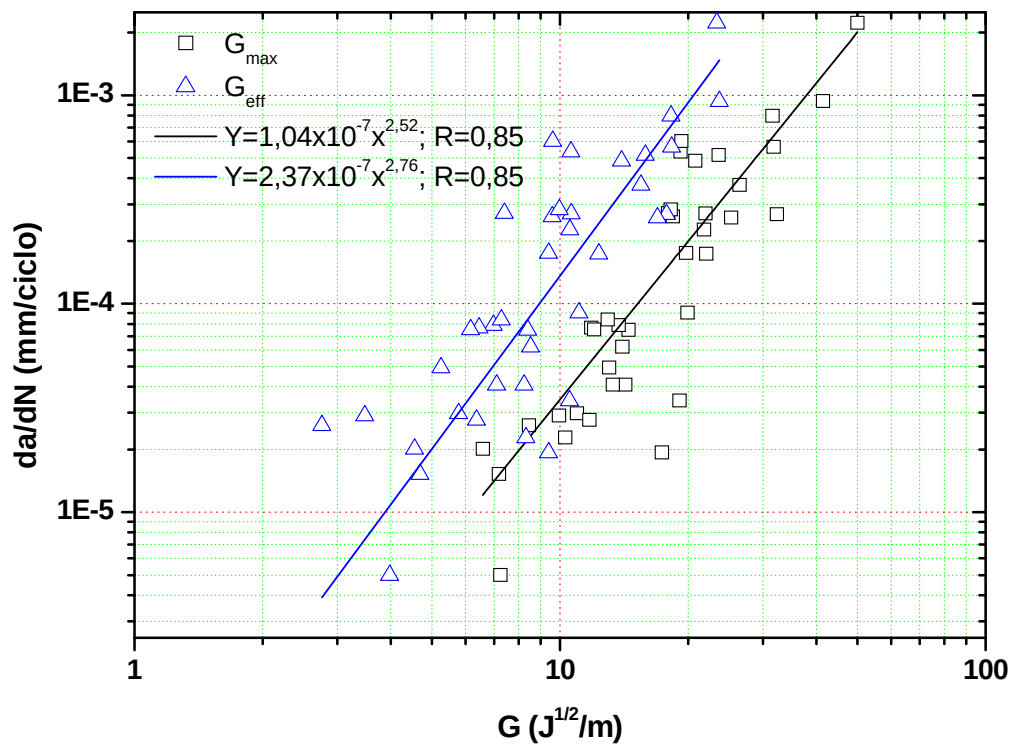
No mesmo corpo de prova os dados experimentais foram ajustados à formulação que considerou as propriedades do material (G_{IR}), que se refere à média da tenacidade à fratura na propagação quase-estática, um valor estimado da energia de *threshold* da trinca G_{th} e G_{max} , conforme a equação (2.17). Outro ajuste é referente à mesma formulação, porém substituindo-se G_{max} por ΔG_{eff} .

Outras duas formulações ilustradas na Figura 4.9 apresentam resultados interessantes, pois os expoentes β são comparáveis aos valores utilizados com fator intensidade de tensão na ponta da trinca ($\Delta K-SIF$) para metais, os quais possuem expoente aproximadamente igual a 2 (JONES at al, 2012), além dos modelos fornecerem melhor ajuste com os dados experimentais.

O modelo parte da ideia que é preciso ter uma energia mínima maior que a energia de *threshold* para que ocorra a propagação da trinca e a aceleração da delaminação ocorre quando o G_{max} se aproxima do G_{IR} (JONES, 2012; HARRIS, 2003).

Em todas as curvas das Figs. 4.8 e 4.9 não podem ser visualizadas a região de *threshold* que, em alguns casos, apresentam taxa de propagação na faixa de 10^{-7} mm/ciclo (JONES at al, 2012).

Figura 4.9 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2, segundo modelo de Jones at al (2012)



Fonte: (do autor).

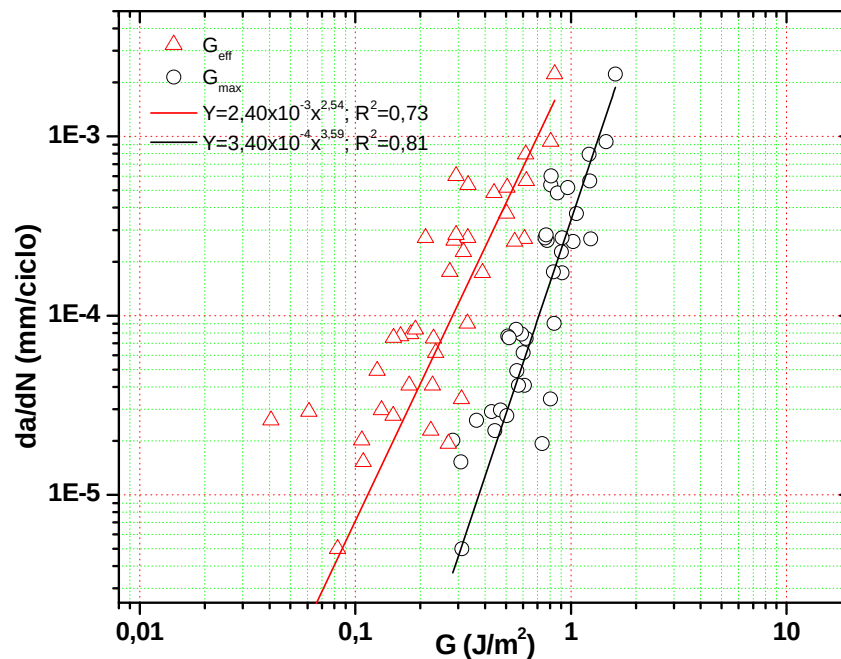
Uma formulação ajustada aos dados experimentais e não mencionada na revisão bibliográfica é a proposta por Andersons (KHAN, 2013), que é mostrada na equação (4.1). Este modelo leva em conta que o dano na ponta da trinca é função dos carregamentos cíclico e estático (G_c), sendo o cíclico atribuído à carga média (G_m).

$$\frac{da}{dN} = C \left[\frac{(\Delta G_{eff} - G_{thr})}{G_c - G_m} \right]^\beta \quad (4.1)$$

A aplicação do modelo da equação (4.1) aos dados experimentais é mostrada na Figura 4.10. Apesar da variação da amplitude de carga ser corretamente expressa por ΔG_{eff} , o valor de G_{min} pode ter uma interferência considerável na transição da carga máxima para mínima, o que gera espalhamento significativo dos resultados, como pode ser visto na Figura 4.10.

As interferências relacionadas à G_{min} no caminho para a carga mínima (fechamento da trinca) são explicadas pela restrição ao fechamento causadas pelo urdume, rugosidades entre trama e urdume e partículas provenientes do atrito (PASCOE; ALDERLIESTEN; BENEDICTUS, 2013).

Figura 4.10 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 2, segundo modelo de Andersons (KHAN, 2013).



Fonte: (do autor).

Na Tabela 4.4 é apresentado um resumo das leis adotadas, suas constantes (C) e os exponenciais de velocidade da trinca (β) obtidos experimentalmente.

Tabela 4.4 Resumo das leis de propagação para o modo I.

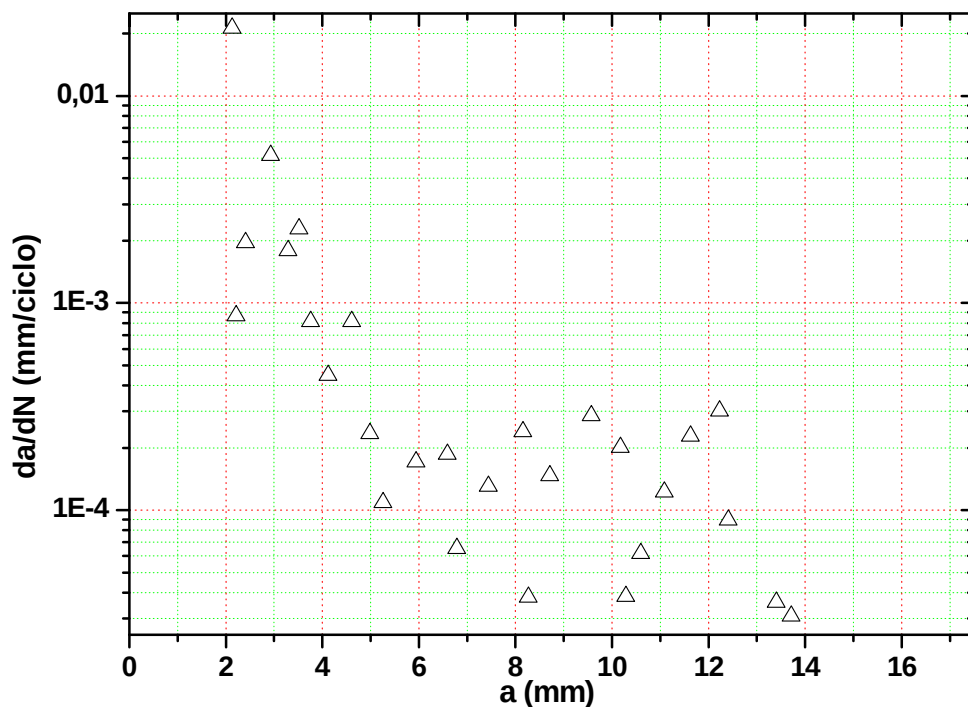
Referente à Figura	Modo de Propagação	Equação	Parâmetros de controle de crescimento da trinca	C (Constante - mm/ciclo)	β (velocidade da trinca)	R ²
4.8	I	(2.2)	ΔG_{eff}	$2,41 \times 10^{-15}$	4,53	0,685
4.8	I	(2.2)	ΔG_{eff}	$6,41 \times 10^{-19}$	6,19	0,714
4.8	I	(2.2)	G_{max}	$3,79 \times 10^{-19}$	5,73	0,802
4.8	I	(2.2)	ΔG	$9,88 \times 10^{-19}$	5,59	0,79
4.9	I	(2.17)	$\left(\frac{\sqrt{G_{max}} - \sqrt{G_{thr}}}{\sqrt{1 - \sqrt{G_{max}}/G_c}} \right)$	$1,04 \times 10^{-7}$	2,52	0,85
4.9	I	(2.17)	$\left(\frac{\sqrt{\Delta G_{eff}} - \sqrt{G_{thr}}}{\sqrt{1 - \sqrt{\Delta G_{eff}}/G_c}} \right)$	$2,37 \times 10^{-7}$	2,76	0,85
4.10	I	(4.1)	$\left[\frac{(G_{max} - G_{thr})}{G_c - G_m} \right]$	$8,97 \times 10^{-4}$	3,24	0,81
4.10	I	(4.1)	$\left[\frac{(\Delta G_{eff} - G_{thr})}{G_c - G_m} \right]$	$2,47 \times 10^{-3}$	2,54	0,73

Fonte: (do autor).

4.2.3 Escolha do modelo de propagação segundo mecanismos de falha

Foram realizadas investigações fractográficas para melhor compreender quais parâmetros possuem significado físico na propagação de trincas, i.e. ΔG_{eff} , ΔG , G_{max} . As imagens foram diretamente comparadas com o comprimento de trinca ilustrado na Figura 4.11. Nas micrografias analisadas, as setas cheias indicam o sentido da propagação global.

Figura 4.11 – Taxa de crescimento de acordo com comprimento da trinca do CP13 do laminado 2.

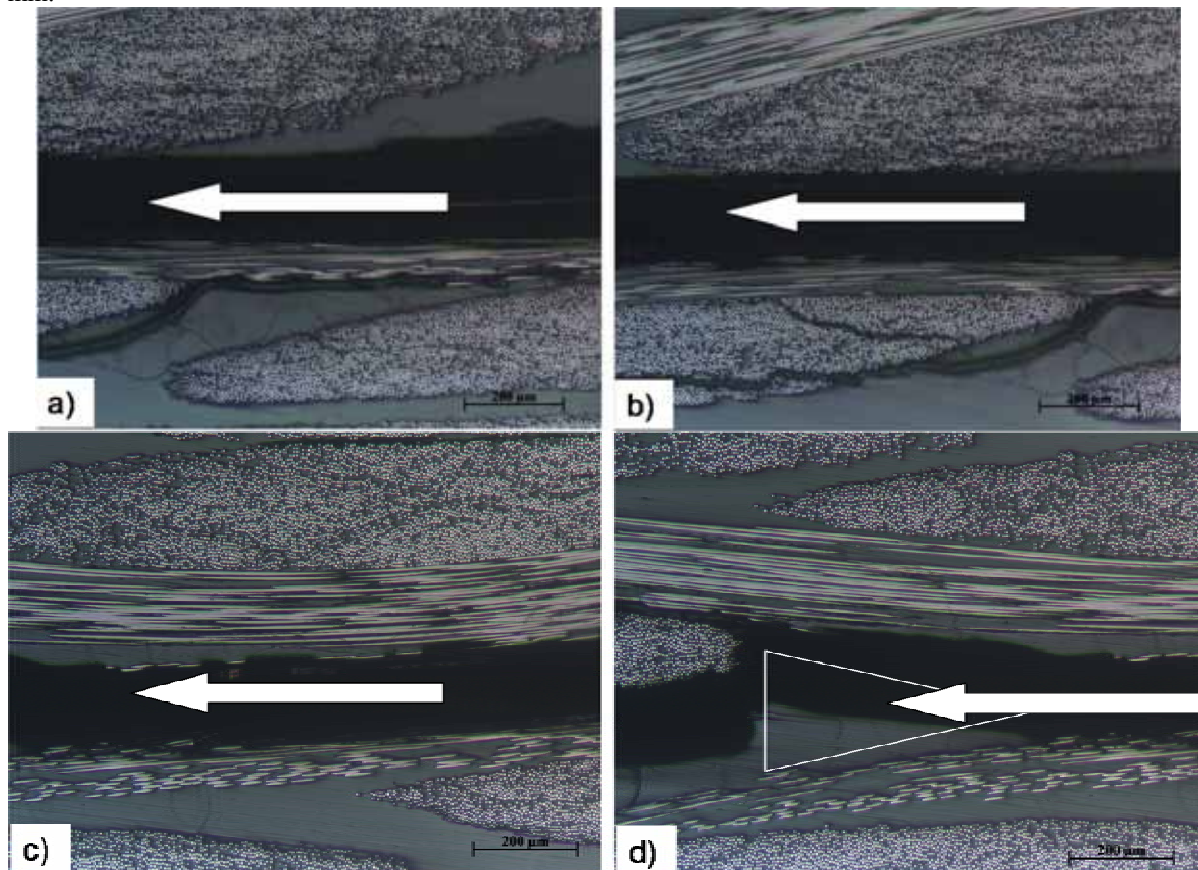


Fonte: (do autor).

Nas primeiras análises, por microscopia óptica pela técnica por reflexão, as ampliações foram entre 25x e 100x em campo claro. A técnica pode resolver bem a imagem, considerando que a fibra de carbono reflete a luz aumentando o contraste, enquanto que poros e microtrincas aparentam uma imagem escurecida.

Nos primeiros 3 mm de propagação de trinca, o aspecto de fratura deve ser como o da condição estática, pois o início dos ensaios no modo I foram realizados com o máximo deslocamento para abertura da trinca (δ_{max}), estas fraturas estão representadas nas Figuras 4.12a e 4.12b.

Figura 4.12 – Trinca inicial no corpo de prova 13: a) ponta da trinca; b) início da delaminação; c) e d) com $a \approx 2,5$ mm.



Fonte: (do autor).

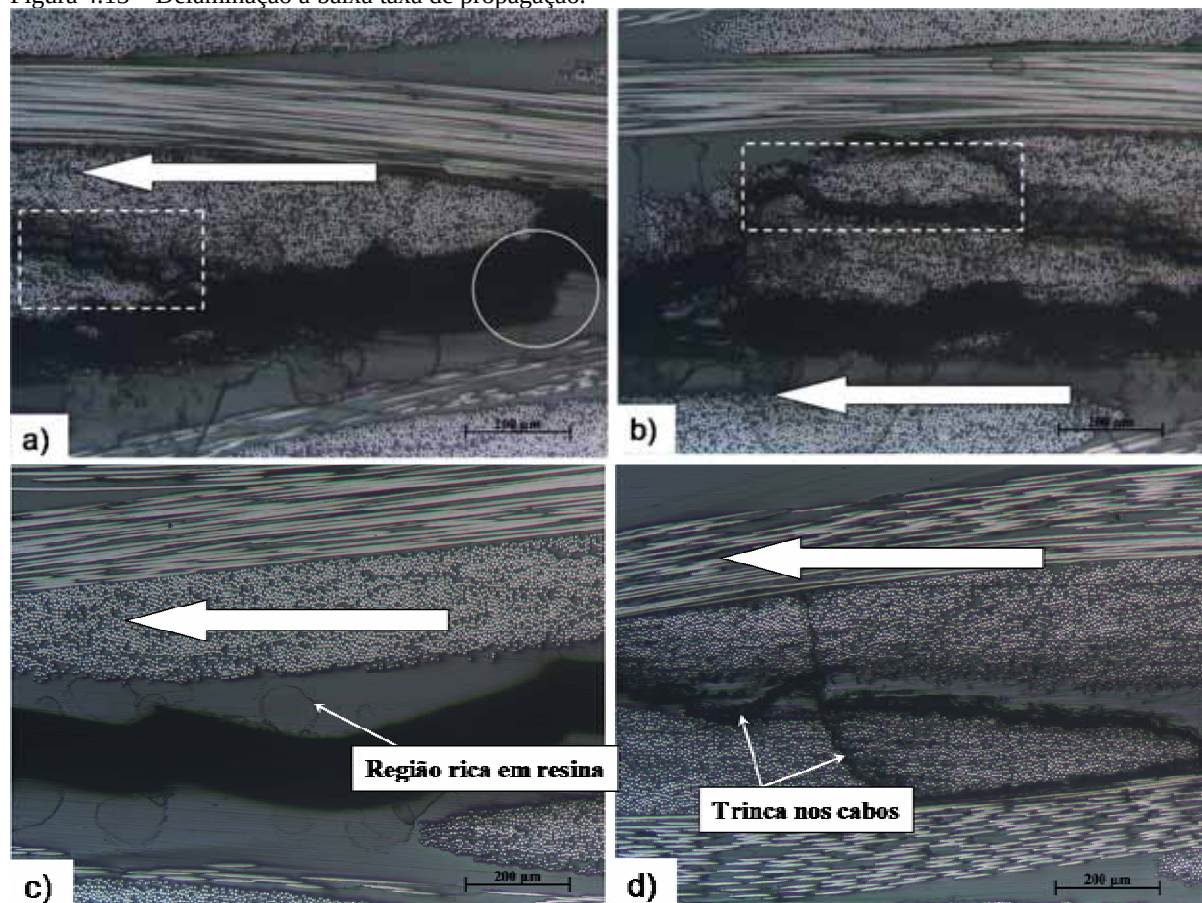
As Figs. 4.12c e 4.12d ilustram o caminho da trinca a alta taxa de propagação, em que se tem comportamento linear da delaminação em camadas adjacentes atravessando fibras a 0° e, posteriormente, encontrando região rica em resina (detalhe na Figura 4.11d) e fibra a 90° . Nota-se o desvio do caminho da trinca com atuação do carregamento no cabo a 90° .

Nos perfis de propagação ilustrados nas Figuras 4.12a, b, c e d, fica bem claro que o caminho da trinca é um domínio da região da matriz, o que significa a ocorrência de falha coesiva e, conseqüentemente, o indicativo de boa interface fibra/matriz. Outro indicativo da falha coesiva é ausência de *fiber bridging*, que é a formação de pontes de fibras que conectam as duas interfaces, conduzindo à “resistência adicional à fratura”.

Com a extensão da trinca em $a \approx 5$ mm, a taxa de propagação atinge um ponto onde há acúmulo de danos sem o avanço da trinca, como indicado na Figura 4.13 nos retângulos. Os danos adjacentes à trinca principal ocorreram no cabo a 90° em que se pressupõe que a trinca

estava estacionada no cabo, como ilustrado na Figura 4.13a no detalhe circular. Esta descrição pode ser comparada à explicação dada à Figura 4.7.

Figura 4.13 – Delaminação à baixa taxa de propagação.



Fonte: (do autor).

Após a trinca ultrapassar o ponto de não linearidade da curva de Paris, como ilustrado na Fig. 4.14 (quadrado em laranja), a propagação volta ao regime linear perto da região de *threshold* de propagação, o que ocorre em uma zona rica em resina como mostra a Figura 4.13c. Com o avanço da trinca, outra zona de danos é criada, como mostra a Figura 4.13d.

As transições descritas, comparando-se a evolução da trinca pela borda, são mais visíveis no gráfico de da/dN , quando se adota o parâmetro de amplitude de energia denotado por ΔG_{eff} , conforme gráfico da Figura 4.14. Para os outros parâmetros há menor espalhamento dos pontos, pois as leis não contabilizam o efeito da energia mínima.

Um ponto que pode ser notado na sequência de eventos previamente descrita é a mudança das condições da ponta da trinca e, em consequência, a abertura da mesma, o que pode mudar a

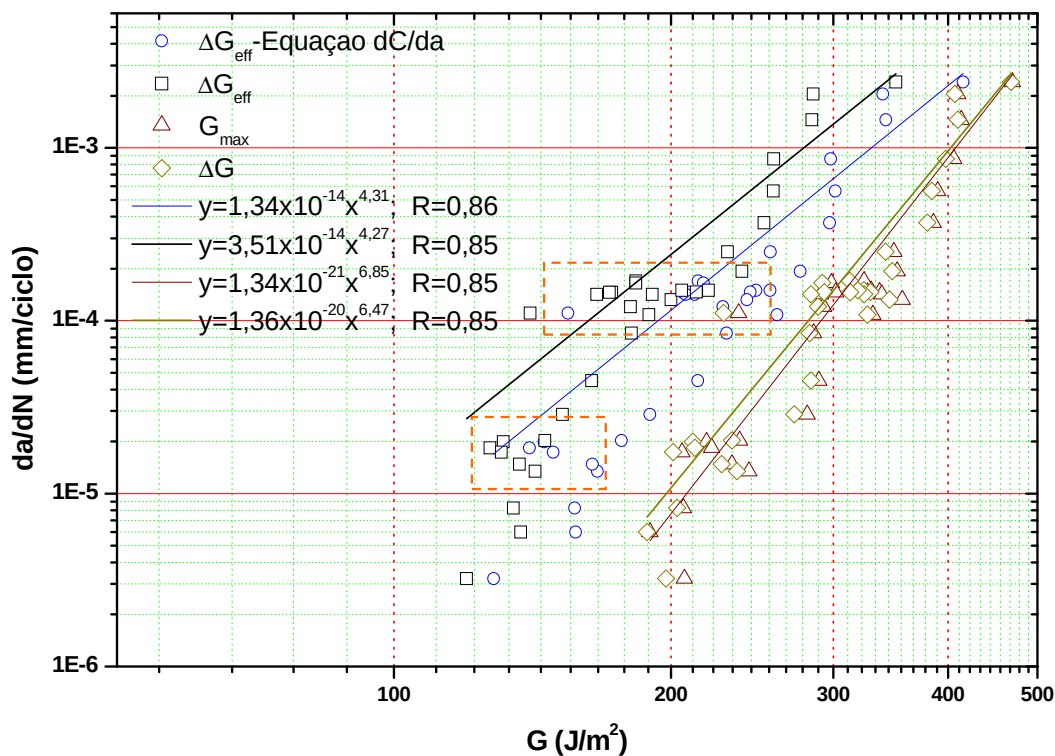
correção da ponta da trinca sugerida pela ASTM D5528-01 no regime quasi-estático, sendo mais conveniente a adoção da derivada dC/da para cada incremento em regime cíclico.

O processo de crescimento da trinca acompanhado pela borda tem suas restrições para uma descrição mais detalhada da influência dos parâmetros que controlam o crescimento da trinca, sendo mais apropriada a microscopia eletrônica de varredura (MEV), como detalhado a seguir.

Nas análises fractográficas realizadas por MEV, as setas cheias representam a propagação global da trinca, enquanto as menores indicam os mecanismos de falha ou propagação local.

Na Figura 4.15a no detalhe 1, a fratura quase-estática ocorre com formação inicial de marcas de rio e, posteriormente, convergem em escarpas, região mais brilhante. O detalhe 2 representa uma propagação local, a qual tem início na trama e tende a ser perpendicular em relação à propagação global, desta forma, gerando os cúspides (PURSLOW, 1986). A propagação perpendicular tem origem na sobrecarga, que marca a região de instabilidade da trinca.

Figura 4.14 – Taxa de crescimento da trinca do CP13 do laminado 2.

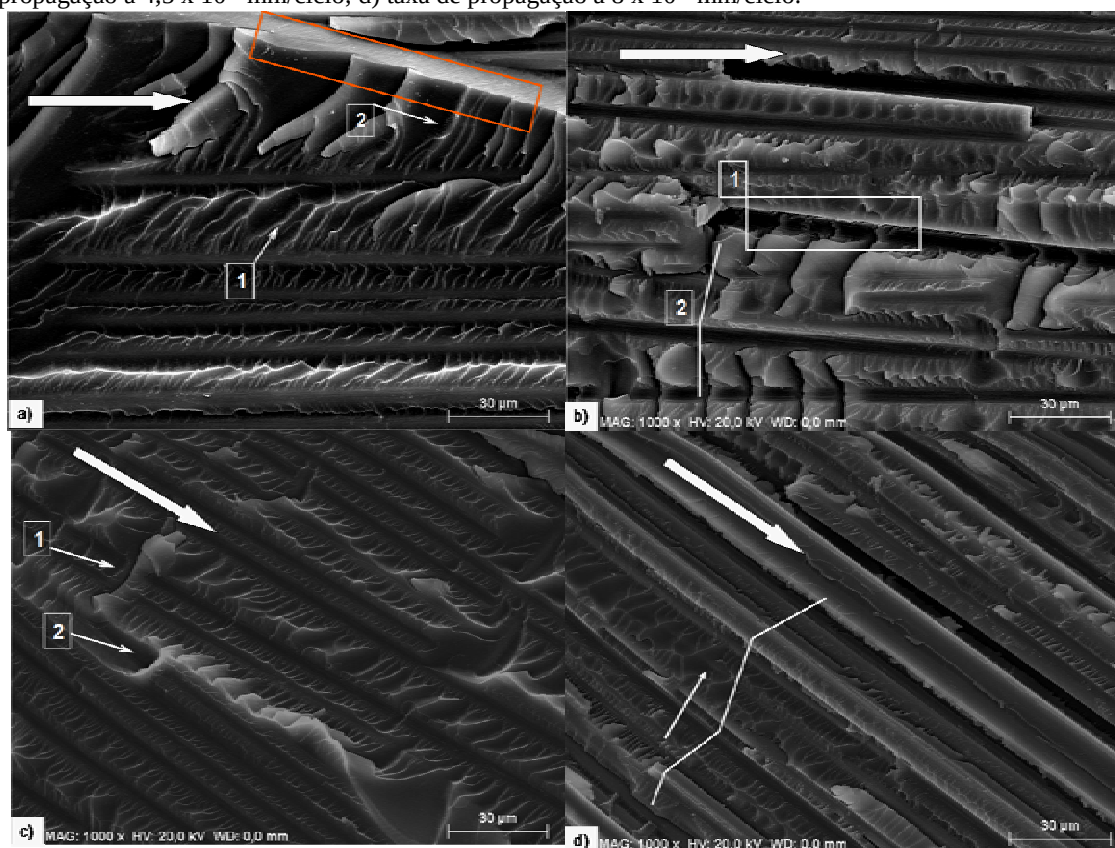


Fonte: (do autor).

A Figura 4.15b apresenta uma região linear de propagação da trinca na faixa de 200 a 240 J/m². Na Figura 4.15b pode ser conferida duas indicações do processo de abertura da trinca nos detalhes 1 e 2, que são o arrancamento da fibra e a formação do espelho das costelas (*ribs*), respectivamente (PURSLOW, 1981). Os mesmos mecanismos de fratura podem ser vistos na Figura 4.15c, porém com uma taxa de propagação menor.

A região com baixa taxa de propagação perto do *threshold* é representada pela Fig 4.15d, que indica propagação pelo cabo e não pela interface como nas figuras anteriores. Este caso pode ser verificado pela formação de degraus pelo cabo, onde também é possível visualizar escarpas menos pronunciadas, quando comparado aos casos anteriores.

Figura 4.15 – Superfície de fratura: a) alta taxa de propagação; b) taxa de propagação à $1,5 \times 10^{-4}$ mm/ciclo; c) taxa de propagação à $4,5 \times 10^{-5}$ mm/ciclo; d) taxa de propagação à 8×10^{-6} mm/ciclo.

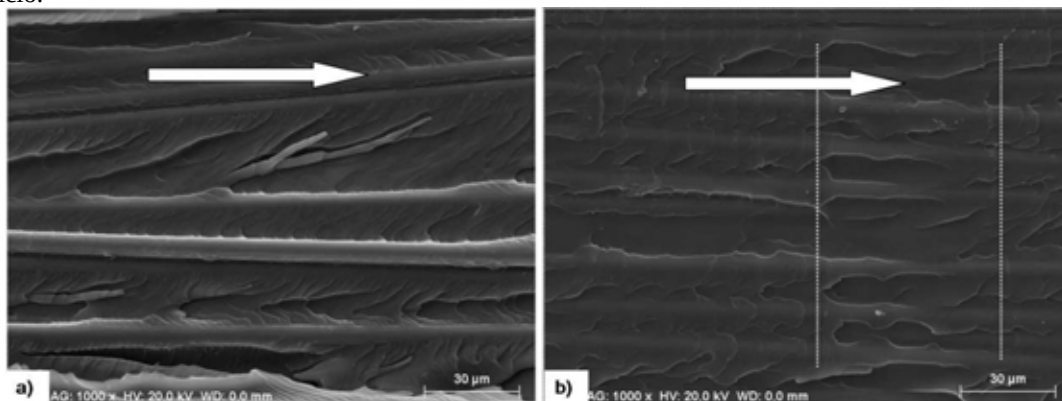


Fonte: (do autor).

No centro da fratura pode ser observada uma superfície mais plana com escarpas menos elevadas, como as das Figuras 4.16a e 4.16b. As linhas tracejadas da Figura 4.16b representam uma leve mudança nos padrões de fratura para cada faixa separada pela respectiva linha, o que

pode ser atribuído à amplitude de carregamento de acordo com a formulação: ΔG_{eff} (RANS; ALDERLIESTEN; BENEDICTUS, 2011).

Figura 4.16 – Superfície de fratura: a) taxa de propagação a $1,5 \times 10^{-4}$ mm/ciclo; b) taxa de propagação a $1,8 \times 10^{-5}$ mm/ciclo.



Fonte: (do autor).

De acordo com as discussões apresentadas nos últimos parágrafos notam-se diferenças nas posições da delaminação, como a ocorrência de falha interfacial fibra/matriz na Figura 4.15, enquanto que no centro há uma maior incidência de falha coesiva.

Apesar do comportamento da propagação da trinca apresentar forte dependência com a irregularidade da superfície do tecido, as impressões deixadas na superfície da matriz indicam que a mesma está associada ao controle da propagação. Essas características podem ser relacionadas, também, às características do processamento por RTM e ao sistema de resina utilizado, que garantem baixa fração volumétrica de vazios. No Apêndice A pode ser conferido alguns mecanismos de propagação característicos para esta condição de processamento e carregamento cíclico no modo I puro.

4.3 PROPAGAÇÃO DA TRINCA NO MODO II

4.3.1 Delaminação no regime quasi-estático

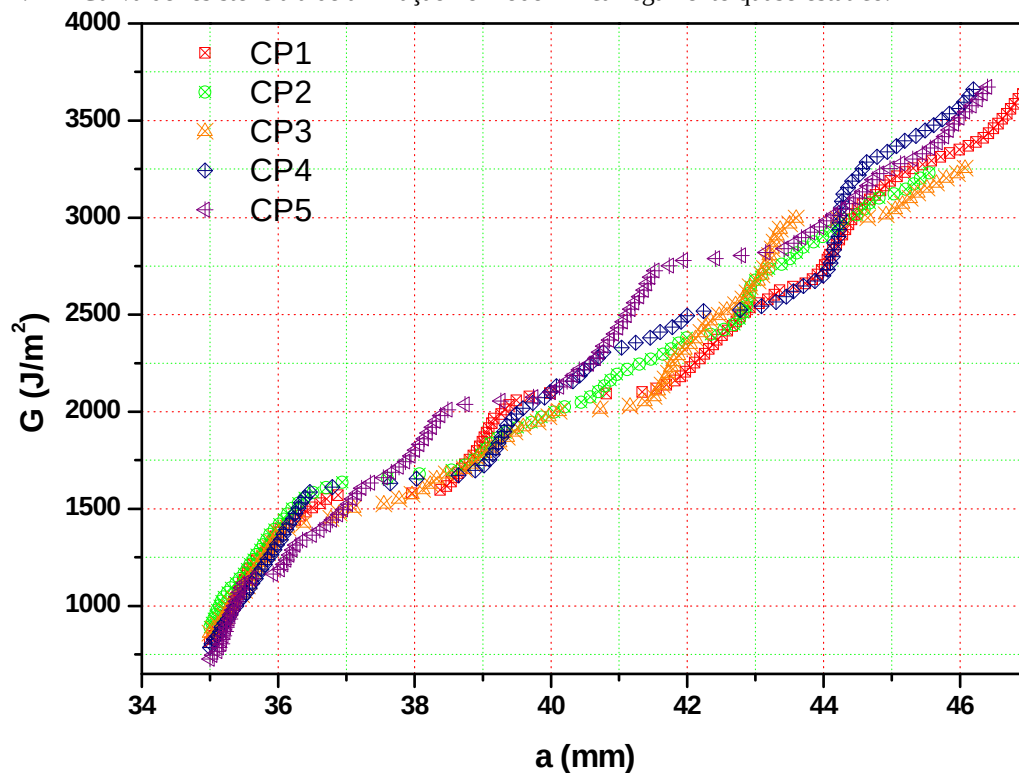
Na Figura 4.17, os pontos na marca de 35 mm indicam a energia crítica de propagação (G_{IIc}), apresentados na Tabela 4.5, e os demais pontos indicam o avanço da delaminação. Os valores de energia foram calculados com base no gráfico $F \times \delta$, que se encontra no Apêndice E.

A delaminação no modo II avança de forma instável por uma zona, previamente deformada por cisalhamento. Deste modo, a ponta da trinca não é tão definida como no modo I. Outro comportamento ausente neste modo de propagação é o decréscimo de energia a cada avanço instável. Este evento é explicado pela formação de uma zona de microtensões a frente da ponta da trinca (PURSLOW, 1987; GREENHALGH, 2009), o que evita a queda de energia elástica, o processo pode ser visualizado na Figura 4.18.

O constante aumento da energia de propagação pode ser explicado pelo aumento da área afetada na formação de microtensões à medida que a trinca se aproxima do ponto de aplicação da força (flexão em três pontos), sem a formação de um patamar de propagação (*steady state*), como observado no modo I. Alguns autores mencionam que essa configuração de teste permite somente a determinação da tenacidade à fratura sem definição para a energia de propagação (ARRESE et al, 2010).

Outra característica da propagação no modo II em superfície irregular é o efeito da trama, tanto para o salto para outra seção, quanto para conter a formação das microtensões à frente da trinca, formando um efeito “escada” no avanço da trinca.

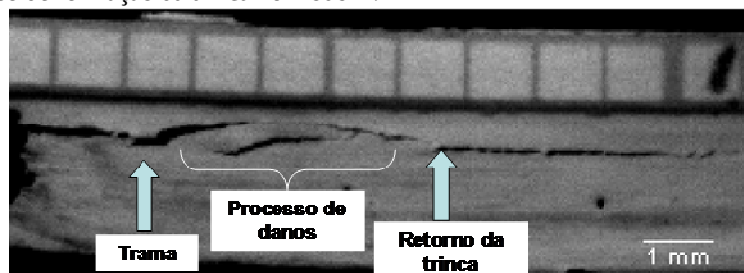
Figura 4.17 – Curva de resistência à delaminação no modo II - carregamento quase-estático.



Fonte: (do autor).

Quanto à tenacidade a fratura G_{IIc} , o valor não sofre variação como no modo I, devido à pouca interferência da seção da trama para o início de delaminação, o que facilita a detecção do ponto pelo método de não linearidade da curva força x deformação.

Figura 4.18 – Processo de formação da trinca no modo II.



Fonte: (do autor).

Tabela 4.5 Valores de tenacidade à fratura e respectivas cargas e deslocamentos críticos para o modo II.

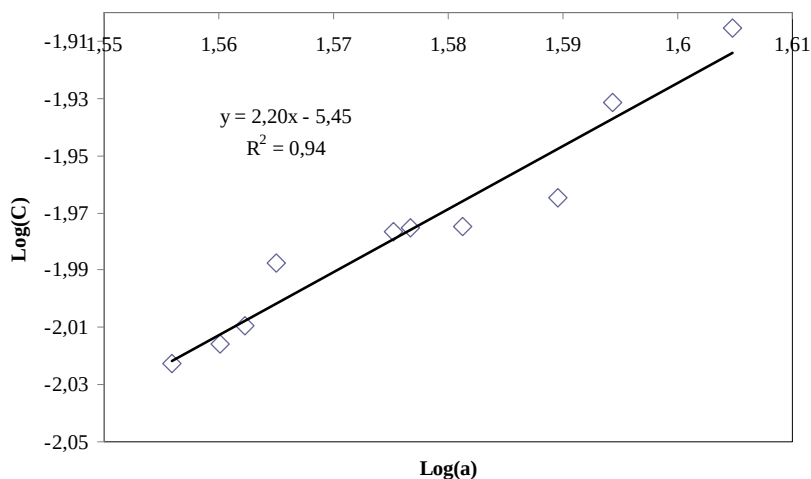
Corpo de prova num	G_{IIc} J/m^2	F_{IIc} N	δ_{IIc} mm
1	891	445,0	3,47
2	860	433,7	3,44
3	814	428,1	3,30
4	785	420,5	3,24
5	726	403,6	3,12
Média	815	426,2	3,31
Desvio	65	15,4	0,14
CV	7,9%	3,6%	4,4%

Fonte: (do autor).

4.3.2 Delaminação no regime cíclico

A redução dos dados para o ensaio de fadiga foi realizado como o utilizado no modo I em fadiga. A energia envolvida para o incremento da trinca foi calculado com o modelo exponencial, o qual relaciona a variação do tamanho da trinca elevado a $\underline{n}$ com o inverso da rigidez (C). A Figura 4.19 apresenta o ajuste dos dados experimentais desta relação.

Figura 4.19 – Gráfico para obtenção da relação do tipo $C=ma^n$ para o cálculo da energia.

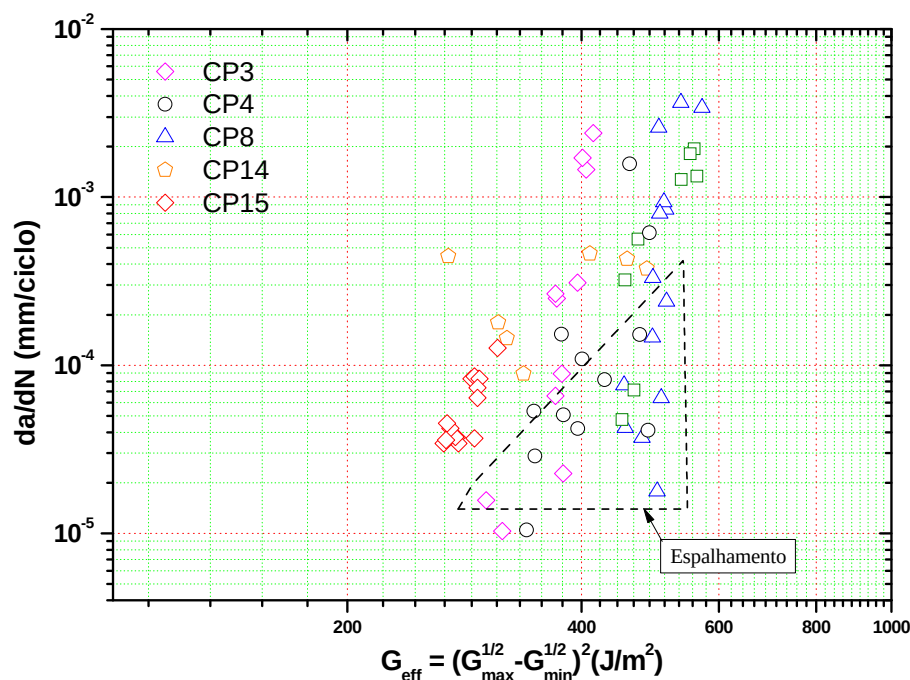


Fonte: (do autor).

Diferentemente do modo I, no modo II foi adotado um percentual da força crítica (P_{Ic}) para o início dos ensaios, pois valores muito próximos a P_{Ic} conduzem ao crescimento instável da trinca, o que compromete o acompanhamento da trinca próximo à pré-trinca. O CP15 da Figura 4.20, por exemplo, teve início a uma taxa de propagação menor e, portanto, menor valor de energia.

Em regime cíclico, nota-se certa influência do comprimento da trinca com o ponto de aplicação do carregamento, em processo parecido com o ensaio estático. Por exemplo, CP3, CP4 e CP8 tiveram início do ensaio ENF em alta taxa e terminaram com baixa taxa de propagação, atingindo um comprimento de trinca total de 44 mm, aproximadamente. Por esta razão, foi gerado um espalhamento dos dados de da/dN mostrado no detalhe da Figura 4.20.

Figura 4.20 – Gráfico para obtenção da relação $C=ma^n$ para cálculo da energia.

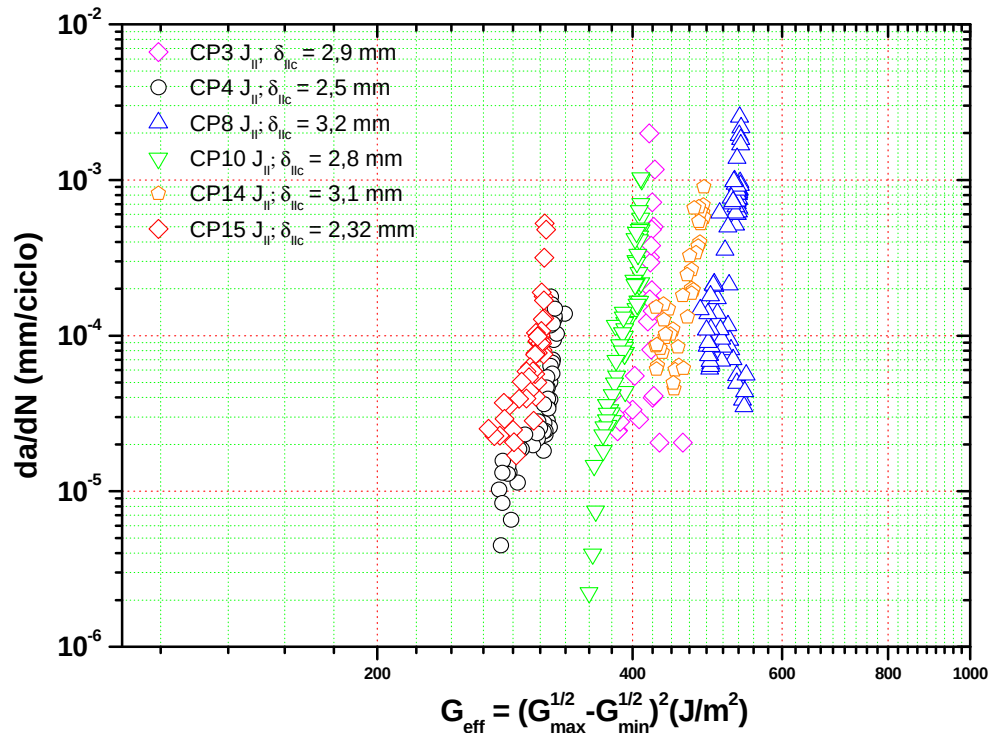


Fonte: (do autor).

Com o método da trinca equivalente, para o cálculo da energia (J_{II}), há discordâncias entre as curvas, ou seja, possuem taxas de propagação iguais em diferentes valores de energia. Como os dados de força e deslocamento são coletados a cada 100 ciclos, e estes são a base para o cálculo de J_{II} , observa-se constante redução da força, fator que considera a formação da trinca equivalente, porém não há trinca visível somente dano.

Apesar de o método mostrar que há geração de danos e, portanto, ser realista, não há separação de planos, o que não configura uma frente de trinca bem definida. O decréscimo de carregamento é explicado pelo processo de nucleação e saturação dos cúspides, os quais são responsáveis por 20 a 50% da energia antes do próximo incremento (GREENHALGH et al, 2009). Os dados experimentais obtidos por J_{II} foram calculados segundo as leis estudadas, apenas com o propósito de comparação com os dados obtidos pela trinca medida, como mostrado na Figura 4.21.

Figura 4.21 – Gráfico para obtenção da relação $C=ma^n$ para cálculo da energia.

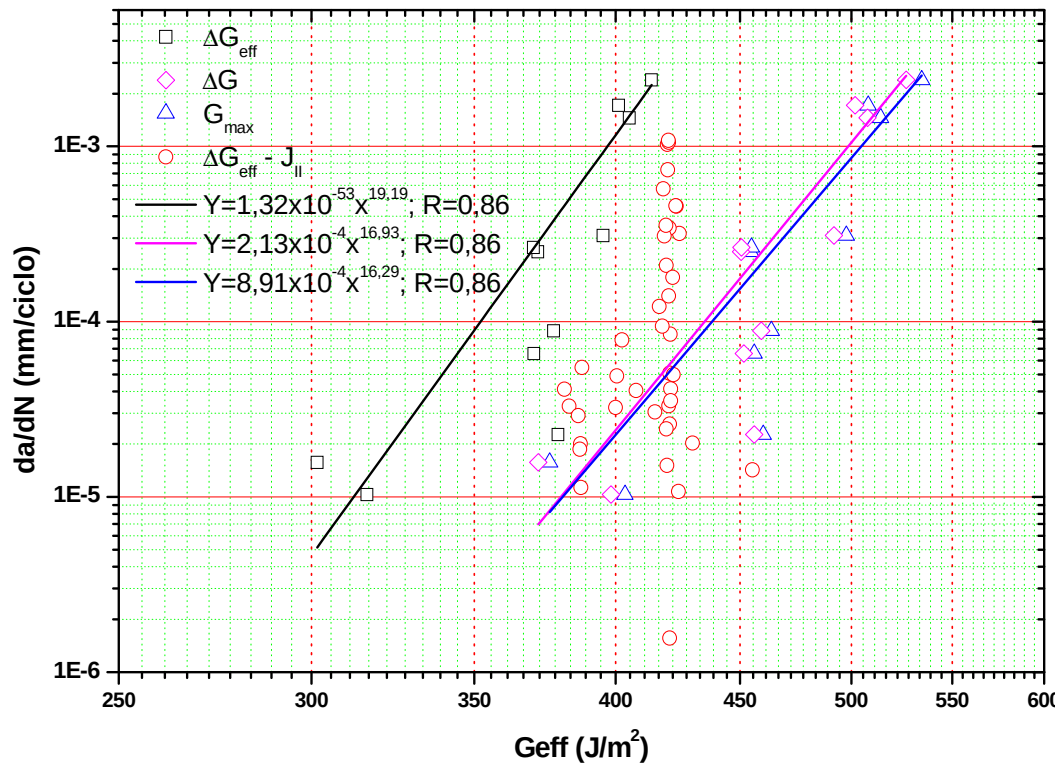


Fonte: (do autor).

Como no modo I de propagação, foram testados alguns parâmetros que controlam o crescimento da trinca no modo II. Para o crescimento de trinca utilizando-se a trinca equivalente não foi possível o ajuste de um modelo, devido à alta dispersão na região de baixa taxa de propagação. Os demais ajustes forneceram um alto coeficiente β da lei de Paris, quando comparado ao modo I, como apresentado na Figura 4.22.

Observações na redução de dados para ambos os laminados mostraram uma menor contribuição da ondulação do tecido para o controle da propagação da trinca no modo II (“*arresting crack*”) e maior dependência desta com a matriz, devido à maior susceptibilidade a danos a baixos carregamentos.

Figura 4.22 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 5.

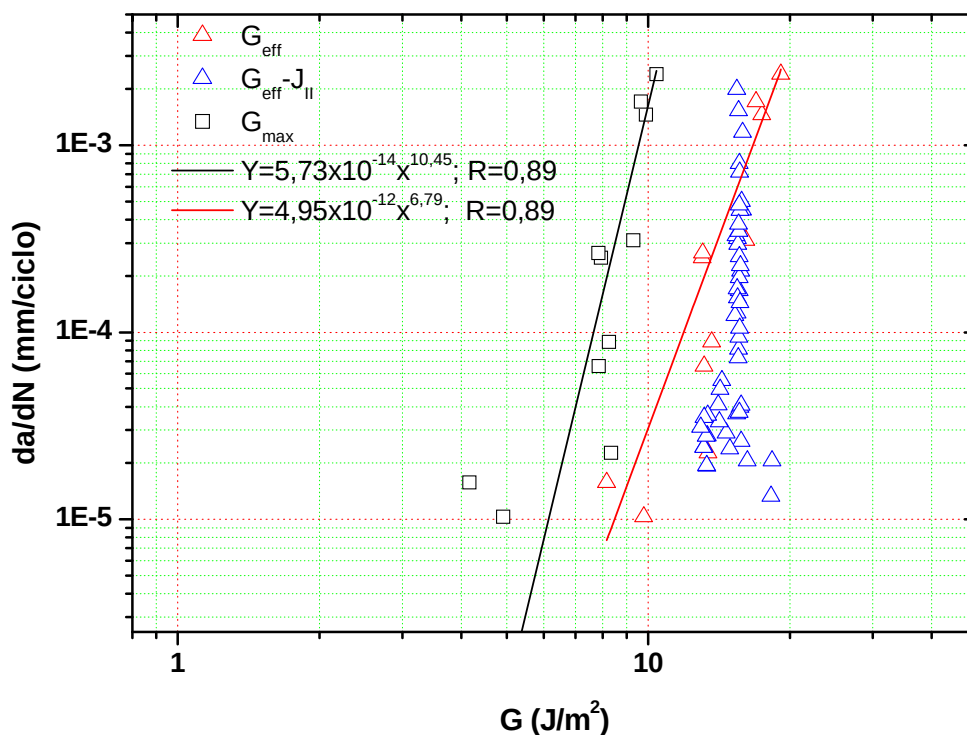


Fonte: (do autor).

* J_{II} é referente ao método da trinca equivalente para cálculo da energia

Na Figura 4.23 estão representadas as curvas do modelo proposto por Jones et al (2012), em que o valor de *threshold* ($G_{th}=218 \text{ J/m}^2$) foi obtido com a extrapolação da curva da Figura 4.12 com o modelo de G_{eff} , para um valor de taxa de propagação de $da/dN = 1 \times 10^{-8} \text{ mm/ciclo}$. No modo II de propagação de trinca não foi observada uma região de *threshold* definida, mas somente uma dispersão a baixa energia de propagação.

Figura 4.23 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 5 segundo Jones at al (JONES at al, 2012).



Fonte: (do autor).

* J_{II} é referente ao método da trinca equivalente para cálculo da energia

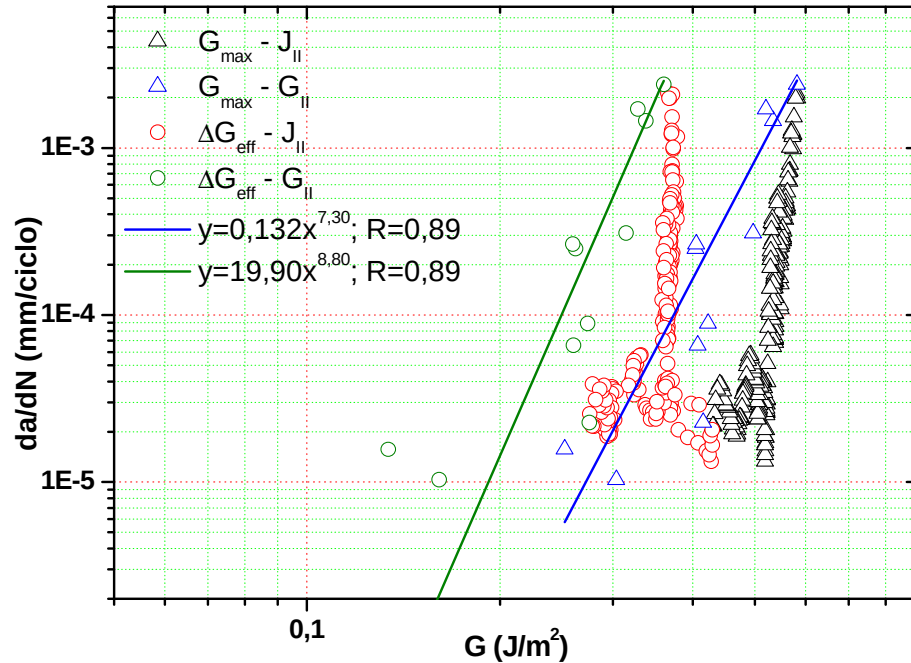
O ajuste da lei exponencial considerando a energia no *threshold* de delaminação forneceu um coeficiente β mais baixo, como mostrado na Figura 4.23, que os que foram determinados no gráfico da Figura 4.22, porém ainda com exponencial alto, quando comparado aos obtidos no modo I.

A curva obtida com o método da trinca equivalente forneceu um espalhamento menor para o modelo de Jones at al (2012), porém a velocidade de propagação é maior que as outras duas apresentadas na Figura 4.23.

Na Figura 4.24 estão ilustrados os dados experimentais calculados segundo modelo proposto por Andersons (KHAN, 2013). Com o mesmo raciocínio da análise realizada no modo I para este modelo, no modo II há menos interferência das imperfeições na interface sobre o carregamento mínimo, quando se calcula o ΔG_{eff} . Isso significa que é indiferente considerar o efeito da carga mínima para o efeito de ajuste da curva de propagação.

Na Tabela 4.6 são apresentados os coeficientes da lei de Paris modificada obtidos com ajuste nos dados experimentais.

Figura 4.24 – Taxa de crescimento da trinca do CP3 do laminado 5 segundo Andersons (KHAN, 2013).



Fonte: (do autor).

* J_{II} é referente ao método da trinca equivalente para cálculo da energia

Tabela 4.6 Resumo dos coeficientes para o modo II de propagação.

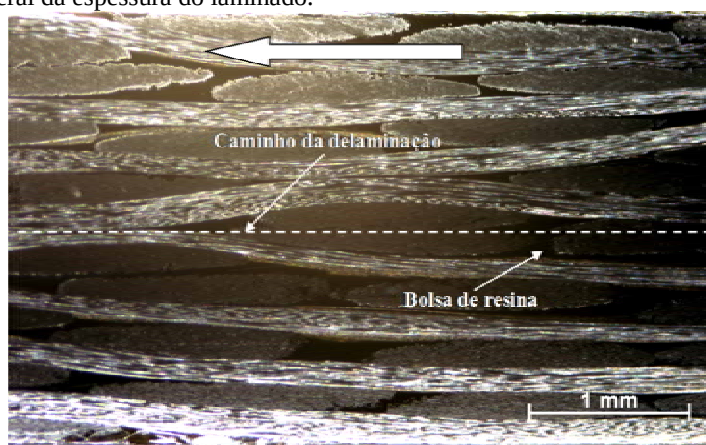
Referente à Figura	Modo de Propagação	Equação	Parâmetros de controle de crescimento da trinca	C (Constante - mm/ciclo)	β (velocidade da trinca)	R^2
4.22	II	(2.2)	ΔG_{eff}	$1,32 \times 10^{-53}$	19,19	0,86
4.22	II	(2.2)	ΔG_{eff}	$2,13 \times 10^{-4}$	16,93	0,86
4.22	II	(2.2)	G_{max}	$8,91 \times 10^{-4}$	16,29	0,86
4.23	II	(2.17)	$\left(\frac{\sqrt{G_{max}} - \sqrt{G_{thr}}}{\sqrt{1 - \sqrt{G_{max}}/G_c}} \right)$	$5,73 \times 10^{-14}$	10,45	0,89
4.23	II	(2.17)	$\left(\frac{\sqrt{\Delta G_{eff}} - \sqrt{G_{thr}}}{\sqrt{1 - \sqrt{\Delta G_{eff}}/G_c}} \right)$	$4,95 \times 10^{-12}$	6,79	0,89
4.24	II	(4.1)	$\left[\frac{(G_{max} - G_{thr})}{G_c - G_m} \right]$	0,132	7,3	0,89
4.24	II	(4.1)	$\left[\frac{(\Delta G_{eff} - G_{thr})}{G_c - G_m} \right]$	19,9	8,8	0,89

Fonte: (do autor).

4.3.3 Escolha do modelo de propagação segundo mecanismos de falha

Para entender como os parâmetros adotados nos modelos de taxa de propagação têm papel importante, foram realizadas imagens das superfícies de fratura originadas de diferentes taxas de propagação. Na Figura 4.25 é mostrada a distribuição de matriz e fibra na espessura do laminado e o caminho a ser percorrido pela delaminação, nota-se que a delaminação pode ocorrer no encontro entre tramas, entre urdumes ou trama-urdume.

Figura 4.25 – Vista lateral da espessura do laminado.



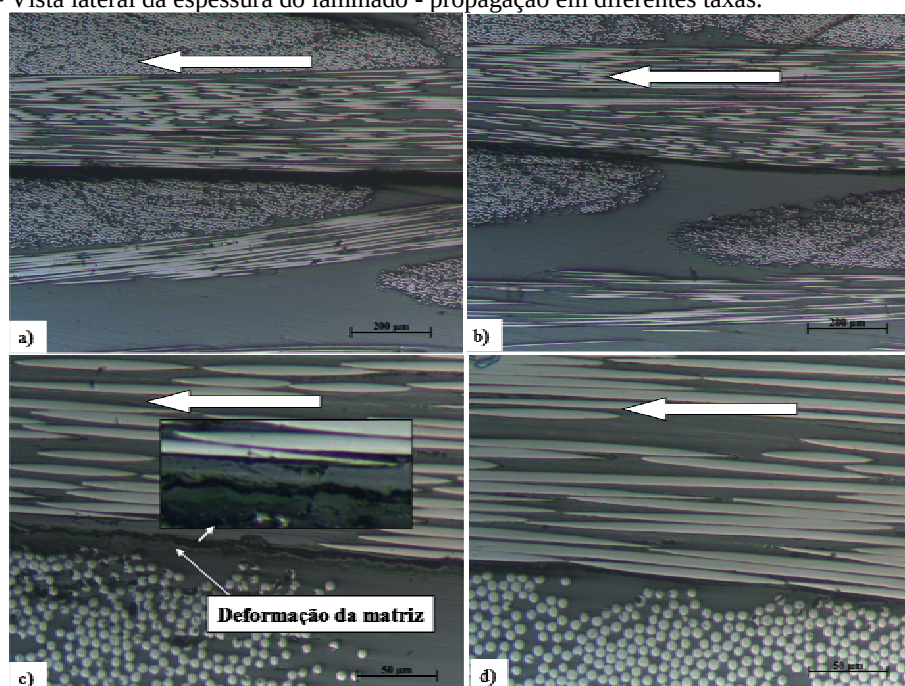
Fonte: (do autor).

Independente da taxa de propagação aplicada para o modo II, a delaminação se manteve em uma interface sem se dividir, como ocorreu no modo I, este mais susceptível à mudança de interface. Na Figura 4.26a pode ser observada a delaminação linear, e na Figura 4.26c a deformação na matriz, causada pelo mecanismo de deformação por cisalhamento e, consequente, formação de cúspides.

No modo II, o aspecto de fratura em carregamentos estático e cíclico pode ser diferenciado pela formação de cúspides ou *rollers*, respectivamente (GREENHALGH, 2009).

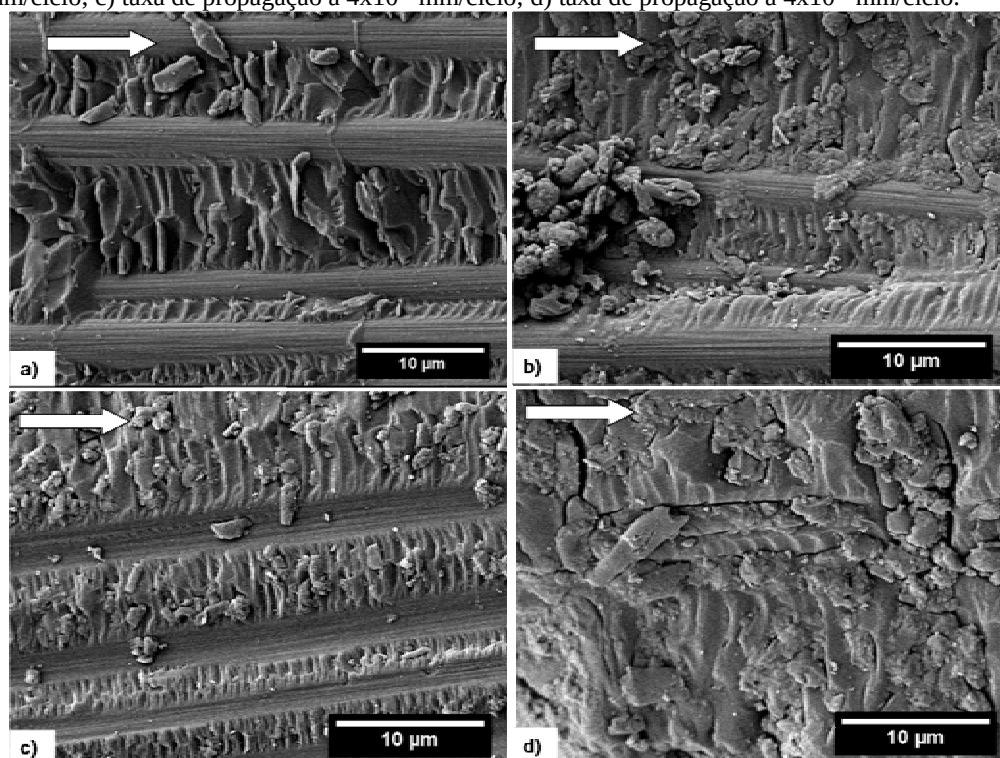
No mecanismo de formação das cúspides, ocorre deformação por cisalhamento em uma única direção, com a força de cisalhamento crítica (P_{Ic}), enquanto que os *rollers* são formados em tensão de cisalhamento abaixo daquela para ocorrer a fratura, com isso há constante trabalho entre as camadas até o desprendimento dos *rollers*. Na Figura 4.27 nota-se a diminuição das impressões deixada pelos *rollers* ou desgaste dos padrões de fratura, à medida que se diminui a taxa de propagação (Figura 4.27a - 4.27d).

Figura 4.26 – Vista lateral da espessura do laminado - propagação em diferentes taxas.



Fonte: (do autor).

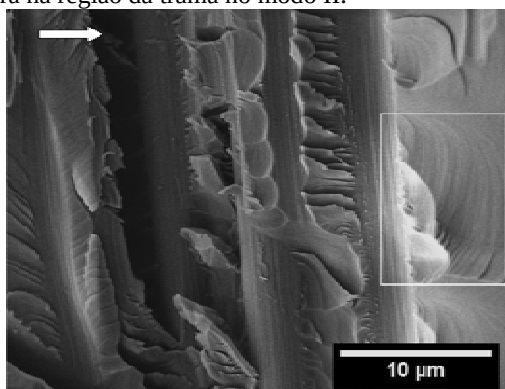
Figura 4.27 – Superfície de fratura do CP3 laminado 5: a) alta taxa de propagação (G_{IC}) ; b) taxa de propagação a 4×10^{-4} mm/ciclo; c) taxa de propagação a 4×10^{-5} mm/ciclo; d) taxa de propagação a 4×10^{-6} mm/ciclo.



Fonte: (do autor).

A descaracterização de *rollers* ou elevação dos padrões de fratura indicam a atuação da amplitude de carregamento decrescente, à medida que a delaminação avança, de acordo com as micrografias apresentadas nas Figuras 4.27a – 4.27d. As evidências da ação da amplitude de carregamento também podem ser comprovadas pela formação de pedaços de matriz (*debris*) e raramente as evidências são geradas em seção da trama pela formação de estrias de fadiga em região rica em resina como detalhado na Figura 4.28.

Figura 4.28 – Superfície de fratura na região da trama no modo II.

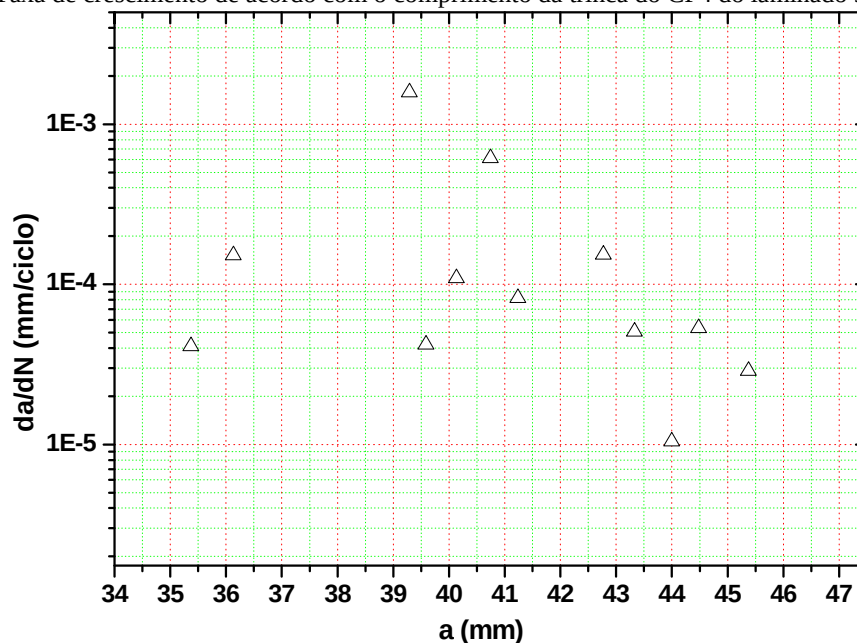


Fonte: (do autor).

A taxa de propagação para o CP4 L5 começou com 57% de G_{IIc} , o que conduziu a uma taxa de propagação baixa em relação ao da metodologia adotada para o ensaio no modo II. O início de propagação pode ser visualizado nos dois primeiros pontos próximos aos comprimentos de trinca de 35,5 mm e 36,0 mm, mostrado na Figura 4.29. As superfícies de fratura correspondentes a estes pontos estão representadas na Figura 4.30, em que se tem a seção da trama, o que conduziu a uma taxa de propagação reduzida em comparação ao ponto subsequente, localizado em 36,0 mm. A seta representa a direção de propagação global da trinca.

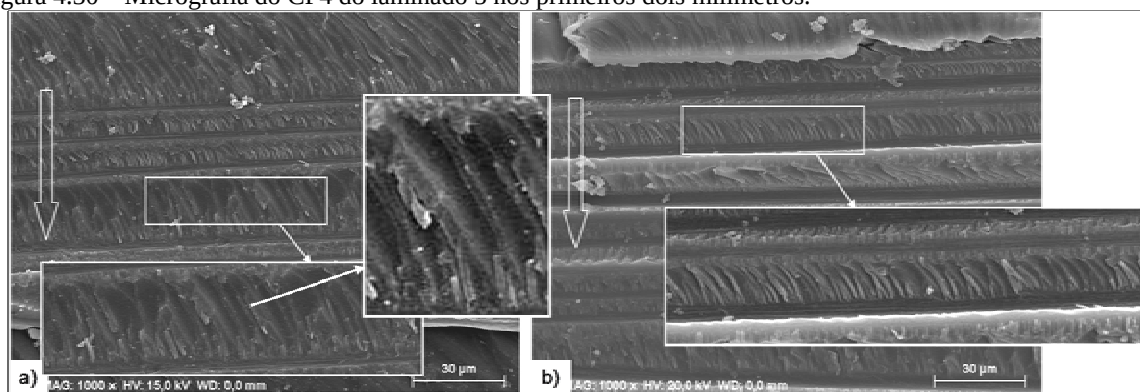
O retângulo da Figura 4.30a mostra a formação de *ribs* associadas ao carregamento no modo I, que foi induzido pela frente de trinca não linear na seção vizinha, com propagação prévia pelo urdume. Também é possível visualizar a formação de *rollers* na direção perpendicular à propagação global da trinca no detalhe da Figura 4.30b, associada ao carregamento cíclico no modo II.

Figura 4.29 – Taxa de crescimento de acordo com o comprimento da trinca do CP4 do laminado 5.



Fonte: (do autor).

Figura 4.30 – Micrografia do CP4 do laminado 5 nos primeiros dois milímetros.

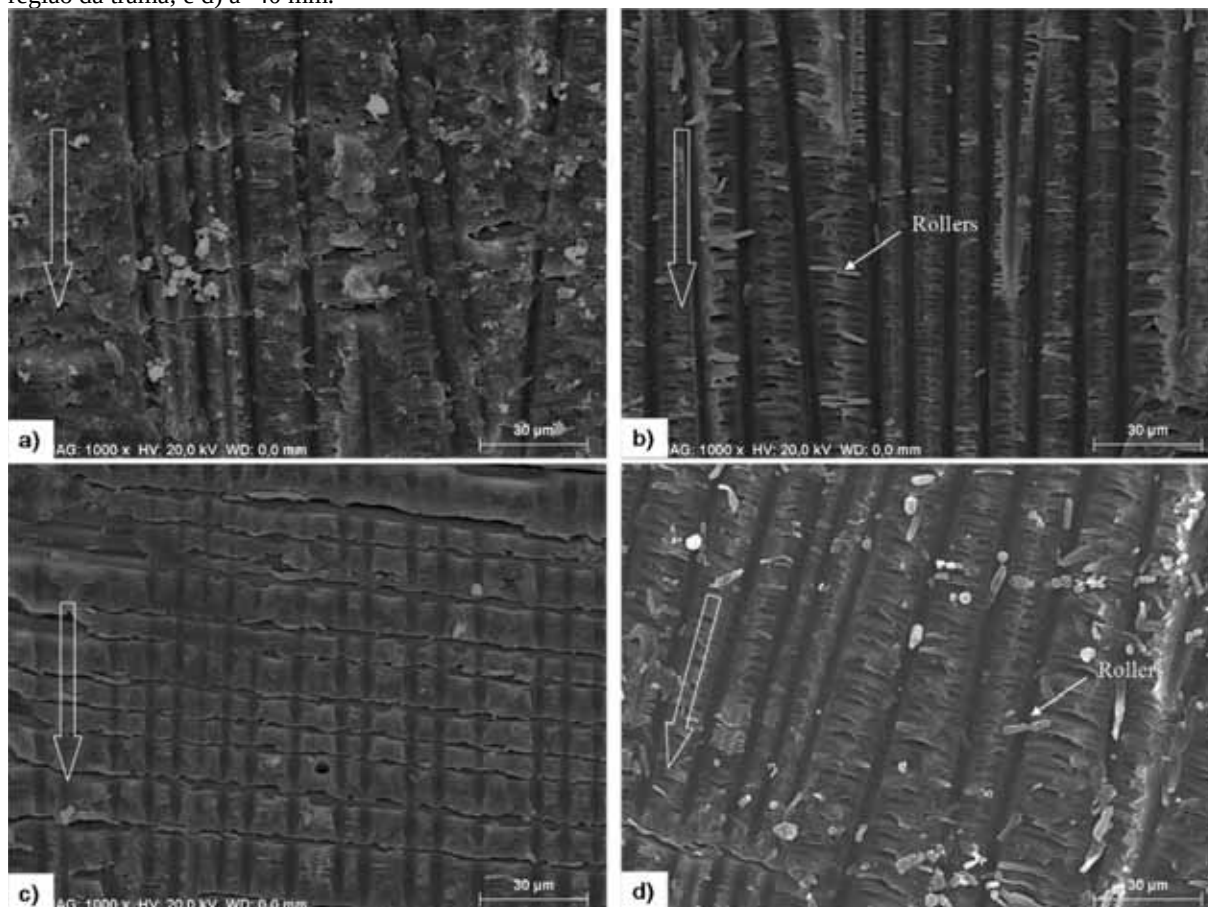


Fonte: (do autor).

As Figuras 4.31a e 4.31b representam o aspecto da fratura a uma distância de 38,0 e 39,0 mm, respectivamente, em que as medições das respectivas trincas não foram detectáveis e, portanto, não aparecem no gráfico da Figura 4.29. Nestas micrografias há presença de *rollers*, sendo que a primeira apresenta um maior desgaste desses padrões de fratura.

A micrografia da Figura 4.31c não apresenta indícios do carregamento no modo II em que se tem uma fina camada de resina separando a região da trama logo abaixo. Esta região apresenta formação de *ribs* que são as costelas do mecanismo de fratura para o modo I. Mais adiante, em $a=40,0$ mm, tem se novamente a formação de *rollers* como indicado na Figura 4.31d.

Figura 4.31 – Superfície de fratura em modo II nos seguintes comprimentos de trinca: a) $a=38$ mm; b) 39 mm; c) região da trama; e d) $a=40$ mm.

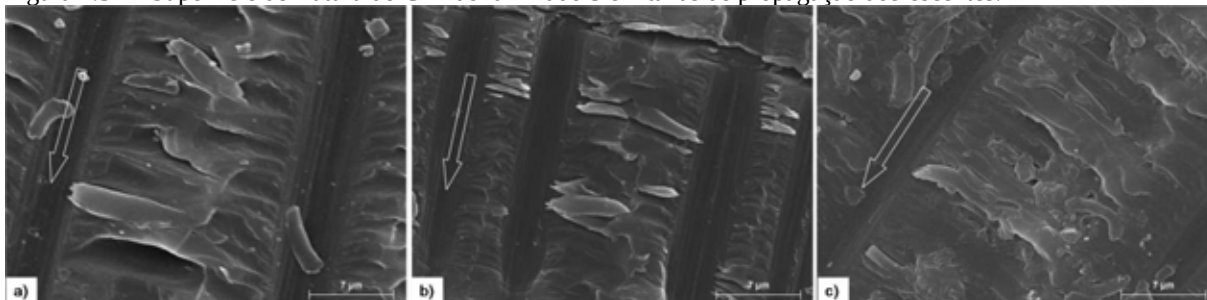


Fonte: (do autor).

Apesar das características mudarem ao longo da delaminação, como por exemplo, a descaracterização dos *rollers*, não se consegue estabelecer uma relação entre o tamanho dos *rollers* e a decrescente amplitude de energia estabelecida em alguns parâmetros, que controlam o crescimento da trinca. A correlação é dificultada pelo fato da quantidade da resina variar entre os espaçamentos das fibras adjacentes, e que gera *rollers* de diferentes tamanhos. Nas Figuras 4.32a, 4.32b e 4.32c são apresentadas a forma dos *rollers* em taxas de propagação decrescentes.

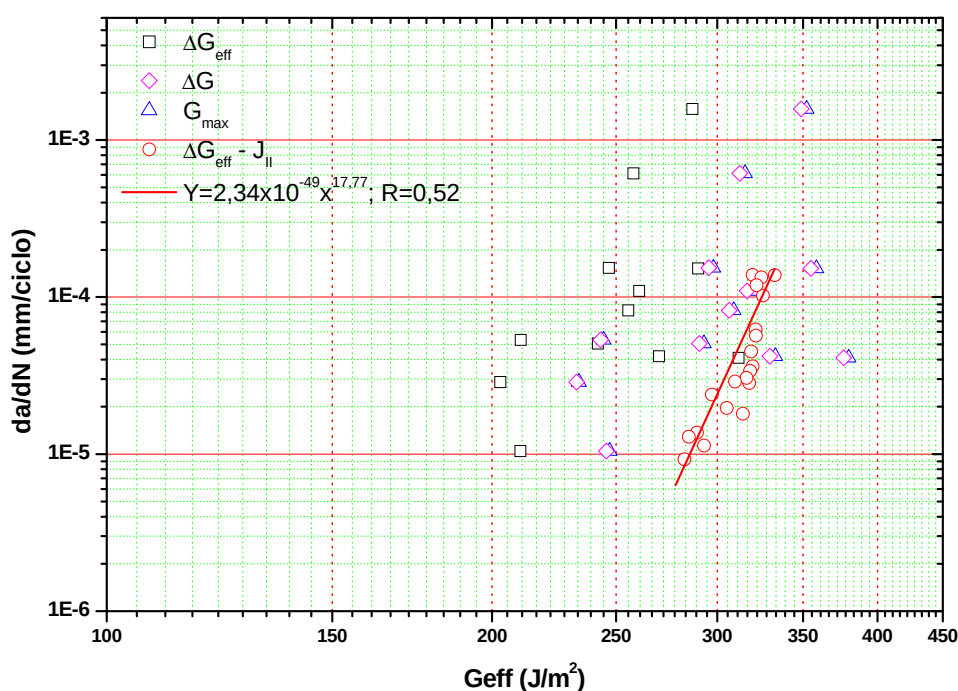
A baixa correlação dos *rollers* com um dos parâmetros aplicados aos dados experimentais está associada à alta dispersão dos resultados obtidos com o método de medição da trinca por imagem, como é mostrado na Figura 4.33. A dispersão pode ser atribuída ao baixo valor de energia (G_{max}) adotado no início do ensaio, com a intenção de atingir a região de *threshold*.

Figura 4.32 – Superfície de fratura do CP4 do laminado 5 em taxas de propagação decrescentes.



Fonte: (do autor).

Figura 4.33 – Dados experimentais do CP4 do laminado 5 obtidos com diferentes parâmetros.



Fonte: (do autor).

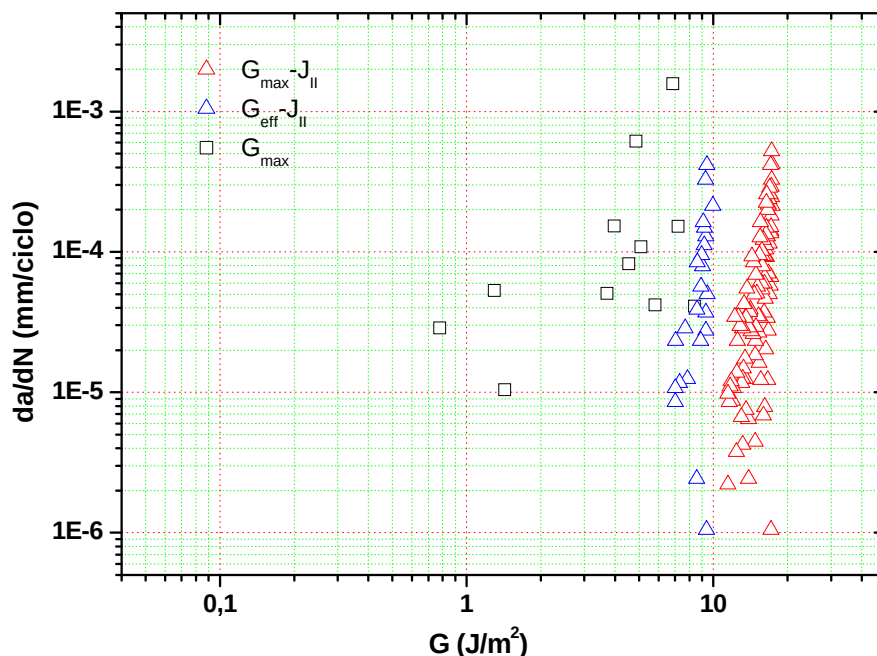
* J_{II} é referente ao método da trinca equivalente para cálculo da energia

Se comparado aos resultados obtidos dos coeficientes da Figura 4.22, da seção anterior (início de $G_{max}=77\%G_{IIc}$), com os resultados obtidos nesta seção, com os coeficiente da Figura 4.33 (início de $G_{max}=57\%G_{IIc}$), pode-se notar pouca diferença no expoente de crescimento da trinca, o que mostra a continuidade da região linear de Paris, independente do tamanho inicial da trinca.

Devido à alta dispersão em baixa taxa de propagação (5×10^{-5} - 1×10^{-6} mm/ciclo) e baixa energia ($G_{max}=57\%G_{IIc}$), como pode ser visto na Figura 4.34, não foi possível ajustar os dados experimentais no modelo para se obter os coeficientes da Lei de Paris modificada. A dispersão

pode estar associada à região de *threshold*.

Figura 4.34 – Dados experimentais do CP4 do laminado 5 obtidos com modelo proposto por Jones et al (2012).



Fonte: (do autor).

a

Como no modo I, o modo II mostra que a taxa de propagação tem forte dependência com a matriz, ou seja, há predominância de falha coesiva. Mais detalhes dos mecanismos de falha para o modo II podem ser conferidos no Apêndice B.

4.4 APLICAÇÃO DO MODELO NOS DADOS EXPERIMENTAIS: MODOS I E II

De acordo com os modelos estudados para ambos os modos de propagação, foram observados comportamentos diferentes: na linearidade da curva de propagação; na dispersão dos dados segundo cada modelo; e nos parâmetros da mecânica da fratura aplicados nos modelos. Como todos os modelos apresentaram coeficiente de correlação linear (R^2) de forte a moderado, segundo a classificação apresentada por Campos (2014), a escolha do modelo mais apropriado foi baseada nos mecanismos de propagação de trinca discutidos nas seções anteriores.

Para simplificar a comparação dos diferentes modelos de modos de propagação foi adotado o parâmetro G_{max} , que segundo a explicação na seção 4.2 foi o mais apropriado,

considerando a baixa razão de carregamento de $R=0,1$, que conduz a um G_{min} baixo, susceptível a interferências.

O modelo de controle da propagação de trinca a ser adotada para os próximos dados é aquele formulado por Hartman-Schijve (JONES at al, 2012), porém com G_{max} , como explicado no parágrafo anterior. Além das razões apresentadas nas seções anteriores da vantagem no uso de $(\sqrt{G_{max}} - \sqrt{G_{th}})$, ela também é adequada para o crescimento de trincas micrométricas, o qual somente G_{max} tem limitações com o crescimento representado por Paris (JONES at al, 2012). Foi considerada a energia de *threshold* $(\sqrt{G_{th}})$ como parte da força motora da trinca, pois os dados indicam que este parâmetro representa 12% da tenacidade à fratura, o que é um valor alto para somente atribuir o parâmetro ΔG como responsável pelo crescimento da trinca (KOHOUT, 1999).

Quanto ao processo de normalização, a equação de Hartman-Schijve tem uma explicação baseada na hipótese em que a medida que G_{max} se aproxima de G_{Ic} , o processo de delaminação é acelerado, porém os autores propuseram o aumento relativo percentual como uma maneira de introduzir a tenacidade à fratura (G_c) no modelo.

Portanto, a influência de G_c tem importância neste trabalho, pois foi observada nas análises fractográficas certa contribuição de G_c nas diferentes taxas de propagação de trinca. No entanto, o procedimento conduzido no modelo de Andersons, equação (4.1), indica aplicação direta do processo de delaminação com denominador igual a $(G_c - G_m)$. Neste modelo foi proposta a eliminação de G_{min} (do $G_m = (G_{max} + G_{min})/2$) e a adoção de G_{max} pelas razões explicadas nas seções anteriores. Além disso, foi também adotado $K = \alpha^{-1} \sqrt{G}$ (ALLEGRI at al, 2011). Esta última adaptação como opção de parâmetro de similitude ou similaridade, mais empregado para problemas de predição de trinca em fadiga (SHIJVE, 2009). O conceito de similaridade pode ser definido como: condições similares de carregamento (R , ΔK , ΔG), atuando nas delaminações dos corpos de prova, subcomponentes ou estruturas do mesmo material que geram o mesmo efeito, ou seja, uma mesma taxa de propagação (SHIJVE, 2009).

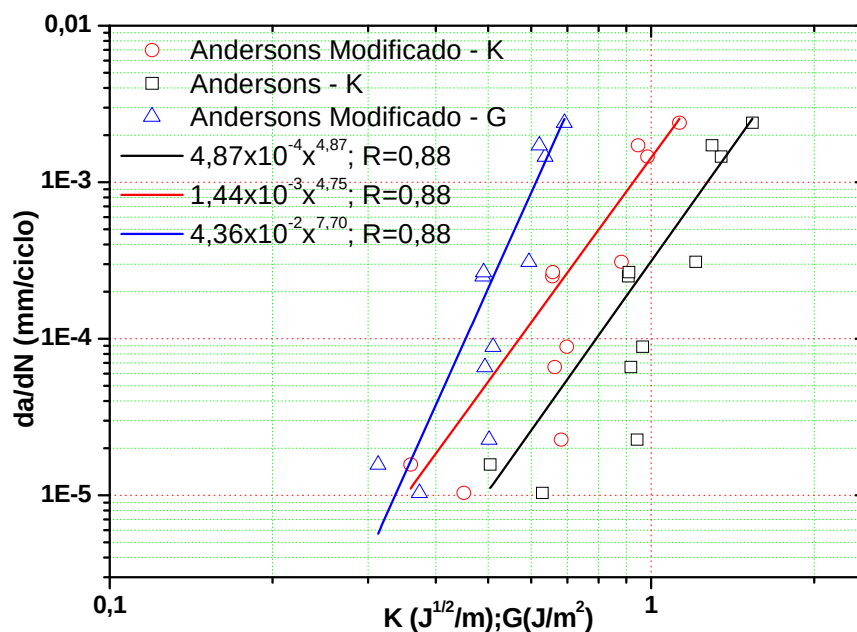
A equação de Andersons leva em conta o efeito da razão de tensão (R) ao incluir o G_m e neste trabalho foi considerado o efeito da amplitude máxima, o qual possui explicação baseada na propagação instável quando $K_{max} \rightarrow K_C$.

A equação adotada neste trabalho pode ser descrita da forma como mostrada na equação

(4.2). A Figura 4.35 ilustra as diferenças entre as curvas de acordo com as modificações propostas para o modo II de propagação da trinca. As modificações realizadas no modelo de Andersons afetaram significativamente o expoente β de propagação diminuindo-o, o que é uma consequência direta do efeito da tenacidade à fratura acompanhado da amplitude máxima de carregamento.

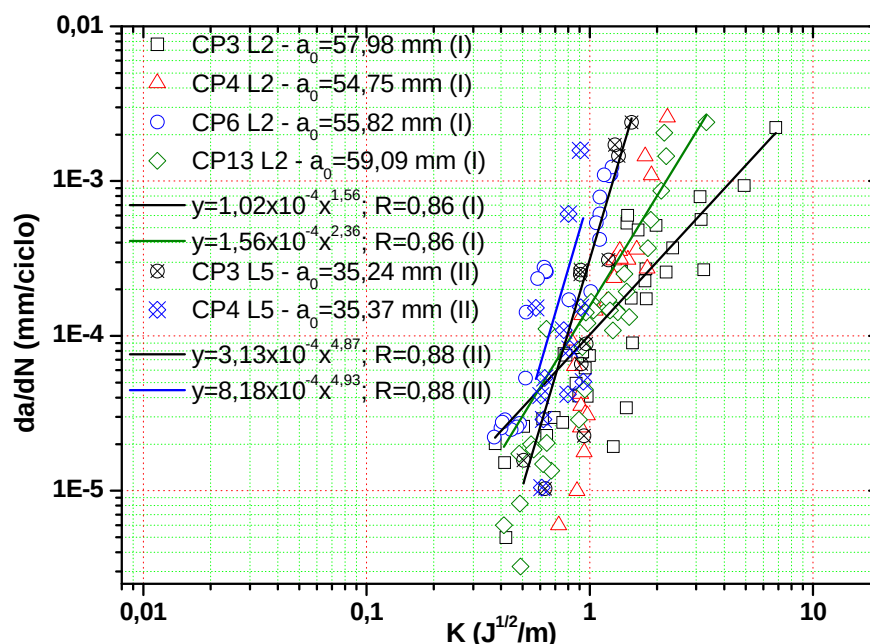
$$\frac{da}{dN} = C \left[\frac{(\sqrt{G_{\max}} - \sqrt{G_{thr}})}{\sqrt{G_c} - \sqrt{G_{\max}}} \right]^\beta \quad (4.2)$$

Figura 4.35 – Dados experimentais do CP4 do laminado 5 obtidos com modelo proposto por Andersons modificado.



Fonte: (do autor).

Figura 4.36 – Taxa de propagação nos modos I e II de acordo com a equação (4.2).



Fonte: (do autor).

Na Figura 4.36 nota-se que o modo I de propagação da trinca possui uma variação do expoente entre $1,56 < \beta < 2,36$, o que pode ser atribuído a algumas mudanças de montagem no encontro entre trama e urdume na interface de delaminação. No modo II tem-se uma variação menor no expoente β , devido à menor interação da ponta da trinca com a irregularidade da interface. Os coeficientes obtidos nas Figs. 4.35 e 4.36 estão listados na Tabela 4.7.

Tabela 4.7 Resumo dos coeficientes obtidos com o novo modelo.

Referente à Figura	Modo de Propagação	Equação	Parâmetros de controle de crescimento da trinca	C (Constante - mm/ciclo)	β (velocidade da trinca)	R^2
4.35	II	(4.1)	$\left[\frac{(\sqrt{G_{\max}} - \sqrt{G_{thr}})}{\sqrt{G_c} - \sqrt{G_m}} \right]$	$4,87 \times 10^{-4}$	4,87	0,88
4.35	II	(4.2)		$1,44 \times 10^{-3}$	4,87	0,88
4.35	II	(4.2)	$\left[\frac{(\sqrt{G_{\max}} - \sqrt{G_{thr}})}{\sqrt{G_c} - \sqrt{G_{\max}}} \right]$	$4,36 \times 10^{-2}$	7,7	0,88
4.36	I	(4.2)		$1,02 \times 10^{-4}$	1,56	0,86
4.36	I	(4.2)		$1,56 \times 10^{-4}$	2,36	0,86

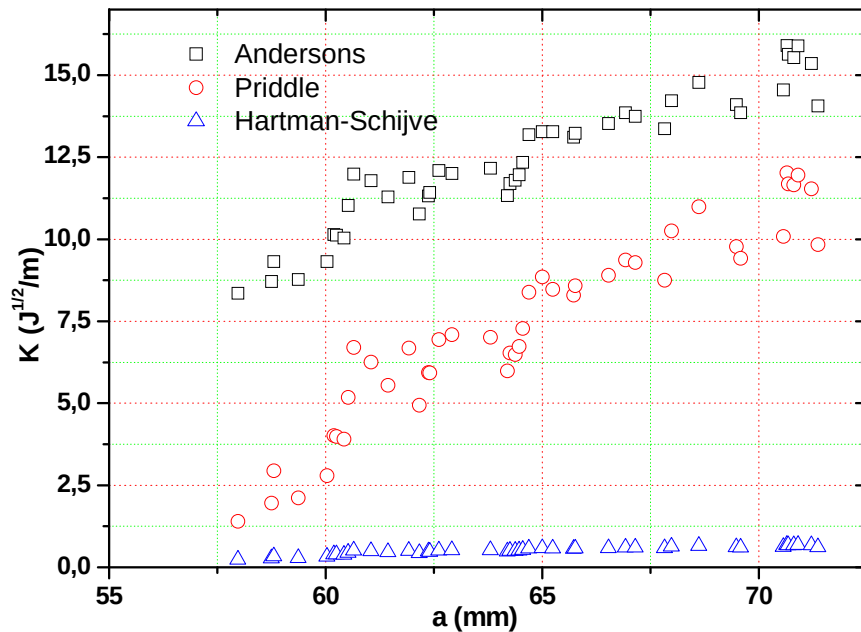
Fonte: (do autor).

É importante salientar que o modelo da equação (4.2) deixa de ter validade quando se adota razões de tensão maiores, em que G_{min} não é afetado pelos problemas de interface. Neste caso, adota-se a expressão (4.2) ou inclui-se o efeito da razão de tensão como mostra a equação (4.3) (ALLEGRI, et al, 2011).

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{\sqrt{G_{max}}}{\sqrt{G_c}} \right)^{\frac{b}{(1-R)^2}} \quad (4.3)$$

As diferenças entre os denominadores das Eqs. (2.12), (4.1) e (4.2) estão ilustradas na Figura 4.37. As diferenças são claras entre aquela formulada por Jones et al(2012), que originalmente foi formulada por Hartman-Shijve, e a de Andersons, a qual representa maior sensibilidade quando G_{max} diminui, representado aumento do denominador a medida que a trinca se propaga. A equação modificada, que originalmente foi proposta por Priddle (SHIJVE, 2009), representa pouca diferença na sensibilidade, quando comparada com a de Andersons.

Figura 4.37 – Comparação da mudança de denominador da equação (4.2).



Fonte: (do autor).

Após as discussões do modo misto de propagação nas próximas seções, a equação (4.2) é revista de modo a adequar-se para todos os modos.

4.5 PROPAGAÇÃO DA TRINCA EM FADIGA AXIAL OU MISTO (G_T)

4.5.1 Ensaio estático de tração

Para a adoção dos parâmetros de fadiga foram realizados ensaios de tração, segundo a norma ASTM 3039-2001, em corpos de prova com e sem *tab*. As curvas da Figura 4.38 ilustram o comportamento nas duas condições. No CP4 houve escorregamento na região do *tab* proporcionando o deslocamento da garra sem redução da força.

A colocação de *tabs* é uma tarefa muito difícil e necessita de estudos específicos para cada tipo de empilhamento. Especificamente para este tipo de compósito (5HS) foi realizado um estudo com diferentes tipos de *tabs* e colas, porém nenhum deles apresentou falha válida segundo norma ASTM D3479/D3479M-96 (2007), com a maioria da falha dentro do *tab*. Os melhores resultados foram atingidos com *tabs* sem chanfro do mesmo material do laminado e colado com Loctite superglue3 (De BAERE et al, 2011).

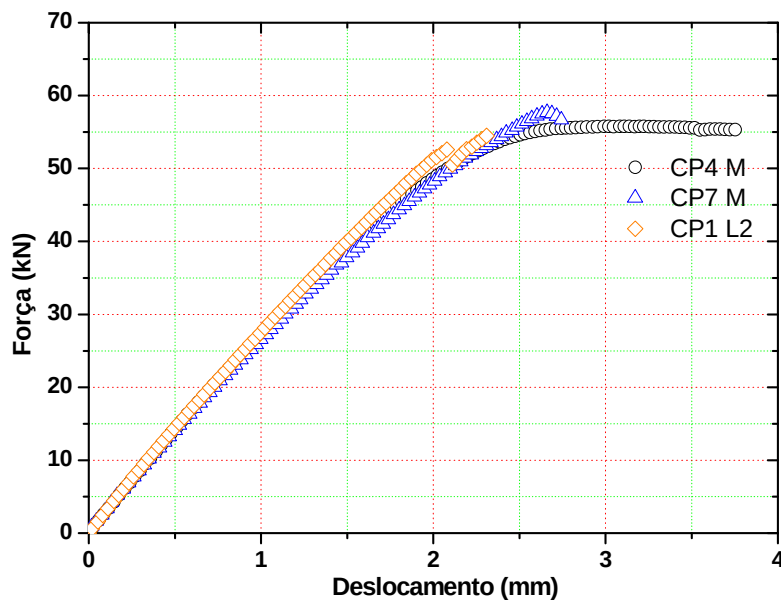
Com a colocação dos *tabs* houve escorregamento ou ruptura nesta região. Mesmo nessas condições, os resultados de força máxima foram considerados para o cálculo de tensão máxima adotada como parâmetro no ensaio de fadiga. A maior tensão e força máxima foram atingidas em um dos corpos de prova em que houve ruptura do laminado dentro do *tab*, as propriedades extraídas do ensaio estão apresentadas na Tabela 4.8.

Tabela 4.8. Propriedades obtidas com ensaio de tração para o compósito 5HS.

$\sigma_{\max}$ (MPa)	$F_{\max}$ (kN)	$E_x=E_y$ (GPa)	ν_{xy}
730	57	62,70	0,0175

Fonte: (do autor).

Figura 4.38 – Curva força x deslocamento.



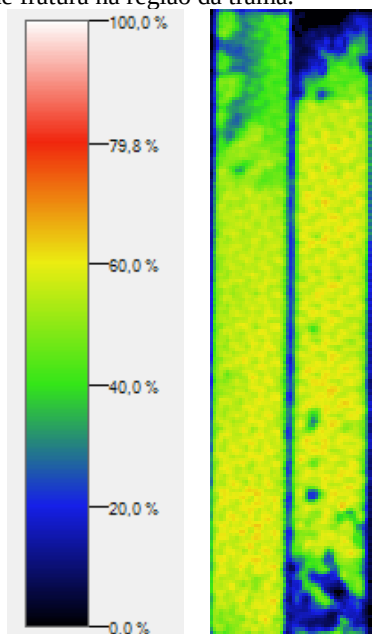
Fonte: (do autor).

4.5.2 Fadiga no corpo de prova com configuração 1

Na imagem obtida com ultrassom da Figura 4.39, o corpo de prova ensaiado (lado direito) não possui danos na região central, quando comparado ao corpo de prova não ensaiado (lado esquerdo). Há prováveis danos na região inferior, porém sem a presença de delaminação lateral.

Além disso, um erro na leitura do extensômetro impediu a continuidade desse ensaio. O erro pode ter ocorrido devido ao rompimento da grade do extensômetro em $6000 \mu\epsilon$, sendo que a tolerância é de $30000 \mu\epsilon$. Os modelos de extensômetros utilizados foram: CEA-13-250UW-350/P2; L2A-06-125LT-120; e CEA-15-125UT-350, todos do fabricante *Vishay*.

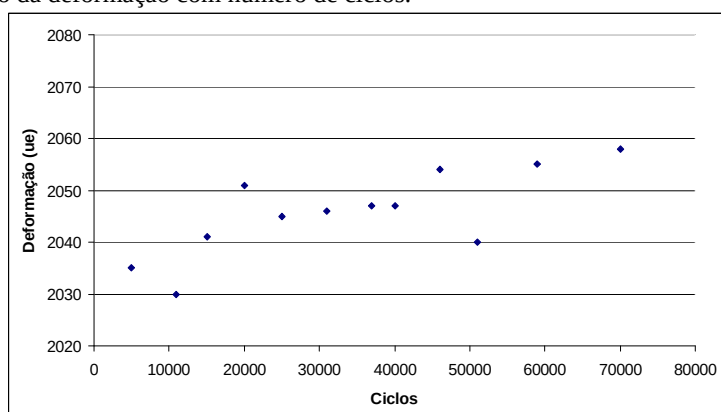
Figura 4.39 – Ultrassom da superfície de fratura na região da trama.



Fonte: (do autor).

No mesmo corpo de prova foram instalados extensômetros uniaxiais, porém com preparações diferentes da superfície de colagem, o que resultou em uma melhora na leitura. Diante desta melhora constatou-se que não houve nenhuma delaminação no corpo de prova pela deformação máxima igual a $\varepsilon_0 = 2,043 \times 10^{-3} \mu\epsilon$ com $N=1000$ ciclos e $\varepsilon_F = 2,060 \times 10^{-3} \mu\epsilon$ para $N=9,3 \times 10^4$ ciclos. A variação da deformação com número de ciclos é mostrada na Figura 4.40.

Figura 4.40 – Variação da deformação com número de ciclos.



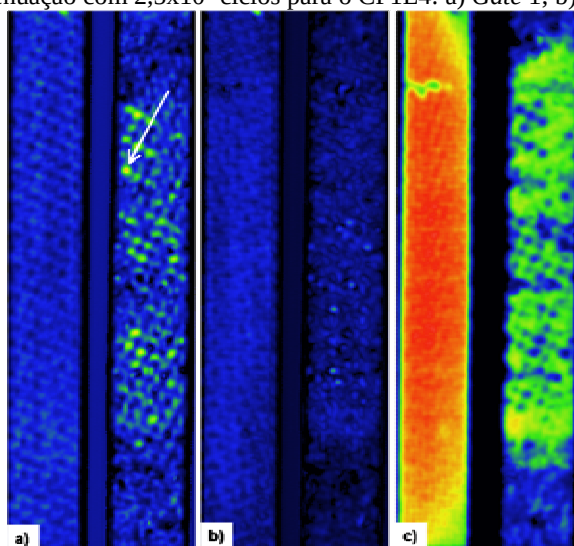
Fonte: (do autor).

No corpo de prova CP1 L4, ensaiado com $F_{max}=40$ kN e $\Delta\delta=0,89$ mm, houve descolamento ou perda de sinal do extensômetro e foi possível somente a leitura dos primeiros

ciclos. O descolamento ocorreu pela elevada deformação e tensão nos fios de conexão. Não foi observado nenhum incremento de trinca no entalhe, porém houve mudança de atenuação no final de $2,5 \times 10^5$ ciclos, como mostrado na Figura 4.41.

Na Figura 4.41 observa-se mudança considerável da atenuação em todos os *Gates*, quando comparada à do corpo de prova da esquerda (íntegro). No *Gate 1* (eco da superfície) da Figura 4.41b, nota-se pontos de nucleação na região de encontro das tramas indicado pela seta. Apesar da perda considerável da atenuação no *Gate 3* (eco de fundo) da Figura 4.41c, pontos considerados como delaminação podem ser representados pela atenuação em azul, correspondente a 20% da escala da Figura 4.39. Para que se tenha correspondência ou garantia da quantidade de delaminações detectados pelo ultrassom é necessário o acompanhamento pelo extensômetro.

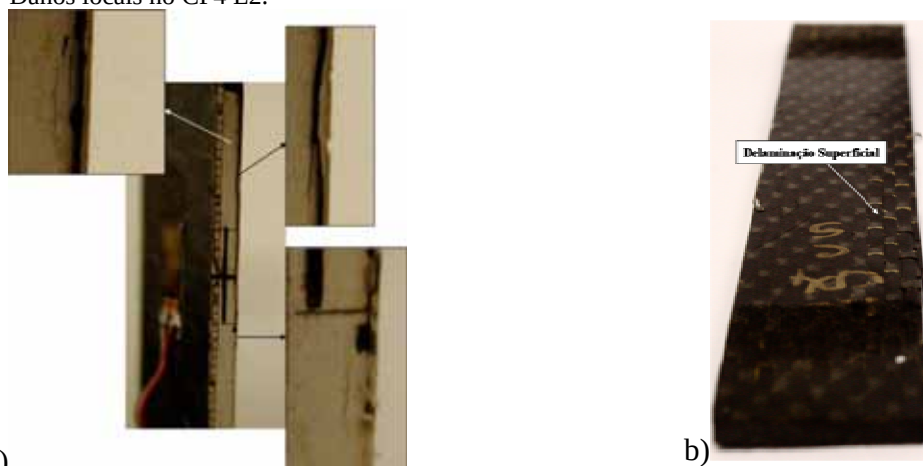
Figura 4.41 – Variação da atenuação com $2,5 \times 10^5$ ciclos para o CP1L4: a) *Gate 1*; b) *Gate 2*; e c) *Gate 3*.



Fonte: (do autor).

No CP4 L2 da Figura 4.42a estão indicados múltiplos pontos de delaminação ao redor do entalhe. Pelo formato do entalhe poderia se esperar a não propagação da trinca, devido este ser mais arredondado nas pontas que a própria heterogeneidade do material, a qual induz condições mais severas para o início de propagação.

Figura 4.42 – Danos locais no CP4 L2.

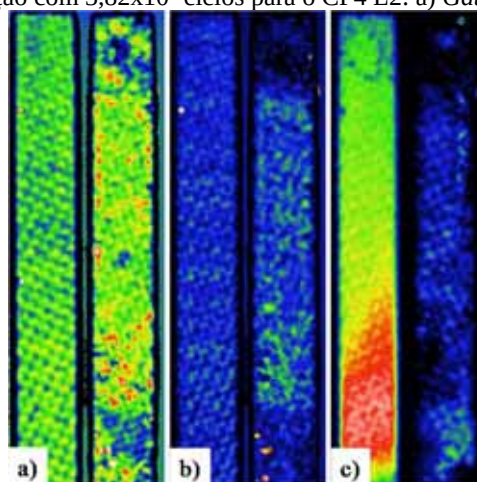


a)
Fonte: (do autor).

Na Figura 4.42b estão indicados danos superficiais sem delaminação, o que pode ser explicado pela diferença de impregnação na superfície, devido ao acabamento superficial do molde. Este fato pode explicar o mal funcionamento do extensômetro, que perde o sinal quando ocorre a separação dos cabos na superfície.

Na Figura 4.43a, a imagem da esquerda representa o corpo de prova não testado e no da direita observam-se danos principalmente nas bordas, representados pelos pontos vermelhos na Figura 4.43a. Esses danos não se propagaram em direção ao centro, pois não houve delaminação generalizada, como pode ser visto no eco de fundo da Figura 4.43c. Parte da perda de sinal de atenuação do corpo de prova ensaiado da Figura 4.43c foi devida à remoção do extensômetro e posterior lixamento.

Figura 4.43 – Variação da atenuação com $3,82 \times 10^5$ ciclos para o CP4 L2: a) Gate 1; b) Gate 2; e c) Gate 3.



Fonte: (do autor).

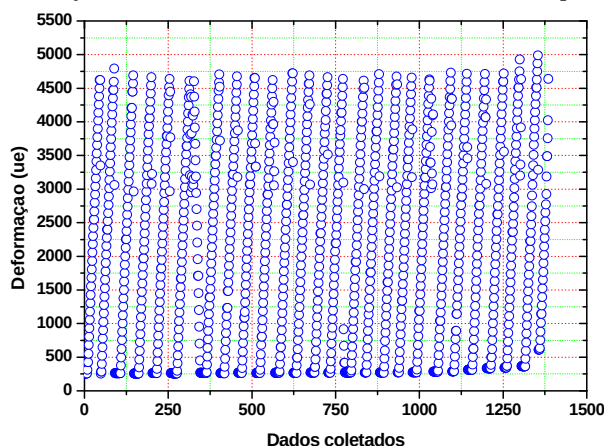
4.5.3 Fadiga no corpo de prova com configuração 2

Na configuração 2 foi iniciado o ensaio com $F_{\max}=35,6$ kN, o que corresponde a aproximadamente 62% do limite de ruptura. Neste ensaio atingiu-se $1,1 \times 10^5$ ciclos sem mudança da deformação monitorada pelo extensômetro como mostrado na Figura 4.44, ou seja, sem geração de danos. A aquisição dos dados de deformação foi adquirida com uma rampa que variou de 0 a 35 kN, com duração de 10 s a cada 1000 ciclos de carregamento. Após $1,1 \times 10^5$ ciclos houve falha de comunicação do extensômetro, porém o ensaio continuou até $3,2 \times 10^5$ ciclos, sem a constatação de delaminação na região delimitada pela pré-trinca.

Em ensaio quase-estático Daggumati et al (2010) observaram o início de danos na região da trama com apenas $1400 \mu\epsilon$ de deformação em arquitetura do compósito similar ao ensaiado neste trabalho, porém o autor utilizou uma matriz termoplástica. Este valor de deformação é consideravelmente baixo levando-se em conta que o sistema do ensaio apresentado na Figura 4.44 foi testado com amplitude máxima de $5000 \mu\epsilon$, portanto muito acima do detectado por Daggumati via emissão acústica. Fatores como tensão residual térmica e natureza da matriz limitam essa comparação direta dos testes, mas pode-se ter uma ideia de eventos não detectáveis via diminuição do módulo.

No mesmo corpo de prova optou-se pela tentativa de aumentar a carga para 46,5 kN para induzir o início de delaminação. No entanto, o corpo de prova falhou devido ao carregamento assimétrico provocado na região do *tab*, como indicado na Figura 4.45.

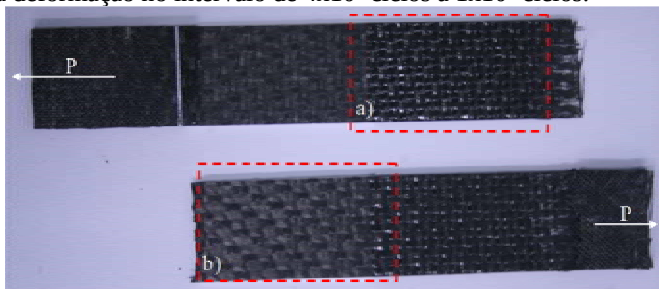
Figura 4.44 – Variação da deformação no intervalo de 4×10^4 ciclos a 1×10^5 ciclos para o CP3 L5.



Fonte: (do autor).

A Figura 4.45a representa a região de pré-trinca do teflon e a Figura 4.45b é a região de delaminação provocada pela carga quase estática, explicado no último parágrafo.

Figura 4.45 – Variação da deformação no intervalo de 4×10^4 ciclos a 1×10^5 ciclos.



Fonte: (do autor).

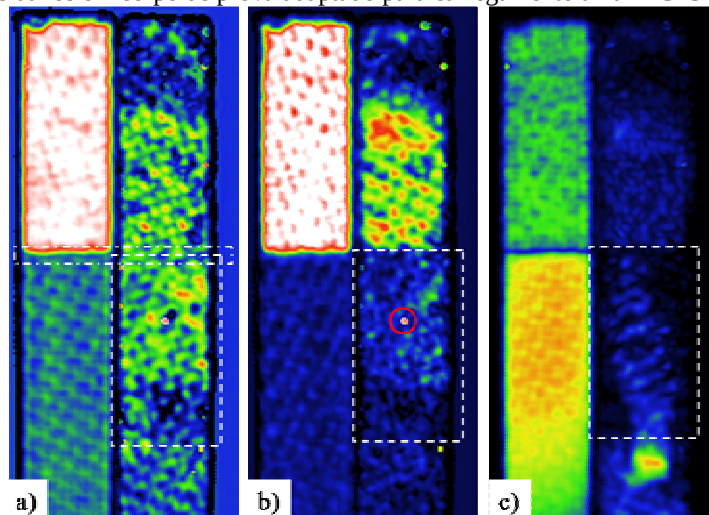
No corpo de prova CP5 L5, com dimensões na Tabela 3.3, optou-se pelo início de carregamento com 30 kN, porém diferentemente do corpo de prova anterior, a aquisição de imagens foi contínua, sem os patamares e dados de deformação adquiridos pelo sensor da máquina de ensaios mecânicos. O ensaio ininterrupto possibilitou uma razão de carga mais próxima de $R=0,1$ e, portanto, mais severa que em outros que obtiveram razões até maiores que 0,2.

Mesmo assim, o valor de carga pode ser considerado abaixo do crítico, pois não houve mudança no valor de deslocamento com $2,92 \times 10^5$ ciclos e início de propagação por monitoramento visual.

Para se conhecer um valor de carga acima da região de crescimento subcrítica de trinca, optou-se por ensaiar no mesmo corpo de prova um valor maior de carga ($F=40$ kN). Com esse valor houve propagação de trinca com número de ciclos total de $3,90 \times 10^5$. Porém, foram observadas trincas locais o que não caracteriza delaminação.

Do lado esquerdo da Figura 4.46a está representado um corpo de prova com inserto (região branca) não ensaiado. Neste corpo de prova houve uma tendência da delaminação ocorrer pela pré-trinca, como mostrado no detalhe da Figura 4.46a, mas houve pontos de danos descontínuos no retângulo tracejado da Figura 4.46c. Na Figura 4.46b no círculo em vermelho, foi detectado um ponto bem definido de crescimento de trinca dentro do laminado.

Figura 4.46 – Múltiplos danos em corpo de prova adaptado para carregamento axial – CP5L5.

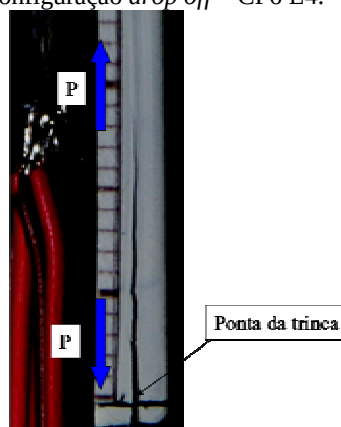


Fonte: (do autor).

4.5.4 Fadiga no corpo de prova com configuração 3

A configuração 3 foi ensaiada com carregamento nominal de 10 kN, que proporcionou propagação rápida e bem definida como indicada na Figura 4.47. Ao contrário do caminho da delaminação reportado por Ramkumar e Whitcomb (1985), que observam mudança de interface em laminado unidirecional, neste laminado com interface tramada, a delaminação se manteve na mesma interface com tortuosidades inerentes à trama e ao urdume.

Figura 4.47 – Propagação da trinca em configuração *drop off* – CP6 L4.

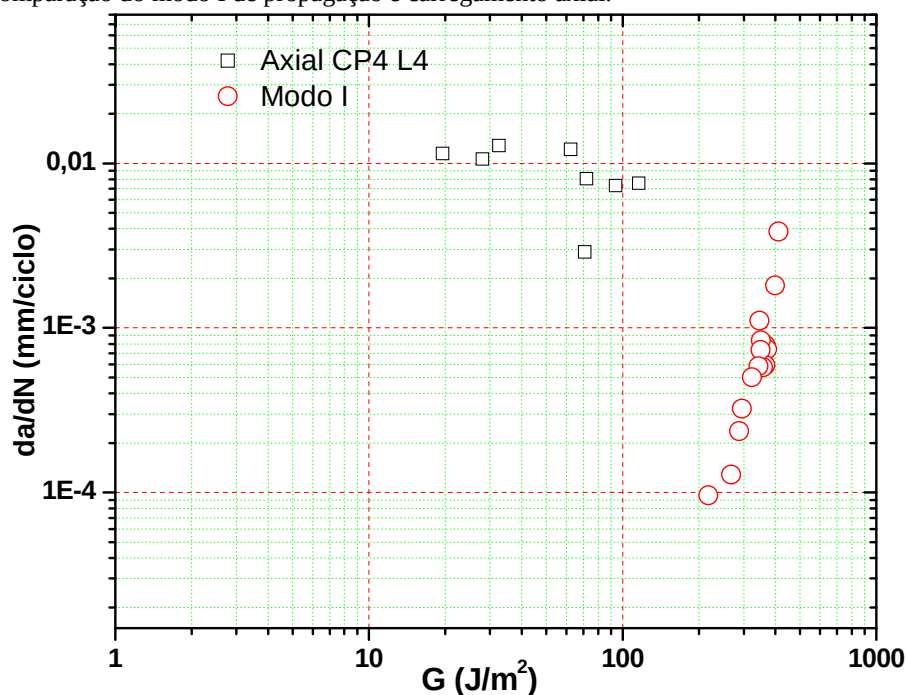


Fonte: (do autor).

O gráfico da Figura 4.48 mostra a propagação instável com carregamento de 10 kN e sua energia correspondente calculada pelo método descrito na metodologia. Os valores foram menores quando comparados aos valores no modo I. O método proposto neste trabalho considerou a energia envolvida na criação de nova superfície de trinca para uma quantidade de número de ciclos ($\Delta A/\Delta N$). Pelo método de Barry (ASTM D5528-01, 2001) há dificuldade em se estabelecer a relação de C com tamanho de trinca a .

A análise de *C-scan* indicou uma frente de trinca com inclinação aproximada de 17 graus, com relação à reta que define a pré-trinca (região branca). A frente de trinca, mostrada na imagem do *C-scan* da Figura 4.49c, medida em um dos lados, indica certo erro na medição da trinca como consequência da inclinação reportada.

Figura 4.48 – Comparação do modo I de propagação e carregamento axial.

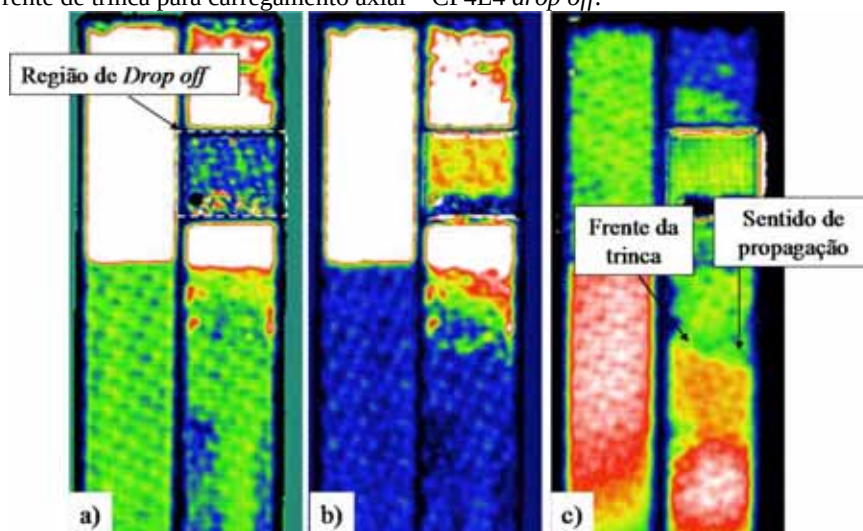


Fonte: (do autor).

*Cálculo de G para carregamento axial pela equação (3.6)

A inclinação da frente de trinca também foi reportada por Giannis (2013), que indicou certa discrepância de valores em trincas monitoradas por extensômetro e via análise de imagens digitais.

Figura 4.49 – Frente de trinca para carregamento axial – CP4L4 *drop off*.



Fonte: (do autor).

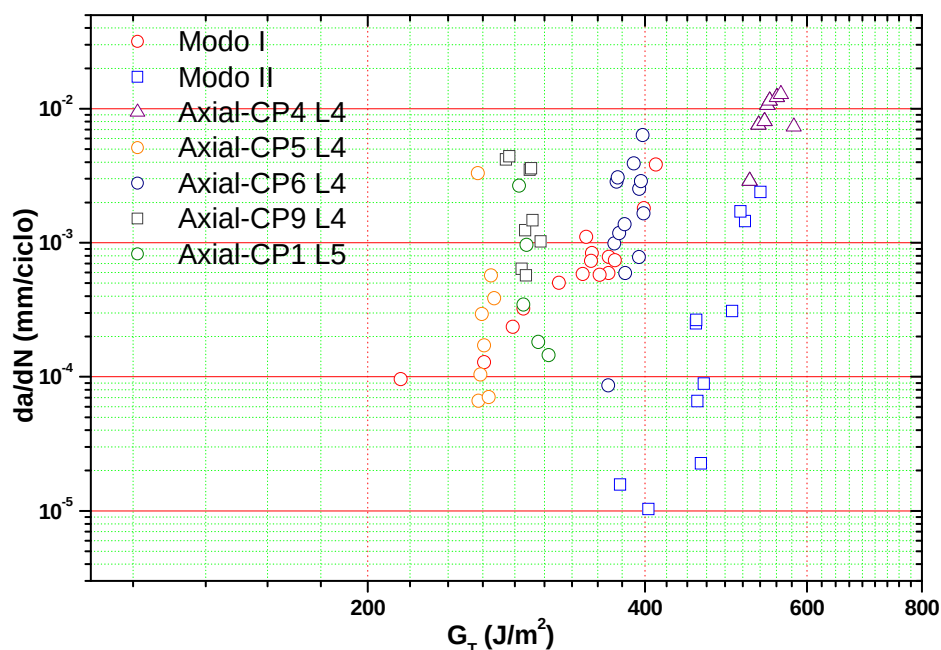
O resultado obtido utilizando-se a equação (3.9) está ilustrado na Figura 4.50, em que se compara a energia envolvida nos modos I e II e com a energia para fadiga axial. Na comparação, nota-se que a carga de 10 kN no CLS apresenta-se próximo da energia crítica de propagação para os demais modos.

O ensaio do CP5 L4 foi iniciado com carga de 7 kN, nos pontos em laranja, e apresentou alta taxa de propagação para uma baixa energia, quando comparada aos dados experimentais de propagação do modo I, em vermelho do gráfico da Figura 4.50.

A redução do módulo de elasticidade nos corpos de prova se deve ao incremento da trinca pela ação do carregamento cíclico constante e, conseqüentemente, aumento da amplitude do deslocamento. Particularmente, o CP5 L4 teve redução do módulo de elasticidade de 92,8 GPa para 86,8 GPa, com comprimento de trinca final igual a 6,19 mm.

Uma das razões da alta dispersão pode ser atribuída à falta de simetria da frente de trinca, como pode ser visualizada no *C-scan* da Figura 4.51. As regiões brancas da Figura 4.51b representam a pré-trinca para o modo I em corpo de prova íntegro do lado esquerdo e do lado direito o corpo de prova testado no modo misto (axial), com região delaminada delimitada pelo retângulo tracejado. Na Figura 4.51c está indicada a inclinação da frente delaminada indicada pela alta atenuação na região em azul.

Figura 4.50 – Energia envolvida na fadiga axial utilizando-se a equação (3.9) e comparação com os modos puros I e II.



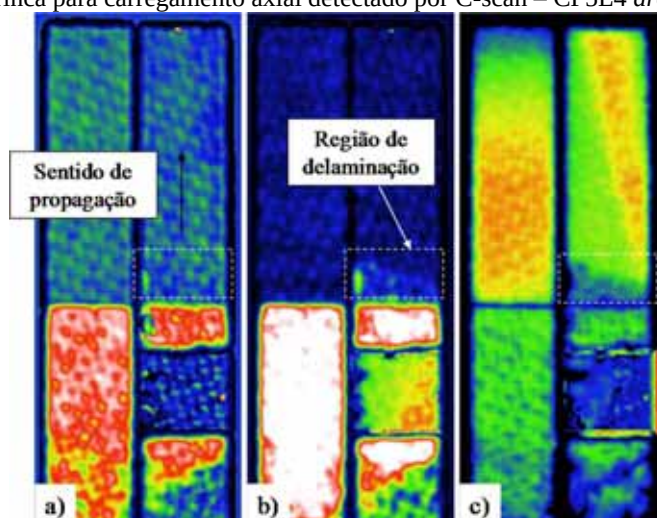
Fonte: (do autor).

No CP6 L4 utilizou-se o corpo de prova com dimensões apresentadas na Tabela 3.2 que se diferencia dos corpos de prova CP4 L4 e CP5 L4 pela posição da pré-trinca. Nestes últimos, a pré-trinca estava posicionada no centro do corpo de prova. A mudança foi proposta para aumentar o comprimento útil para propagação da trinca e, consequentemente, para aumentar a quantidade de pontos no gráfico da taxa de propagação. A posição da pré-trinca no corpo de prova foi baseada em trabalhos de Johnson (1987) e Mangalgiri e Johnson (1986).

O CP6 L4 foi ensaiado a 8 kN e energia de propagação entre 365 a 399 J/m² que teve taxa de propagação equivalente ao modo I. Pode ser observado um comportamento similar ao CP5 L4, em que os dados experimentais para a configuração axial apresentam a mesma taxa de propagação, 10⁻⁴ mm/ciclo, mesmo para a energia mais alta.

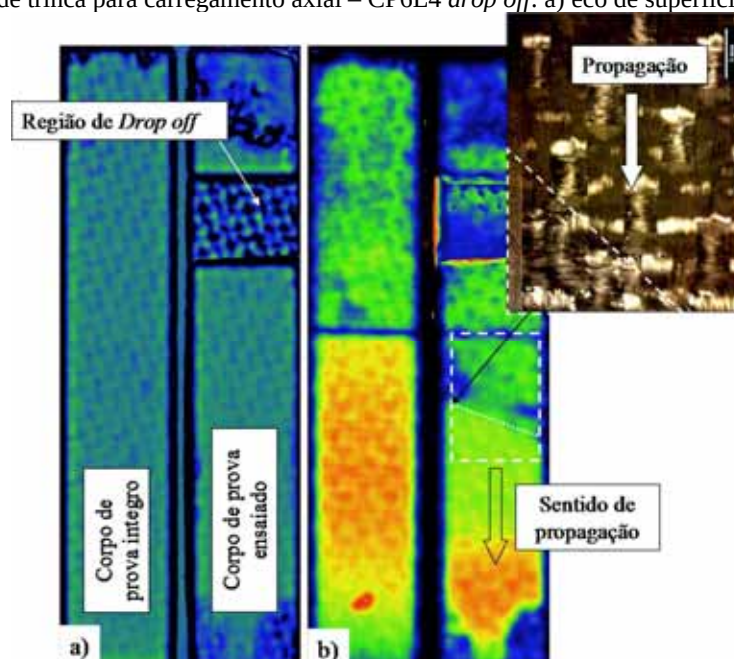
No CP6 L4 da Figura 4.52a pode ser observada a superfície do corpo de prova com a descontinuidade e na Figura 4.52b a região delaminada, delimitada pelo retângulo tracejado, indica a frente de trinca inclinada, que posteriormente, foi confirmada ao separar o laminado em dois, como mostrado no detalhe da superfície de fratura.

Figura 4.51 – Frente de trinca para carregamento axial detectado por C-scan – CP5L4 *drop off*.



Fonte: (do autor).

Figura 4.52 – Frente de trinca para carregamento axial – CP6L4 *drop off*: a) eco de superfície; b) eco de fundo.



Fonte: (do autor).

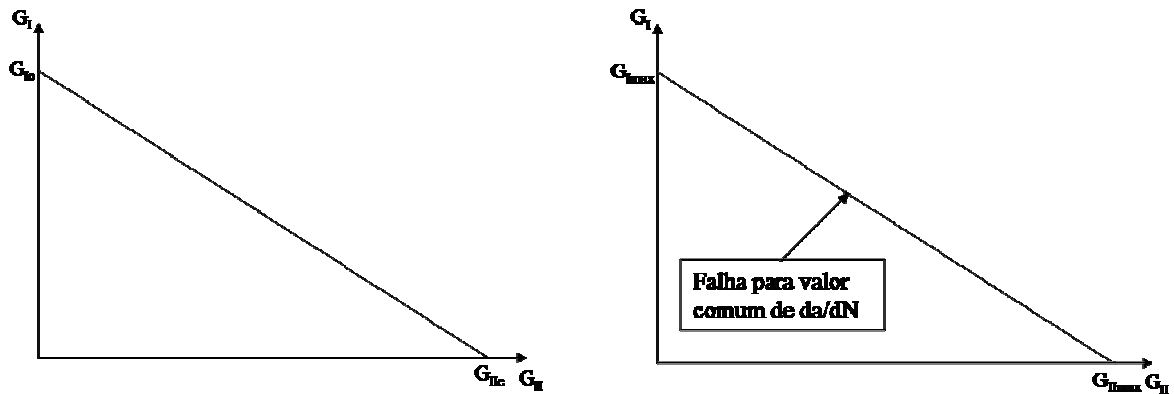
4.6 DECOMPOSIÇÃO DOS MODOS INDIVIDUAIS DE DELAMINAÇÃO

Esta seção tem o objetivo de determinar as contribuições dos modos individuais de propagação de trinca na fadiga axial via critério de falha. Os critérios de falha expressam a

dependência do modo misto de fratura com a participação dos modos individuais de propagação (BUI, 2011).

Foram utilizados dois critérios de falha estática: linear e não linear. Os critérios foram adaptados de forma a se estabelecer a mesma relação, porém, no regime cíclico, de acordo com a Figura 4.53.

Figura 4.53 – Frente de trinca para carregamento axial – CP6L4 *drop off*: a) eco de superfície; b) eco de fundo.



Fonte: adaptado de (BUI, 2011)

4.6.1 Decomposição via critério de fratura linear não interativo

Como exposto acima, o critério de falha da equação (2.12) foi estabelecido para contribuição dos modos individuais de propagação em regime quasi estático. Neste trabalho, este critério foi adaptado para propagação em regime cíclico combinando-se com a energia total no modo misto ($G_T = G_{Id} + G_{IId}$). A diferença da equação (2.12) com a apresentada na equação (4.4) está no índice *max* que indica o nível de energia máximo para os modos individuais de propagação para uma mesma taxa de propagação (da/dN), ou seja, todas as configurações falham a uma mesma taxa de propagação em diferentes níveis de energia para os respectivos modos.

Em que G_{Id} e G_{IId} não são conhecidos e possuem o mesmo significado de $f_I G_{I \max}$ e $f_{II} G_{II \max}$, respectivamente. Ambas podem ser resolvidas aplicando-se a energia total de propagação determinada com o ensaio axial obtendo-se as frações correspondentes f_I e f_{II} .

$$\frac{G_{Id}}{G_{I \max}} + \frac{G_{IId}}{G_{II \max}} = 1 \quad (4.4)$$

Com os dados experimentais do gráfico da Figura 4.50 obtiveram-se os resultados apresentados na Tabela 4.9, em que G_d é a energia decomposta a partir da energia envolvida no modo misto.

Tabela 4.9 Contribuição dos modos individuais de propagação não interativo - CP4 L4.

Modo	$G_{max} (J/m^2)$	$G_d (J/m^2)$	$da/dN (mm/ciclo)$	$f=G_{I,II}/(G_I+G_{II})$
I	405,4*	216,9	$2,89 \times 10^{-3}$	0,41
II	660,8*	307,1	$2,89 \times 10^{-3}$	0,58
I/II	524,1	-	$2,89 \times 10^{-3}$	1

* Valor determinado via interpolação

Fonte: (do autor).

De acordo com a literatura (MANGALGIRI; JOHNSON, 1986), a configuração CLS produz a razão de G_I/G_{II} entre 0,2 e 0,5 o que está abaixo do encontrado com esse critério, que apresentou a razão de $G_I/G_{II} = 0,71$. Porém, Mangalgiri (1987) enfatiza que há predominância do modo II, com aproximadamente 30% do modo I, e fica subentendido, também, que esse valor se aplica para laminados unidirecionais.

Os valores da Tabela 4.9 foram calculados com base em um único ponto, portanto não é representativo para todos os pontos da curva. Segundo os valores preditos com código de elementos finitos GAMNAS (RAMKUMAR; WHITCOMB, 1985), a razão dos modos tende a ser constante ao longo do comprimento da trinca e com o aumento do carregamento.

Tabela 4.10 Contribuição dos modos individuais de propagação não interativo - CP6 L4.

Modo	$G_{max} (J/m^2)$	$G_d (J/m^2)$	$da/dN (mm/ciclo)$	$f=G_{I,II}/(G_I+G_{II})$
I	342,5	227,0	$5,85 \times 10^{-4}$	0,63
II	472,8*	153,8	$5,95 \times 10^{-4}$	0,36
I/II	380,8	-	$5,95 \times 10^{-4}$	1

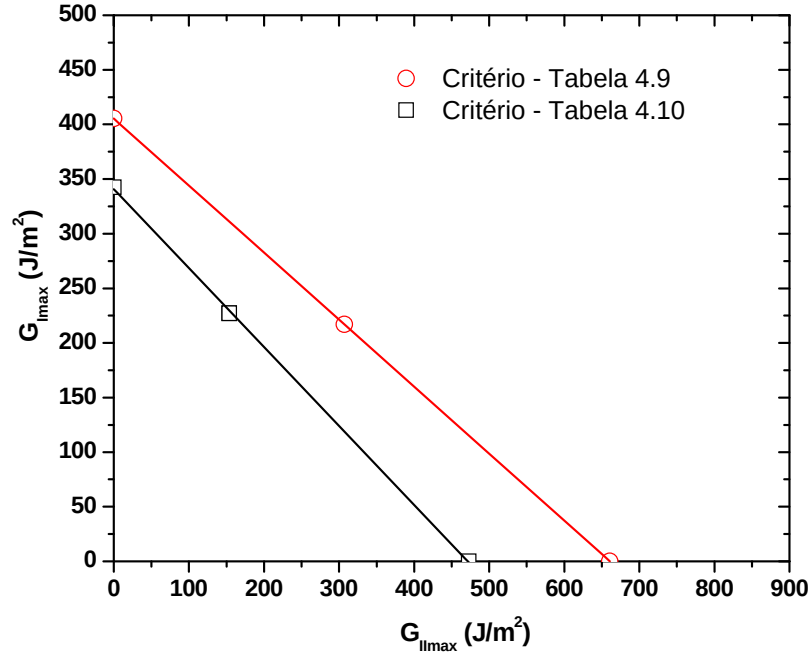
* Valor determinado via interpolação

Fonte: (do autor).

Resultado diferente foi encontrado para baixa taxa de propagação no CP6 L4 como mostrado na Tabela 4.10. Apesar da alta razão de G_I/G_{II} contradizer Mangalgiri (1987), a curva da Figura 4.40 do CP6 L4 apresenta a tendência de sobrepor a curva do modo I, ou seja, o modo misto na configuração CLS apresenta comportamento próximo ao modo I de propagação. No Apêndice C estão representados os demais resultados, reforçando a proximidade com modo I de propagação para diferentes taxas de propagação.

No gráfico da Figura 4.54 está representado o critério aplicado para dois pontos, ou seja, mesmo corpo de prova em regiões distintas da curva da/dN .

Figura 4.54 – Critério não interativo aplicado para dois pontos da curva da/dN .



Fonte: (do autor).

4.6.2 Decomposição via critério de fratura linear interativo

O critério interativo assume que na frente de trinca há somente uma tenacidade à fratura para o modo misto ou $G_{IC}^* \equiv G_{IIC}^* = G_C$, assim agem em combinação ao invés de atuar os modos puros individuais como o apresentado na seção anterior. O critério da equação (4.5) enfatiza o modo I de propagação de trinca ao considerar o fator de intensidade de tensão K_I (BUI, 2011). Ou seja, ao contrário da equação (4.4), tem-se na equação (4.5) $G_{Id} > G_{Ic}$.

$$\frac{G_{Id} + G_{IId}}{G_{II \max} + (G_{I \max} - G_{II \max}) \sqrt{G_{Id} / G_{I \max}}} = 1 \quad (4.5)$$

Nas condições com interações (físicas) dos componentes I e II, a contribuição do modo I diminui, como pode ser visto na Tabela 4.11. Este critério, assim como alguns outros derivados da equação (4.5), requer a presença do modo II de propagação, o que significa que não é possível

reproduzir o critério de falha não interativo linear (BUI, 2011).

Para o ponto calculado na Tabela 4.11, o critério reproduz a fração dos modos (G_I/G_{II}) comentada por Mangalgiri (1987), porém fica além dos dados observados na Figura 4.40.

Na Tabela 4.12 os resultados mostram proporções próximas dos modos individuais I e II, assim como nos resultados apresentados no Apêndice C.

Tabela 4.11 Contribuição dos modos individuais de propagação não interativo - CP4 L4.

Modo	$G_{max} (J/m^2)$	$G_d (J/m^2)$	$da/dN (mm/ciclo)$	$f=G_{I,II}/(G_I+G_{II})$
I	405,4*	116,1	$2,89 \times 10^{-3}$	0,41
II	660,8*	408,1	$2,89 \times 10^{-3}$	0,58
I/II	524,1	-	$2,89 \times 10^{-3}$	-

Fonte: (do autor).

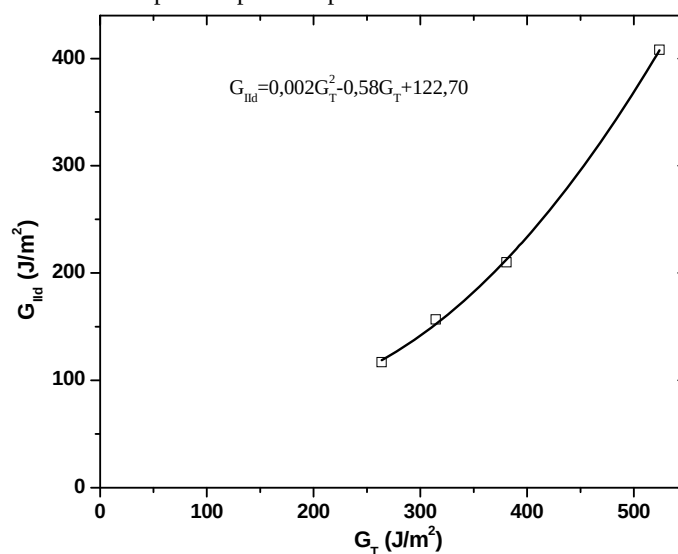
Tabela 4.12 Contribuição dos modos individuais com interação - CP6 L4.

Modo	$G_{max} (J/m^2)$	$G_d (J/m^2)$	$da/dN (mm/ciclo)$	$f=G_{I,II}/(G_I+G_{II})$
I	342,5	170,8	$5,85 \times 10^{-4}$	0,44
II	472,8*	210,0	$5,95 \times 10^{-4}$	0,55
I/II	380,8	-	$5,95 \times 10^{-4}$	1

Fonte: (do autor).

O gráfico da Figura 4.55 mostra a variação da decomposição de G_{IId} em função da energia total do ensaio uniaxial, para o intervalo de taxa de propagação e energia máxima, que estão entre as curvas dos modos I e II da Figura 4.50. A medida que a energia total do ensaio uniaxial aumenta, há, também, um aumento da contribuição do modo II de propagação.

Figura 4.55 – Critério não interativo aplicado para um ponto da curva da/dN .



Fonte: (do autor).

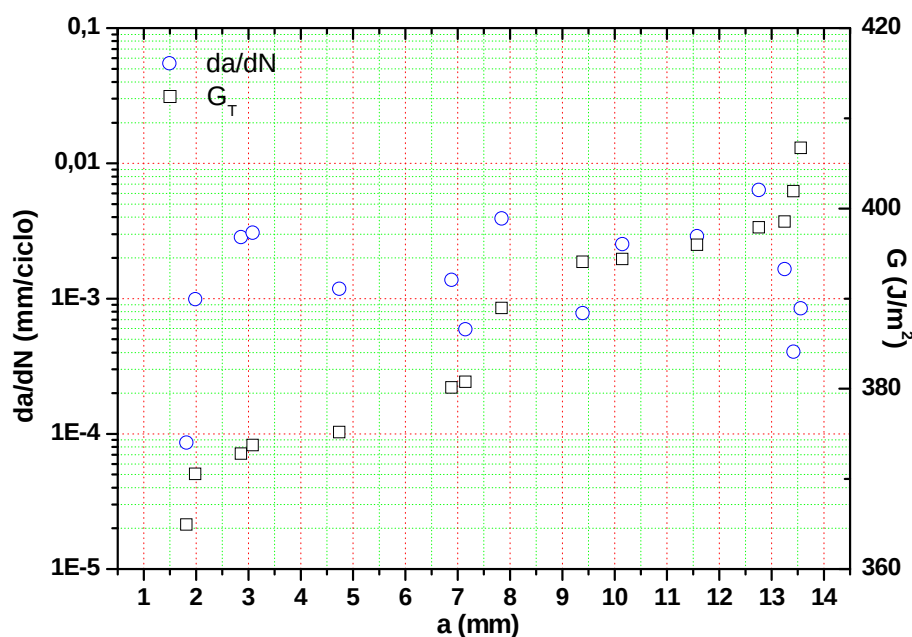
4.6.3 Comparação aproximada da decomposição com análise fractográfica

As investigações fractográficas tiveram objetivo de identificar os mecanismos de propagação, bem como identificar, de forma aproximada, se os modos de propagação individuais agem na proporção calculada nas seções 4.6.1 e 4.6.2. O gráfico da Figura 4.56 representa a variação da taxa de propagação com o comprimento da trinca, que servirá para associar a correspondente seção da fratura.

As seções do corpo de prova foram separadas em duas partes, indicadas na Figura 4.57, e as análises foram conduzidas na seção contínua (*strap*) e na seção descontínua (*lap*) e as setas cheias representam o sentido de propagação global. Ao contrário dos modos de propagação I e II, o início de propagação para o modo misto ocorre a uma taxa de propagação mais baixa e termina na mais alta.

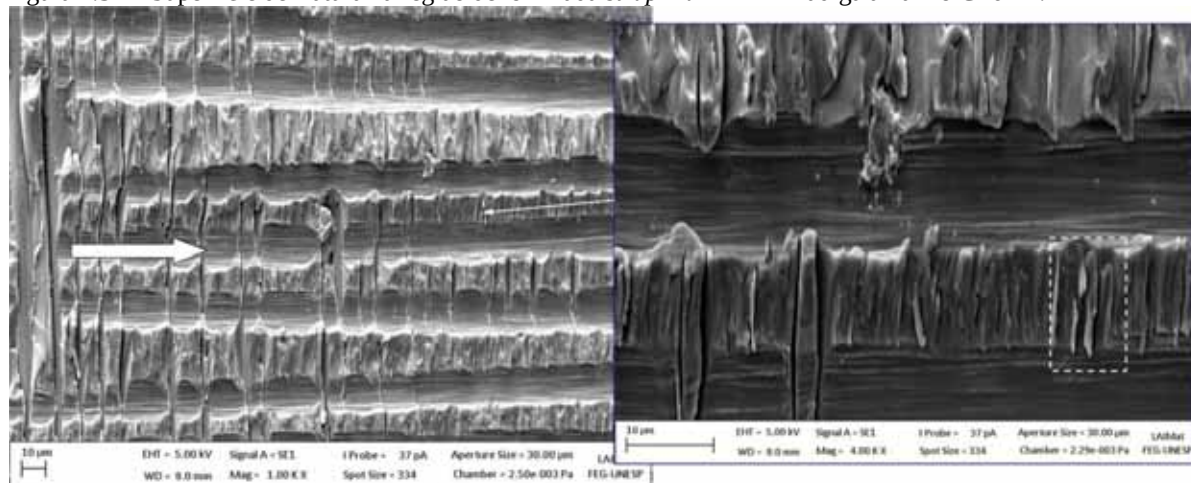
No *strap* foi observado o padrão de fratura associado ao modo II de propagação de trinca, como ilustrado na Figura 4.57. Ao comparar com os padrões de fratura da Figura 4.51, nota-se que no modo misto os *rollers* (no retângulo tracejado) não são tão desenvolvidos como no modo II puro e a incidência também é mais baixa para o comprimento de trinca de aproximadamente 2 mm.

Figura 4.56 – Variação da taxa de delaminação com o comprimento da trinca – fadiga axial.



Fonte: (do autor).

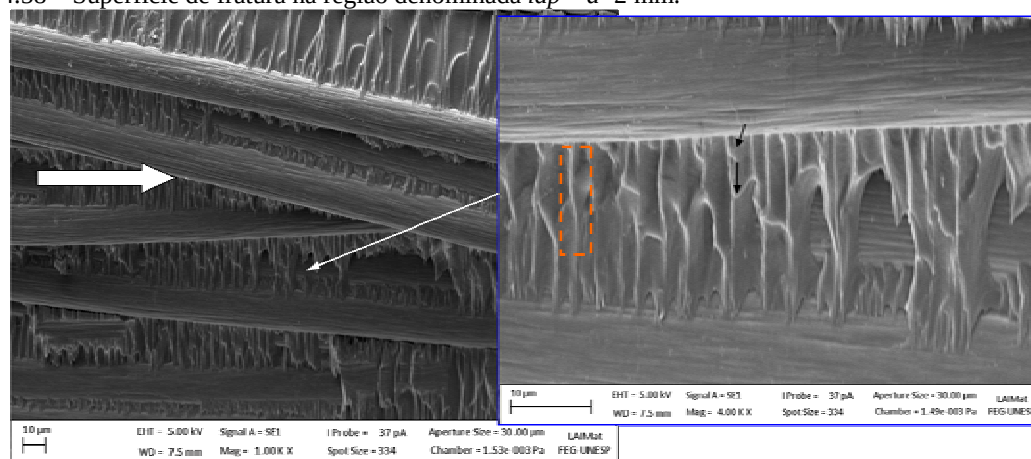
Figura 4.57 – Superfície de fratura na região denominada *strap* – $a=2$ mm – fadiga axial no CP6 L4.



Fonte: (do autor).

Para o *lap*, os padrões de fratura foram característicos do modo I de propagação, como pode ser visto na Figura 4.58, em comparação com a Figura 4.15, que representa o modo I puro. As setas pequenas mostram os padrões de fratura associados ao mecanismo de propagação para o modo I, que se inicia em marcas de rio e terminam nas scarpas. No retângulo tracejado observa-se um arredondamento da escarpa, quando comparado a escarpas da Figura 4.15, o que caracteriza uma tendência de formação de *rollers*.

Figura 4.58 – Superfície de fratura na região denominada *lap* – $a=2$ mm.

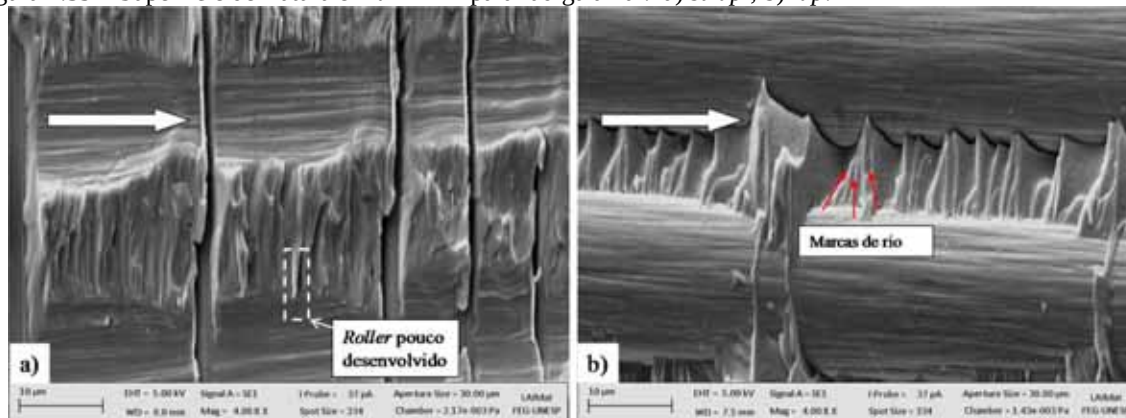


Fonte: (do autor).

No comprimento de trinca $a=4$ mm, as características de fratura do *lap* e *strap* parecem atuar de modo independente, em que agem mecanismos de propagação de trinca similares aos

modos I e II, respectivamente, como está ilustrado na Figura 4.59. O fato de um lado do corpo de prova ter a cavidade da fibra e o outro ter a fibra não implica o desenvolvimento de determinado mecanismo de delaminação, pois no modo II puro foi verificado o desenvolvimento de *rollers* para as duas faces.

Figura 4.59 – Superfície de fratura em $a=4$ mm para fadiga axial: a) *strap* ; b) *lap*.



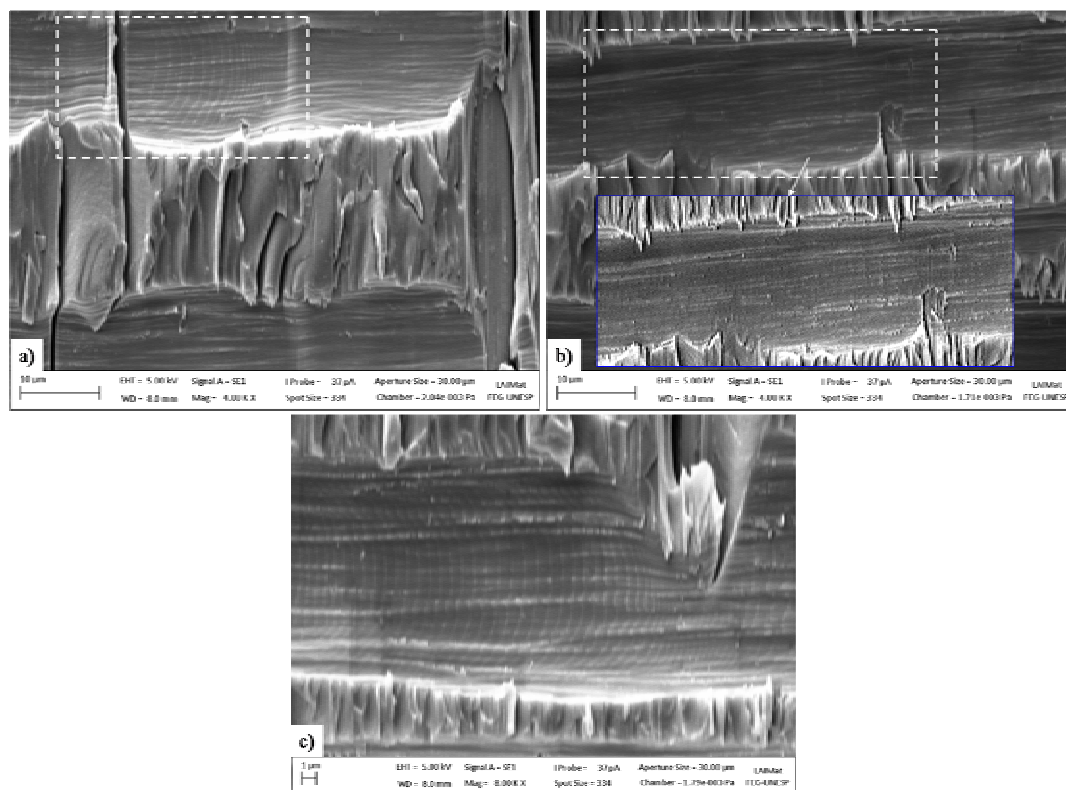
Fonte: (do autor).

Perto da pré-trinca foi verificada a presença de estrias de fadiga nos canais das fibras, que podem estar associadas a indícios de carregamento cíclico, como mostra a Figura 4.60. Como foi publicado em trabalho de Khan (2013), no qual foi observado que o aumento de G gera maior espaçamento entre as estrias.

No compósito testado neste trabalho, a relação observada por Khan (2013) pode ser aplicada localmente, pois há diminuição do espaçamento das estrias para um mesmo G_{max} , considerando a área do detalhe retangular da Figura 4.60a. Na Figura 4.60b verifica-se a existência de estrias, que são mais visíveis com o tratamento de imagem, utilizando o programa de domínio público *Image J*.

Em um mesmo local de taxa de propagação de trinca e mesma energia foram observadas estrias com espaçamentos variados, o que indica que a trinca se propagou com certa inclinação e também há a influência da trama, que distribui a carga de forma heterogênea. Este último aspecto pode ser explicado por estrias largas provindas de uma sobrecarga e diminuição contínua ao encontrar a trama ou certa descontinuidade, que diminui o efeito da carga como representado na Figura 4.60a.

Figura 4.60 – Superfície de fratura no *strap* em fadiga axial: a) $a=2$ mm; b) $a=6$ mm; c) região ampliada em $a=2$ mm.



Fonte: (do autor).

Diante da ausência de estrias de fadiga em muitos canais de fibras na seção de *strap*, entende-se que o carregamento cíclico interlaminar é quase que exclusivamente função da matriz e não da interface fibra/matriz, o que indica que adotar esse padrão de fratura (estrias), como parâmetro de controle da trinca (correlação com ΔK , ΔG , Integral J ou $CTOD$) (LENETS; BELLOWS, 2000), pode incorrer em interpretações erradas. Além disso, a formação de estrias de fadiga pode ter relação da condição de interface fibra/matriz, como relatado por Hiley (2000), que não achou correlação entre os espaçamentos das estrias com a taxa de propagação de trinca.

Com relação à decomposição dos modos, determinados nas seções anteriores, notou-se a divisão clara dos modos I e II nas partes separadas *lap* e *strap*, respectivamente. A divisão física dos processos de fratura indica que o critério linear tem certa correspondência, porém as decomposições em frações dos modos tem maior correspondência com o critério parabólico.

4.6.4 Comparação aproximada da decomposição com a solução analítica

Os resultados da decomposição, obtidos pelos critérios de falha propostos, são valores provenientes de dados experimentais que mostraram a predominância do modo I de propagação na fadiga axial. Portanto, nos valores da decomposição dos modos estão inclusos erros da dispersão da taxa de propagação dos modos individuais, bem como da dispersão na fadiga axial. A comparação destes valores com o estudo fractográfico também envolve uma aproximação baseada em observações experimentais.

Devido a essas incertezas que envolvem o cálculo da determinação das frações dos modos individuais, que agem na ponta da trinca, foi desenvolvido uma solução analítica da decomposição que mostra o resultado exato para o ensaio de fadiga axial.

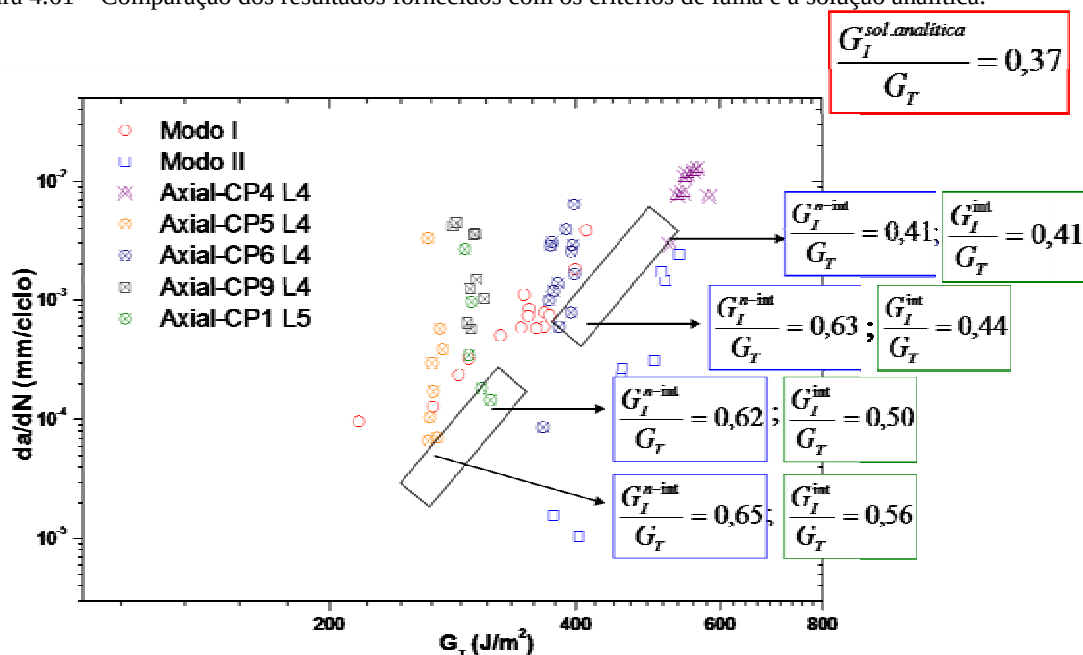
O resultado da solução indicou que atua 37,5% do modo I e 62,5% do modo II na fadiga axial, valores diferentes daqueles encontrados com os critérios de falha. Os valores da solução analítica foram mais próximos dos corpos de prova CP4L4 e CP6L4, calculados a partir dos dois critérios de falha e apresentaram maior diferença com relação aos corpos de prova CP1L5 e CP5L4 (de acordo com Apêndice C), também para os dois critérios de falha.

Os resultados obtidos a partir dos dados experimentais tiveram maior tendência a fornecer resultados com maior contribuição do modo I (maior que 50%) de propagação na região de baixa energia, a qual corresponde à faixa de velocidade de propagação menores que 2×10^{-4} mm/ciclo. Para regiões próximas a energia crítica, que se subentende propagação instável, os valores são muito próximos ao da solução analítica, como mostra a Figura 4.61.

De modo geral, o critério interativo forneceu valores mais próximos ao da solução analítica e a alta dispersão da taxa de propagação, comentada no primeiro parágrafo, pode estar associada a pequenas diferenças encontradas pelos dois critérios de falha.

Todo o desenvolvimento da solução analítica pode ser conferido no Apêndice F.

Figura 4.61 – Comparação dos resultados fornecidos com os critérios de falha e a solução analítica.



Fonte: (do autor).

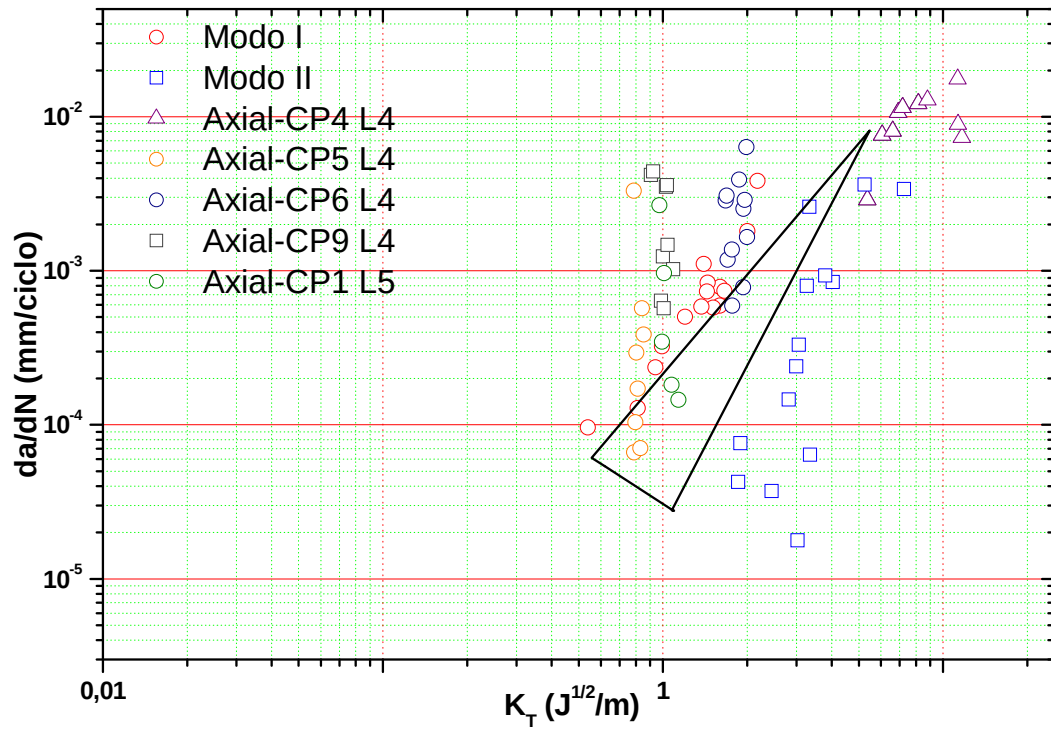
4.7 MODELO PARA O COMPÓSITO 5HS

Nesta seção foram ajustados os dados experimentais obtidos na fadiga axial com a equação (4.2) e comparados com os modos individuais I e II, para, assim, apresentar os resultados em um único modelo de taxa de propagação, como pode ser conferido na Figura 4.62.

Não houve mudanças da posição dos pontos na Figura 4.61 em relação a da Figura 4.50, que, conseqüentemente, não modificam as contribuições dos modos individuais obtidos com os critérios de falha aplicados com o parâmetro G_{max} .

Para a fadiga axial é necessário avaliar o comportamento em razões de cargas menores ($0 < R < 1$), para verificar se o termo G_{min} é desprezível, para se reconsiderar na equação (4.2). As interferências em G_{min} para os modos individuais, discutidos anteriormente, podem ser desprezíveis, porém para a fadiga axial ela pode ser considerada, pois a carga é consideravelmente alta ($P > 700$ N). Ainda, considerando que apenas 50% da delaminação é atribuída ao modo I, o fechamento da trinca não interfere na carga mínima. Desse modo, pode-se considerar o ΔG_{eff} na formulação da equação (4.2).

Figura 4.62 – Dados experimentais dos modos I, II e misto ajustados à equação (4.2).



Fonte: (do autor).

5 CONCLUSÕES

A investigação apresentada nesta tese trata da taxa de propagação de trinca em compósitos laminados com tecido assimétrico, em que o comportamento da trinca é dependente desta estrutura e também da condição da interface fibra/matriz. A condição de matriz frágil aliada à interface de propagação irregular conduz a incertezas nas leis de propagação causadas pelo espalhamento dos resultados, como pode se constatar nas conclusões a seguir.

As placas obtidas por RTM apresentaram os desvios da atenuação baixos (menores que 5%), comprovados por duas técnicas não destrutivas, que indicaram uma boa homogeneidade ao longo do comprimento e entre as placas. Este fator excluiu a possibilidade de que a fonte de espalhamento dos resultados mecânicos seja associada a uma quantidade elevada de defeitos.

A geometria final, nomeada como configuração 3 (CLS) nesta tese, com terminação descontínua é normalmente utilizada em laminados compósitos, quando há necessidade de variação de propriedades geométricas ao longo do laminado em componentes estruturais (SHIM; LAGLACE, 2006). Esta pesquisa supriu a necessidade de avaliar o estado de tensão na ponta da trinca na camada terminal, em uma interface complexa de trama/urdume, utilizando-se dois critérios de falha, as quais forneceram razões constantes de G_I/G_{II} .

A razão obtida pelo critério de falha, praticamente constante ao longo da extensão da trinca, foi acima do valor encontrado na solução analítica, o que reflete em certos aspectos físicos que o G_I calculado com o momento fletor não considera, como propagação da trinca na superfície irregular gerada pela trama e urdume. Considerando aplicações estruturais, subestimar G_I pode acelerar o crescimento da trinca e, conseqüentemente, levar a perda da integridade estrutural antecipadamente.

5.1 MODOS I E II – REGIME ESTÁTICO E CÍCLICO

Nos modos estáticos de propagação de trinca, resultados semelhantes foram observados, quando se trata de estabilidade na propagação. Os dois modos são estáveis na propagação, quando progridem pelo urdume, porém são instáveis ao acumular energia na trama, o suficiente para avançarem para a próxima seção. Nos capítulos que se referem ao regime estático, foram explicadas as razões do formato da propagação em zigzag no modo I e a forma ascendente na curva de propagação do modo II.

Em fadiga, as irregularidades da superfície foram ainda mais efetivas, devido ao carregamento cíclico, fato que causou espalhamento dos resultados e foi alvo de grande desafio para adaptá-los a um modelo de taxa de propagação de trinca.

Os modelos de taxa de propagação de trinca estudados na revisão bibliográfica foram de fundamental importância para o conhecimento dos efeitos dos parâmetros que controlam a taxa de propagação de trinca, nos dois modos de delaminação. O modelo mais adequado, equação (4.2), para os modos individuais desconsiderou o efeito da energia mínima (G_{min}), o que excluiu o efeito da energia média (G_m) do denominador e incluiu a máxima (G_{max}). Esta adaptação e a similitude com K conduziram a análises mais confiáveis do expoente que controla a velocidade da trinca.

5.2 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

A investigação fractográfica é uma ferramenta essencial para o estudo de falhas, auxiliando no aperfeiçoamento de estruturas, pelo conhecimento das tensões que agem na mesma e pela complexidade geométrica do material ou carregamento. No carregamento estático, foram observadas justamente influências de concentradores de tensão nas intersecções entre trama e urdume, caracterizando um efeito de modo misto de propagação localizado. Em carregamentos cíclicos, nas análises fractográficas nos modos puros I e II, os padrões de fratura obtidos foram similares, porém com particularidades do efeito decrescente da taxa de propagação da trinca como detalhado a seguir:

- ⇒ no modo I não há influência clara da amplitude de carregamento, mas há uma notável participação da tenacidade à fratura;
- ⇒ no modo II há indicativo da presença da amplitude de tensão no urdume;
- ⇒ nas fraturas das seções da trama para os dois modos de propagação há evidências de processo de fratura por carregamento monotônico;
- ⇒ na frente da trinca tem-se um campo irregular de tensão e deformação, causados pela superfície irregular, que dificultam a interpretação do processo físico de delaminação por investigação fractográfica.

5.3 CARREGAMENTO AXIAL TRAÇÃO-TRAÇÃO

Os ensaios estáticos, não reportados detalhadamente no trabalho, foram realizados, porém houve rompimento na região do *tab*. Visto que, nos ensaios de delaminação em carregamento axial as cargas são inferiores às utilizadas para levantamento da curva S-N, sem a necessidade de se determinar uma média da tensão de ruptura do material, pois a base de discussão tem sido a de energia.

Houve ênfase maior na elaboração da metodologia do ensaio axial, assim como, na determinação de uma geometria mais apropriada para o corpo de prova de modo a induzir uma delaminação bem definida. A geometria final, da configuração 3, obtida na tese foi a da lâmina interrompida, na qual foi constada, a partir das revisões da literatura, que essa geometria foi inicialmente estudada em 1977 (JONHSON, 1986).

A taxa de propagação foi similar à conduzida no modo II, ou seja, mais rápida que o modo I. A geometria assimétrica e o modo como o ensaio foi conduzido (amplitude de carga constante), sugerem que, após o início da delaminação, há mudanças na concentração da carga aplicada, desfavorecendo o aumento da taxa de propagação de trinca.

Portanto, os primeiros pontos relativos a cada corpo de prova foram mais confiáveis para aplicação do critério de falha para decomposição dos modos I e II. Os dados obtidos com o critério que fornece uma relação parabólica de G_{IIa} com G_T , indicam contribuição de 50% da energia total para cada modo de propagação, o qual reflete, qualitativamente, com as observações dos padrões de fratura conduzidas no *lap* e *strap*.

Em comparação com a solução analítica, os critérios de falha conseguiram reproduzir melhor a decomposição na faixa de energia mais próxima da propagação instável, porém o critério designado como iterativo obteve melhores valores.

5.4 CONTRIBUIÇÕES DO TRABALHO

Desde o estabelecimento da norma ASTM D5528-01 (2007), designado para ensaio estático em laminados unidirecionais, os pesquisadores têm realizado, majoritariamente, ensaios em regime cíclico nesta arquitetura de fibras, com pouca ênfase em compósitos manufaturados

com tecidos tramados. Visto a lacuna nesta subárea da mecânica da fratura, este trabalho apresentou detalhes do comportamento à delaminação em compósito 5HS.

O fato de o compósito ter sido processado pela técnica RTM é ainda mais atrativo, pois o tecido 5HS é mais adaptado para tal fim, visto que se ajusta em cavidades complexas do molde, devido à maleabilidade (em inglês “*drapeability*”).

As características de delaminação nos modos puros I e II foram, detalhadamente, discutidas para os regimes estático e cíclico. Em ambas as situações, ainda há pouco interesse em se estudar a propagação em superfícies irregulares, como os tramados, devido à dificuldade do comportamento não linear e, conseqüentemente, do ajuste dos dados experimentais em modelos empíricos, o que facilitaria a previsão da vida em fadiga. Neste trabalho foram dados os primeiros passos para o conhecimento da velocidade de delaminação em corpos de prova plano, o que é base para pesquisas em subcomponentes, algo inédito em pesquisas acadêmicas no Brasil.

As fases de desenvolvimento para configuração de corpos de prova em fadiga axial foram muito importantes para o estudo da curva S-N, pois foram estabelecidos fatores críticos para início de delaminação e propagação, assim como, a metodologia para levantamento da curva $da/dN \times G$.

A ideia de se utilizar critérios de falha estática em situações de falha causada por regime cíclico pode ser de grande utilidade nesse campo, para obtenção de informações dos componentes de tensão atuantes na frente de trincas, em situações mais complexas.

Por fim, o trabalho de investigação fractográfica, mostrado aqui, relaciona de forma única as velocidades de propagação com a fratura correspondente, para demonstrar os mecanismos de trinca associados.

5.5 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Visto a complexidade que abrange o assunto fadiga em compósitos, alguns tópicos deste trabalho podem ser estendidos para outros sistemas de tecido/resina para avaliar o critério de falha:

- ⇒ A taxa de propagação em compósitos com tecido 5HS parecem variar de acordo com o encontro trama/urdume, ensaios com corpos de prova mais largos podem fornecer a contribuição média dessa variação na taxa de propagação;

- ⇒ A proposta inicial era a avaliação de corpos de prova sem lamina interrompida para vida em fadiga baseada em curvas S-N, o que permitiria uma avaliação das tensões atuantes nos estágios iniciais do laminado, porém houve modificações na geometria inicial para obtenção da delaminação. A realização de ensaio de fadiga axial em laminados multiaxiais podem fornecer delaminações bem definidas sem maiores mudanças na geometria do corpo de prova;
- ⇒ A partir do ensaio de fadiga axial com laminado multiaxial, proposto no item anterior, é imprescindível o uso de técnica de inspeção acústica em intervalos de ΔN para obtenção da curva de taxa de propagação;
- ⇒ Com laminados multiaxiais pode-se obter melhores resultados da taxa de propagação em fadiga axial, devido a menores interferências na superfície de propagação e, assim, ter maior confiança na aplicação do critério de falha para toda faixa de $da/dN \times G$;
- ⇒ Algumas leis de taxa de propagação utilizadas na tese exigiram a adoção da energia de *threshold* (G_{th}), a qual foi extrapolada para valores muito baixos de taxa de propagação, a verificação destes valores com ensaios é recomendada;
- ⇒ As associações das superfícies de fratura com as taxas de propagação de trinca não foram quantificadas, mas foram qualitativamente discutidas. Utilizando-se a microscopia óptica e adotando-se a metodologia de reconstrução confocal, uma análise quantitativa da textura pode fornecer argumentos mais sólidos.

A medida que alguns destes tópicos forem respondidos, haverá mais confiança nos resultados para se prever a vida em fadiga ou definir melhores intervalos de inspeção em componentes estruturais, baseando-se na lei de Paris.

5.6 TRABALHOS PUBLICADOS EM PERIÓDICOS

1. **SHIINO, M. Y.**, ALDERLIESTEN, R. C., DONADON, M. V., VOORWALD, H. J. C., CIOFFI, M. O. H. Applicability of standard delamination tests (double cantilever beam and end notch flexure) for 5HS fabric-reinforced composites in weft-dominated surface. Journal of Composite Materials. , v.X, p.1 - 9, 2014.

2. **Shiino, Marcos Yutaka**, ALDERLIESTEN, RENE C., PITANGA, MIDORI YOSHIKAWA,

Cioffi, Maria Odila Hilário. Fatigue Crack Growth Rate in Mode I of a Carbon Fiber 5HS Weave Composite Laminate Processed via RTM. *Advanced Materials Research (Online)*. , v.891-892, p.172 - 177, 2014.

3. BROCKS, THATIANE, **Shiino, Marcos Yutaka**, Cioffi, Maria Odila Hilário, Voorwald, Herman Jacobus Cornelis, CAPORALLI FILHO, ANGELO. Experimental RTM manufacturing analysis of carbon/epoxy composites for aerospace application. *Materials Research (São Carlos. Impresso)*. , v.16, p.1175 - 1182, 2013.

4. **SHIINO, M. Y.**, FARIA, M. C. M., BOTELHO, E. C., OLIVEIRA, P. C. Assessment of cumulative damage by using ultrasonic C-scan on carbon fiber/epoxy composites under thermal cycling. *Materials Research (São Carlos. Impresso)*. , v.15, p.1 - 5, 2012.

5. **Shiino, M.Y.**, De Camargo, L.M., Cioffi, M.O.H., Voorwald, H.C.J., Ortiz, E.C., Rezende, M.C. Correlation of microcrack fracture size with fatigue cycling on non-crimp fabric/RTM6 composite in the uniaxial fatigue test. *Composites. Part B, Engineering*. , v.43, p.2244 - 2248, 2012.

5.7 TRABALHOS PUBLICADOS EM ANAIS DE CONGRESSOS

1. **Shiino, M.Y.**, BERGMANN, L. T., Cioffi, Maria Odila Hilário. Effect of stitching yarns of NCF fabric on delamination behavior under mode I opening in 90°/90° interface of a quasi isotropic laminate In: 2nd BCCM - Brazilian Conference on Composite Materials, 2014, São José dos Campos. **2nd BCCM**. , 2014.

2. **Shiino, M.Y.**, ALDERLIESTEN, RENE C., DONADON, M. V., PITANGA, MIDORI YOSHIKAWA, Maria Odila Hilário Cioffi. Fracture analysis in 5HS carbon composites subjected to pure modes I and II fatigue induced delamination In: ECCM16 - 16TH EUROPEAN CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS, 2014, Sevilha. **ECCM16**. Sevilha: Elasticity and Strength of Materials Group, 2014.

3. MORENO, H. P., **SHIINO, M. Y.**, Cioffi, Maria Odila Hilário. Interlaminar fracture toughness study of 5HS/epoxy composites on mode I opening In: BCCM2, 2014, São José dos Campos. **2nd BCCM - Brazilian Conference on Composite Materials**. São José dos Campos: , 2014.

4. **Shiino, M.Y.**, Cioffi, M.O.H., Voorwald, H.C.J. Fatigue performance evaluation of two types of non crimp fabric composites manufactured via RTM process In: 1st Brazilian Conference on Composite Materials - BCCM1, 2012, Natal. **Proceedings of the Brazilian Conference on Composite Materials**. C.A.Cimini Jr and J.D.D. Melo, 2012. v.1.

REFERÊNCIAS

- AKITA, S., ISHIKAWA, M. A new model for scatter of fatigue crack growth rate. **International Journal of Fracture**, v.32, p.R3-R6, 1986.
- ALDERLIESTEN R. Critical review on the assessment of fatigue and fracture in composite material and structures. **Engineering Failure Analysis**, v. 35, p. 370-379, 2013.
- ALLEGRI, G., JONES, M.I., WISNOM, M.R., HALLETT, S.R. A new semi-empirical model for stress ratio effect on mode II fatigue delamination growth. **Composites: Part A**, v.42, p.733-740, 2011.
- ANDERSONS, J., HOJO, M., OCHIAI, S. Empirical model for stress ratio effect on fatigue delamination growth rate in composites laminates. **International Journal of Fatigue**, v.26, p.597-604, 2004.
- ARGÜELES, A., VIÑA, J., CANTELI, A.F., BONHOMME, J. Fatigue delamination, Initiation, and growth, under mode I and II of fracture in a carbon-fiber epoxy composites. **Polymer Composites**, v. xx, p. 701-708, 2010.
- ARMANIOS, E. Fracture of Composites, Transtec Publications, ttp, 1996.
- ARMANIOS, E. Composite Materials Fatigue and Fracture, Sixth Volume, ASTM, 1997.
- ASTM D3479/D3479M-96 (Reapproved). Standard Test Method for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Composite Materials. ASTM International, Philadelphia, 2007.
- ASTM D5528-01 (Reapproved 2007). Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. ASTM International, Philadelphia, 2007.
- ASTM D6115-97(2011). Standard Test Method for Mode I Fatigue Delamination Growth Onset of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. ASTM International, Philadelphia, 2011.
- ASTM E647-13ae1. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM International, Philadelphia, 2013.
- BICKERTON, S., STADTFELD, H.C., STAINER, K.V., ADVANI, S.G. Design and application of actively controlled injection schemes for resin-transfer molding. **Composites Science and Technology**, v.61, p.1625-1637, 2001.
- BIEL, A., STIGH, U. Effects of constitutive parameters on the accuracy of measured energy using the DCB-specimen. **Engineering Fracture Mechanics**, v.75, p.2968-2983, 2008.
- BIZEUL, M., BOUVET, C., BARRAU, J. J., CUENCA, R. Fatigue crack growth in thin woven

glass composites under tensile loading. Part II: Modelling. **Composites Science and Technology**, v.71, p. 297-305, 2011.

BLANCO, N., GAMSTEDT, E. K., ASP, L. E., COSTA, J. Mixed-mode delamination growth in carbon-fibre composite laminates under cyclic loading. **International Journal of Solids and Structures**, v.41, p. 4219-4235, 2004.

BOEING. Revista AERO. A quarterly publication brought to you by The Boeing edge. Disponível em: < www.boeing.com/commercial/aeromagazine/articles/2014_q4/pdf/AERO_2014q4.pdf - 203k - 2015-01-13>. Acesso em: 12 de Fev.2015.

BONHOMME, J., ARGUELLES, A., VINA, J., VINA, I. Fractography and failure mechanisms in static mode I and mode II delamination testing of unidirectional carbon reinforced composites. **Polymer Testing**, v.28, p.612-617, 2009.

BRAGA, D.F.O., TAVARES, S.M.O., SILVA, L.F.M., MOREIRA, P.M.G.P. Advanced design for lightweight structures: Review and prospects. **Progress in Aerospace Science**, v.69, p.29-39, 2014.

BROCKS, T., SHIINO, M.Y., CIOFFI, M.O.H., VOORWALD, H.J.C., FILHO, A.C. Experimental RTM manufacturing analysis of carbon/epoxy composites for aerospace application. **Materials Research**, v.16, p.1175-1182, 2013.

BRUNNER, A.J., BLACKMAN, B.R.K., DAVIES, P. A status report on delamination resistance testing of polymer-matrix composites. **Engineering Fracture Mechanics**, v.75, p.2779-2794, 2008.

BUI, Q.V. A modified Benzeggagh-Kenane fracture criterion for mixed-mode delamination. **Journal of Composite Materials**, v.45, p.389-413, 2011.

CARLSON, R. L., KARDOMATEAS, G. A. An introduction to fatigue in metals and composites, Chapman and Hall, London, 1996.

CAMPOS, K. A., AUGUSTO, J., PEREIRA, A. P., HEIN, L. R. O. 3-D reconstruction by extended depth-of-field in failure analysis – Case study II: Fractal analysis of interlaminar fracture in carbon/epoxy composites. **Engineering Failure Analysis**, v.25, p.271-279, 2012.

CAMPOS, K.A. **Avaliação do comportamento de superfícies de fratura por fractais mistos em materiais de diferentes classes**. Tese de Doutorado, Guaratinguetá-SP, Brasil, 2014.

CHARALAMBIDES, M., KINLOCH, A. J., WANG, Y., WILLIAMS, J. G. On the analysis of mixed-mode failure. **International Journal of Fracture**, v.54, p.269-291, 1992.

COENEN, R.A.M. **Design of a quality assurance system for structural laminates**. PhD Thesis Delft University Press, The Netherlands, 1998.

DAGGUMATI, S., De BAERE, I., Van PAEPEGEM, W., DEGRIECK, J., XU, J., VERPOEST, I. Local damage in 5-harness satin weave composite under static tension: Part I – Experimental

analysis. **Composites Science and Technology**, v.70, p.1926-1933, 2010.

DAVIES, P., BLACKMAN, B. R. K., BRUNNER, A. J. Standard Test Methods for Delamination Resistance of Composite Material: Current Status. **Applied Composite Materials**, v.5, p.345-364, 1998.

De BAERE, I., VAN PAEPEGEM, W., QUARESIMIN, M., DEGRIECK, J. On the tension-tension fatigue behaviour of a carbon reinforced thermoplastic part I: Limitations of the ASTM D3039/D3479 standard. **Polymer Testing**, v.30, p.625-632, 2011.

DELÉGLISE, M., BINÉTRUY, C., KRAWCZAK, P. Solution to filling time prediction issues for constant pressure driven injection in RTM. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v.36, p.339-344, 2005.

DHARAN, C. K. H. Fatigue failure mechanisms in unidirectionally reinforced composite material. **Fatigue of Composite Material**, p.171-188, 1975.

EBELING, T., HILTNER, A., BAER, E., FRASER, I.M., ORTON, M.L. Delamination failure of woven glass fiber composite. **Journal of Composite Materials**, v.31, p.1318-1333, 1997.

FARAHMAND, B. Fracture mechanics of metals, composites, welds, and bolted joints. Kluwer Academic Publishers, United States of America, 2001.

FERNANDEZ, M.V., MOURA, M.F.S.F., SILVA, L.F.M., MARQUES, A.T. Characterization of composite bonded joints under pure mode II fatigue loading. **Composite Structures**, v.95, p.222-226, 2013.

FORTSON, B.H., ARMANIOS, E.A. Quantitative fractographic of the cracked lap shear composite specimen. **American Society for Testing and Materials**, pp.205-217, 1993.

FOUND, M. S., QUARESIMIN, M. Two stage fatigue loading of woven carbon fiber reinforced laminates. **Fatigue Fracture Engineering Material Structure**, v.26, p.17-26, 2002.

GAO, S-L., MADER, E., ZHANDAROV, S. F. Carbon fibers and composites with epoxy resins: Topography, fractography and interphases. **Carbon**, v.42, p.515-529, 2004.

GIANNIS, S. Utilizing fracture mechanics principles for predicting the mixed-mode delamination onset and growth in tapered composite laminates. **Composite Structures**, v.102, p.294-305, 2013.

GORDON, G.A., CANUMALLA, S, TITTMANN, B.R. Ultrasonic C-scan imaging for material characterization. **Ultrasonics**, v.31, p.373-380, 1993.

GREENHALGH, E. Failure analysis and fractography of polymer composites, CRC PRESS, 2009.

GREENHALGH, E. S., ROGERS, C., ROBINSON, P. Fractographic observations on delamination growth and the subsequent migration through laminate, **Composites Science and**

Technology, v.69, p.2345-2351, 2009.

GRELSSON, B. Correlations between porosity content, strength and ultrasonic attenuation in carbon fibre laminates. **Materials & Design**, v.13, p.275-278, 1992.

HANSEN, U. Damage development in woven fabric composites during tension-tension fatigue. **Journal of Composite Materials**, v.7, p.614-639, 1999.

HARRIS, B. Fatigue in Composites, CRC Press, Cambridge, England, 2003.

HEXCEL. HexFlow[®]RTM6-2. Product Data. Disponível em: <
http://www.hexcel.com/Resources/DataSheets/RTM-Data-Sheets/RTM6-2_eu.pdf>. Acesso em:
16 de Fev.2015.

HEIN, L. R. O., CAMPOS, K. A. C., CALTABIANO, P. C. R. O. Low voltage and variable-pressure scanning electron microscopy of fractured composites. **Micron** v.49, p.1039-1049, 2012.

HILEY, M.J. Delamination between multi-directional ply interfaces in carbon-epoxy composites under static and fatigue loading. **European Structural Integrity Society**, v.27, p.61-72, 2000.

HUTCHINSON, W. T., SUO, Z. Mixed mode cracking in layered materials. **Advances in Applied Mechanics**, v.29, 1993.

ISHAI, O., BAR-COHEN, Y. Dispersion of ultrasonic data as a measure of hygrothermal effects on fibre-reinforced plastic laminates. **Composites**, v.8, p.137-145, 1980.

JOHNSON, W.S. Stress analysis of the cracked-lap-shear specimen: An ASTM round-robin. **Journal of Testing and Evaluation**, v.15, p.303-324, 1986.

JONES, R., PITT, S., BUNNER, A. J., HUI, D. Application of the Hartman-Schijve equation to represent mode I and mode II fatigue delamination growth in composite. **Composite Structures**, v.94, p.1343-1351, 2012.

JOSHI, S. C., DIKSHIT, V. Enhancing interlaminar fracture characteristics of woven CFRP prepreg composites through CNT dispersion. **Journal of Composite Materials**, v.46, p.665-675, 2012.

JONES, R., STELZER, S., BRUNNER, A. J. Mode I, II and mixed mode I/II delamination growth in composites. **Composite Structures**, v.110, p.317-324, 2014.

KHAN, R. **Delamination growth in composites under fatigue loading**, Tese de Doutorado, Delft, The Netherlands, 2013.

KARDOMATEAS, G.A., PELEGRI, A.A., MALIK, B. Growth of internal delamination under cyclic compression in composite plates. **Journal of Mechanic Physic Solids**, v.43, p.847-868, 1995.

KAZYS, R., SVILAINIS, L. Ultrasonic detection and characterization of delamination in thin

composite plates using signal processing techniques. **Ultrasonics**, v.35, p.367-383, 1997.

KENANE, M., AZARI, Z., BENMEDAKHENE, S., BENZEGGAGH, M.L. Experimental development of fatigue delamination threshold criterion. **Composites Part B: engineering**, v.42, p.367-375, 2011.

KENANE, M., BENZEGGAGH, M. L. Mixed mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites under fatigue loading. **Composites Science and Technology**, v.57, p.597-605, 1997.

KOHOUT, J. A new function describing fatigue crack growth curves. **International Journal of Fatigue**, v.21, p.813-821, 1999.

KUMAR, M. S., RAGHAVENDRA, K., VENKATASWAMY, M. A., RAMACHANDRA, H. V. Fractographic analysis of tensile failures of aerospace grade composites. **Materials Research**, v.15, p.990-997, 2012.

LAGACE, P. A. Composite Materials, Second Volume, ASTM, 1989.

LEE, S. M. Mode II interlaminar crack growth process in polymer matrix composites. **Journal of Reinforced Plastics & Composites**, v.18, p.1254-1266, 1999.

LENETS, Y.N., BELLOWS, R.S. Crack propagation life prediction for Ti-6Al-4V based on striation spacing measurements. **International Journal of Fatigue**, v.22, p.521-529, 2000.

LISLE, T., BOUVET, C., PASTOR, M. L., MARGUERES, P., CORRAL, R. P. Damage evaluation in a thin woven composite laminate under static tension using infrared thermography. **Composites: Part A**, v.53, p.75-87, 2013.

LIU, S., GUO, E., LEVIN, V. M., LIU, F., PETRONYUK, Y. S., ZHANG, Q. Application of pulse acoustic microscopy technique for 3D imaging bulk microstructure of carbon fiber-reinforced composites. **Ultrasonics**, v.44, p.1037-1044, 2006.

MANGALGIRI, P. D., JOHNSON, W. S. Preliminary design of cracked-lap shear specimen thickness for determination of interlaminar fracture toughness. **Journal of Composites Technology e Research**, v.2, p.58-60, 1986.

MARAT-MENDES, R., DE FREITAS, M. Fractographic analysis of delamination in glass/fibre epoxy composites. **Journal of Composite Materials**, v.47, p.1437-1448, 2013.

MARTIN, R. H. Interlaminar fracture characterization. **Key Engineering Materials**, v.120-121, p.329-346, 1996.

MOLLON, V., BONHOMME, J., VINA, J., ARGUELLES, A., FERNANDEZ-CANTELI, A. Influence of the principal tensile stress on the delamination fracture mechanisms and their associated morphology for different loading modes in carbon/epoxy composites. **Composites Part B: engineering**, v.43, p.1676-1680, 2012.

- MORAIS, A. B. Analysis of mode I interlaminar fracture of multidirectional laminates. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v.35, p.51-57, 2004.
- MORREN, G., BOTTIGLIERI, M., BOSSUYT, S., SOL, H., LECOMPT, D., VERLEYE, B., LOMOV, S.V. A reference specimen for permeability measurements of fibrous reinforcements for RTM. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v.40, p.244-250, 2009.
- MOURA, M. F. S. F., CAMPILHO, R. D. S. G., GONCALVEZ, J. P. M. Pure mode II fracture characterization of composite bonded joints. **International Journal of Solids and Structures**, v.46, p.1589-1595, 2009.
- MOURITZ, A.P., TOWNSEND, C., KHAN SHAH, M.Z. Non-destructive detection of fatigue damage in thick composites by pulse-echo ultrasonics. **Composites Science and Technology**, v.60, p.23-32, 2000.
- NAIK, N. K., REDDY, K. S., MEDURI, S., RAJU, N. B., PRASAD, P. D. Interlaminar fracture characterization for plain weave fabric composites. **Journal of Material Science**, v.37, p.2983-2987, 2002.
- NATARAJAN, V., GANGARAO, H. V. S., SHEKAR, V. Fatigue response of fabric-reinforced polymeric composites. **Journal of Composite Materials**, v.39, p.1541-1559, 2004.
- NISHIKAWA, Y., OKUBO, K., FUJI, T., KAWABE, K. Fatigue crack constrain in plain-woven CFRP using newly-developed spread tows. **International Journal of Fatigue**, v.28, p.1248-1253, 2006.
- O'BRIEN, T. K., JOHNSTON, W. M., TOLAND, G. J. Mode II interlaminar fracture toughness and fatigue characterization of a graphite epoxy composite material. **Nasa**, 216838, 2010.
- PANTELAKIS, Sp. G., KYRIAKAKIS, Em. Ch., PAPANIKOS, P. Non-destructive damage characterization of laminated thermosetting fibrous composites. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v.24, p.651-662, 2008.
- PASCOE, J. A., ALDERLIESTEN, R. C., BENEDICTUS, R. Methods for the prediction of fatigue delamination growth in composites and adhesive bonds. **Engineering Fracture Mechanics**, v.112-113, p.72-96, 2013.
- PASTOUKHOV, V. A., VOORWALD, H. J. C. Introdução à mecânica da integridade estrutural, Editora UNESP, São Paulo, 1996.
- PURSLOW, D. Matrix fractography of fibre-reinforced epoxy composites. **Composites**, v.17, p.289-294, 1986.
- PURSLOW, D. Some fundamental aspects of composites fractography. **Composites**, v.12, p.241-247, 1981.
- RAMKUMAR, R.L., WHITCOMB, J.D. Characterization of mode I and Mixed-Mode delamination growth in T300/5208 graphite/epoxy. **American Society for Testing Materials**,

p.315-335, 1985.

RANS, C., ALDERLIESTEN, R., BENEDICTUS, R. Misinterpreting the results: How similitude can improve our understanding of fatigue delamination growth. **Composites Science and Technology**, v.71, p.230-238, 2011.

REBIÉRE, J.-L., GAMBY, D. A decomposition of strain energy release rate associated with the initiation of transverse cracking, longitudinal cracking and delamination in cross-ply laminates. **Composite Structures**, v.84, p.186-197, 2008.

REIS, P. N. B., FERREIRA, J. A. M., COSTA, J. D. M., RICHARDSON, M. O. W. Fatigue life evaluation for carbon/epoxy laminate composites under constant and variable block loading. **Composites Science and Technology**, v.69, p.154-160, 2009.

SCHIJVE, J. Fatigue damage in aircraft structures, not wanted, but tolerated? **International Journal of Fatigue**, v.31, p.998-1011, 2009.

SCHIJVE, J. Fatigue of Structures and Materials, Second Edition, Springer, The Netherlands, 2009.

SHAHVERDI, M., VASSILOPOULOS, A.P., KELLER, T. A total fatigue life model prediction of R-ratio effects on fatigue crack growth of adhesively-bonded pultruded GFRP DCB joints. **Composites Part A: applied science and technology**, v.43, p.1783-1790, 2012.

SHIM, D-J., LAGACE, P. A. Mechanisms and Structural parameters affecting the interlaminar stress field in laminates with ply drop-offs. **Journal of Composite Materials**, v.40, p.345-369, 2006.

SHIINO, M. Y., CIOFFI, M. O. H., VOORWALD, H. J. C. Análise de fadiga em compósito carbono/epóxi antissimétrico processado via RTM. **11 Congresso Brasileiro de polímeros**, 2011.

SHIINO, M. Y, CAMARGO, L. M., CIOFFI, M.O.H, VOORWALD, H.J.C, ORTIZ, E.C., REZENDE, M. C. Correlation of microcrack fracture size with fatigue cycling on non-crimp fabric/RTM6 composite in the uniaxial fatigue test. **Composites Part B: engineering**, v.43, p.2244-2248, 2012.

SHIVAKUMAR, K., CHEN, H., ABALI, F., LE, D., DAVIS C. A total fatigue life model for mode I delaminated composite laminates. **International Journal of Fatigue**, v.28, p. 33-42, 2006.

STONE, D. E. W., CLARKE, B. Ultrasonic attenuation as a measure of void content in carbon-fibre reinforced plastics. **Non-Destructive Testing**, v.8, p.137-145, 1975.

SUN, C. T. Fracture Mechanics, Academic Press, 2012.

TALREJA, R. Damage analysis for structural integrity and durability of composite materials. **Fracture of Engineering Materials & Structures**, v.29, p.481-506, 2006.

TAMUZS, V., TARASOV, S., VILKS, U. Delamination properties of translaminar-reinforced composites. **Composites Science and Technology**, v.63, p.1423-1431, 2003.

WANG, X., LEWIS, T., BELL, R. Estimations of the T-stress for small cracks at notches. **Engineering Fracture Mechanics**, v.73, p.366-375, 2006.

WILLIAMS, J. C., STARKE, E. A. Progress in structure materials for aerospace systems. **Acta Materialia**, v.51, p.5775 – 5799, 2003.

WEN, C., YASDANI, S. Anisotropic damage model for woven fabric composites during tension-tension fatigue. **Composite Structure**, v.82, p.127-131, 2008.

YOSHIOKA, K., SEFERIS, J.C. Modeling of tensile fatigue damage in resin transfer molded woven carbon fabric composites. **Composites Part A: applied science and technology**, v.33, p.1593-1601, 2002.

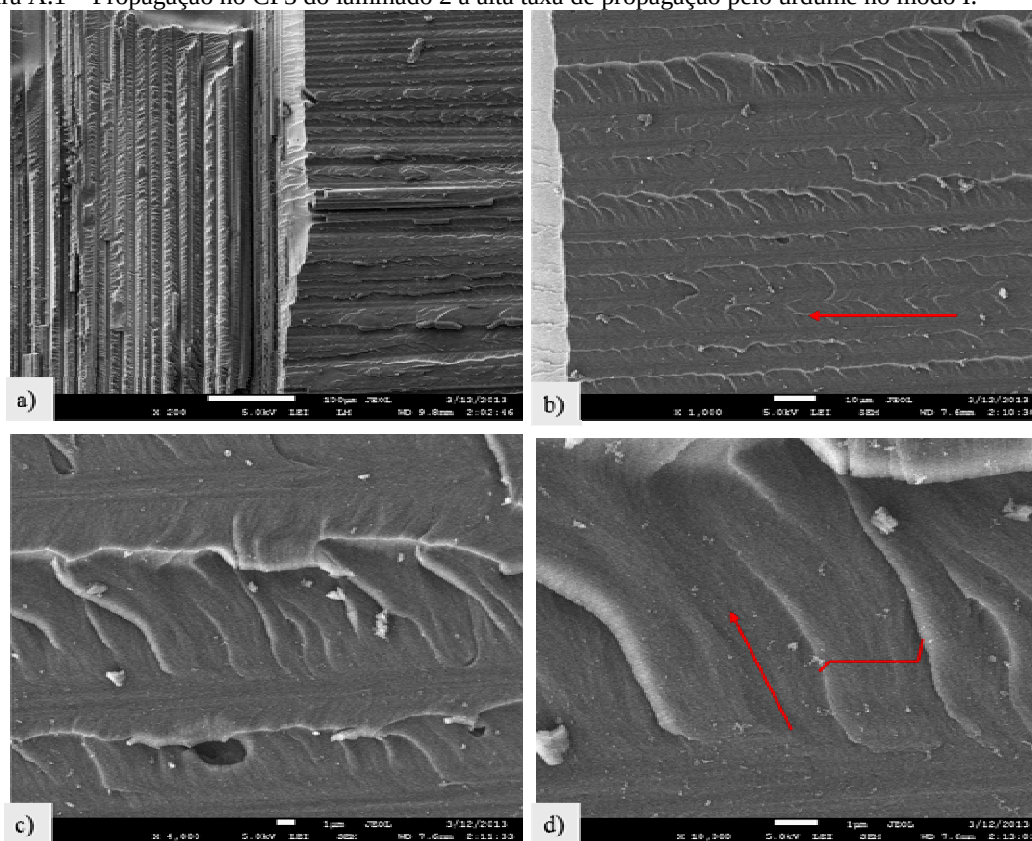
ZHANG, J-K., CHENG, X., LI, Z. Total fatigue life prediction for Ti-alloys airframe structure based on durability and damage-tolerant design concept. **Materials and Design**, v.31, p.4329-4335, 2010.

ZHANG, J., PENG, L., ZHAO, L., FEI, B. Fatigue delamination growth rate and threshold of composite laminates under mixed mode loading. **International Journal of Fatigue**, v.40, p.7-15, 2012.

APÊNDICE A – Resultados da análise fractográfica no modo I - MEV

A Figura A.1a mostra uma área de fratura na transição do urdume para a trama, o que pode indicar um salto nessa transição, passando de uma situação de alta energia elástica para baixa energia com o avanço da trinca. Nas Figuras A.1b, A.1c e A.1d são mostrados detalhes da região de fratura anterior ao salto, com marcas de rio inclinadas em relação à direção da propagação global. Na Figura A.1d está indicado o mecanismo de fratura anotado por Purslow (1986), que comprova o carregamento local por tração, perpendicular ao crescimento da trinca.

Figura A.1 – Propagação no CP3 do laminado 2 a alta taxa de propagação pelo urdume no modo I.

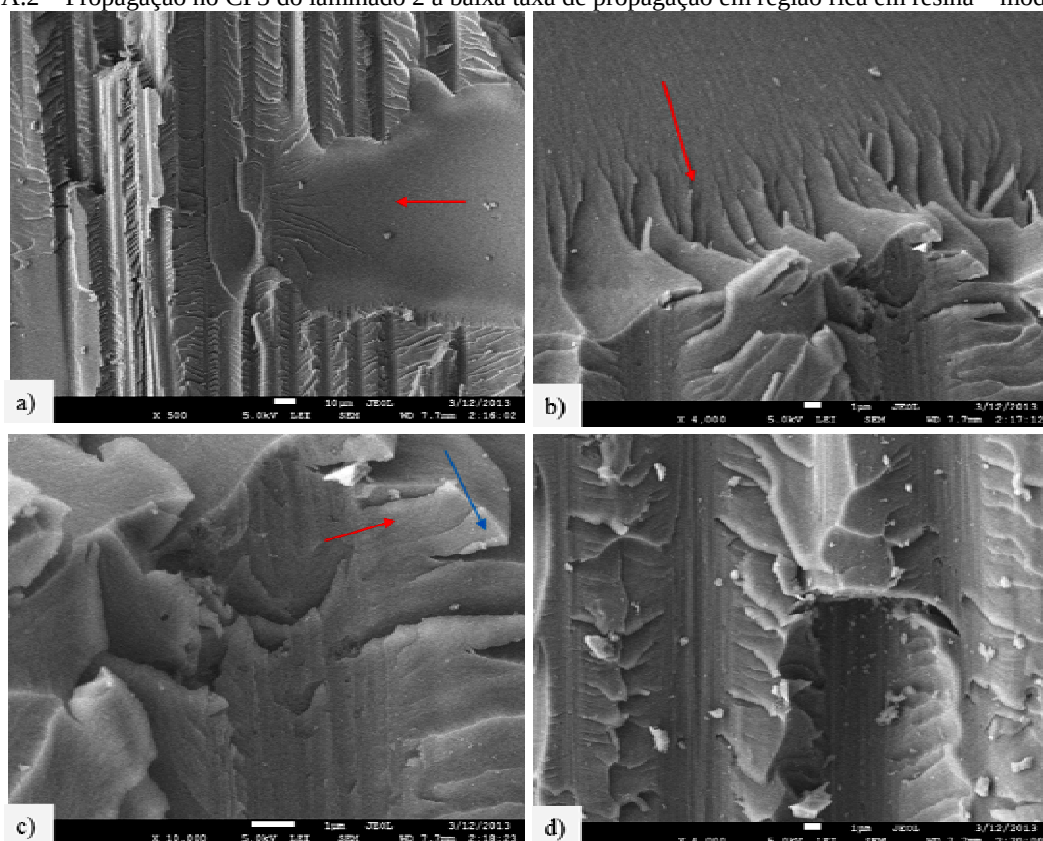


Fonte: (do autor)

As regiões ricas em resina ocorrem na intersecção da trama com o urdume, em compósitos com tecidos tramados, como mostrado na Figura A.2a. A seta indica a propagação global da trinca, e as marcas de rio indicam o sentido das microtrincas, Figura A.2b. Nestes locais, a tensão de tração passa a ser desuniformemente distribuída, ocorrendo concentração de

tensão nos cabos e o mecanismo de falha nas vizinhanças se altera, como o mostrado na Figura A.2c. As marcas de rio indicam início nos cabos e término na região da matriz e não no subsequente cabo, como mostrado na Figura A.2d.

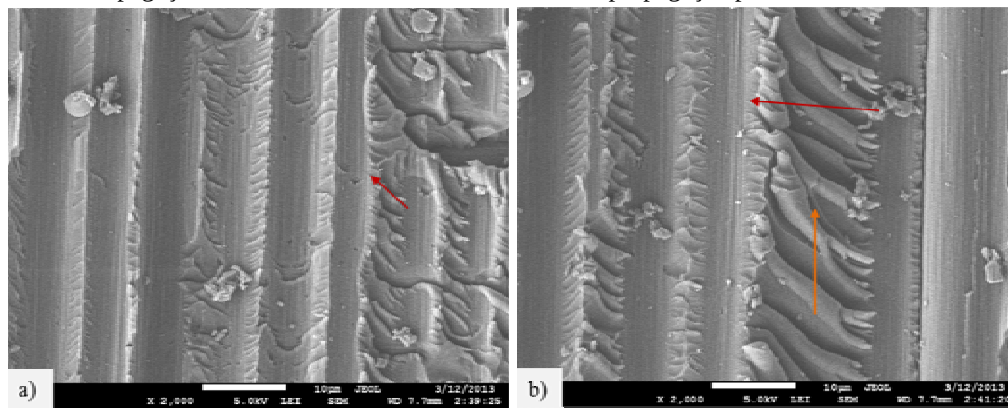
Figura A.2 – Propagação no CP3 do laminado 2 a baixa taxa de propagação em região rica em resina – modo I.



Fonte: (do autor)

Nos casos das Figuras A.3a e A.3b, há influência do carregamento em cisalhamento em conjunto com o carregamento principal em tração, além da sobrecarga na trama, gerando o aspecto da fratura em ângulo, também explicado por Purslow (1986). Os padrões de fratura indicadas pela seta em laranja podem ser explicadas pelo carregamento localizado no modo III, observado por Marat-Mendes e Freitas (2013), que são os chamados “*ribbons*” ou “*long cusps*”. Este tipo de carregamento ocorre quando há transição da propagação da trinca do urdume para a trama.

Figura A.3 – Propagação no CP3 do laminado 2 a baixa taxa de propagação pela trama no modo I.



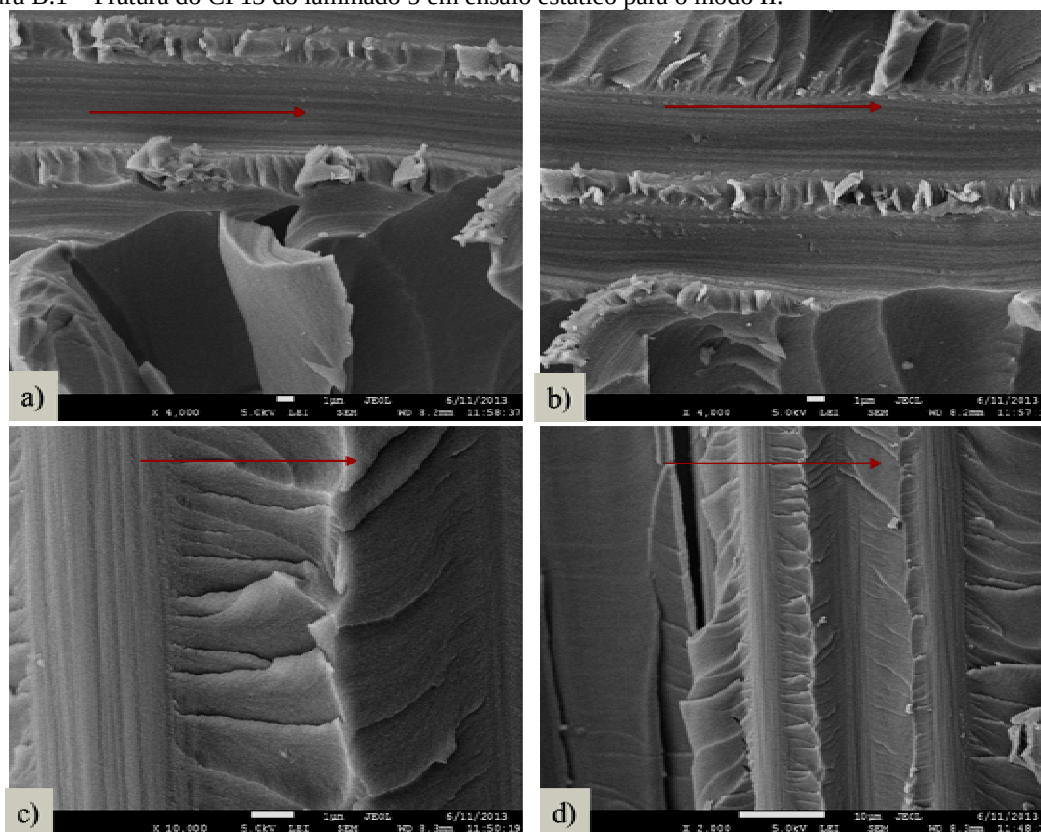
Fonte: (do autor)

APÊNDICE B – Resultados da análise fractográfica no modo II - MEV

As Figuras B.1a e B.1b, regime quase-estático, ilustram o início da trinca com formação de cúspides na direção do urdume, porém com pouca incidência. Estas formações são atribuídas às tensões de cisalhamento, que incluem um significativo escoamento. Bonhomme et al (2009) mencionam também as microtrincas na matriz e as formas das cúspides podem variar dependendo das tensões locais e do ângulo que as microlamelas se posicionam.

Nas Figuras B.1c e B.1d apresentam formações como as vistas no ensaio estático no modo I, com predominância de marcas de rios convergindo para escarpas. Apesar da predominância dos padrões de fratura relacionados ao modo I na trama, devido ao salto da trinca, há certo consenso quanto ao modo de falha ser dominado por modo I (DAVIES; BLACKMAN; BRUNNER, 1998).

Figura B.1 – Fratura do CP13 do laminado 5 em ensaio estático para o modo II.

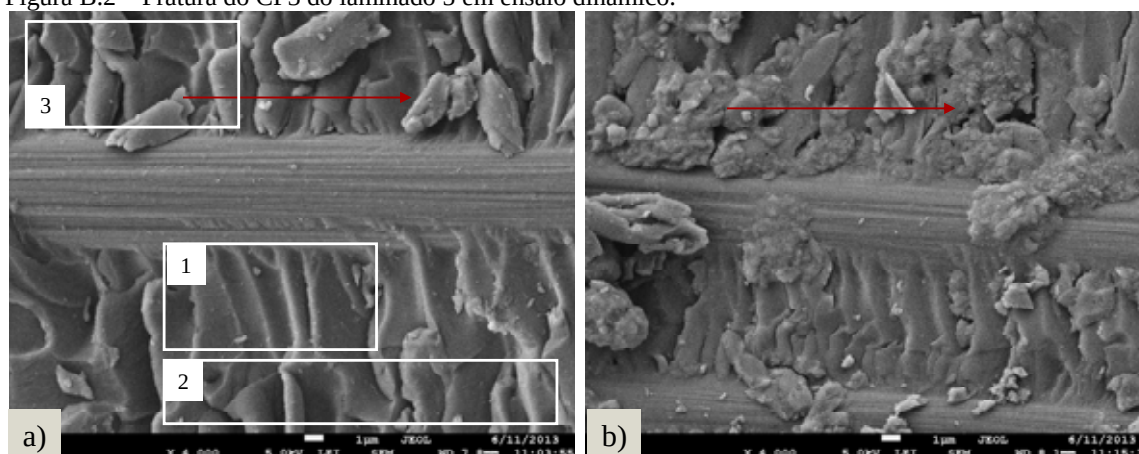


Fonte: (do autor)

A Figura B.2a ilustra a fratura a alta taxa de crescimento com alguma formação de

cúspides mais evidente, porém há alguma formação de escarpas relacionadas ao modo I de propagação, como mostrados no detalhe 1. Ainda na mesma imagem, há formação de cúspides associada à energia alta de propagação, nos detalhes 2e 3. Na Figura B.2b, os padrões são menos definidos, devido à baixa taxa de crescimento que está associada à abrasão das superfícies e, conseqüentemente, há grande quantidade de pedaços de matriz.

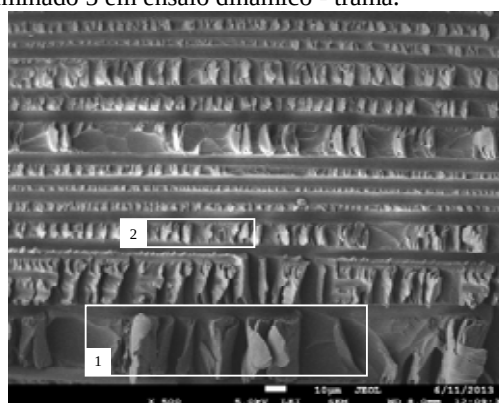
Figura B.2 – Fratura do CP3 do laminado 5 em ensaio dinâmico.



Fonte: (do autor)

Na seção de discussão do modo II para explicação física dos modelos, baseada nas fraturas, houve correlação entre descaracterização da superfície à medida se que diminui a taxa de propagação, porém os padrões de fratura da mesma região de taxa de propagação não obedecem a nenhuma correlação, como, por exemplo, tamanho das cúspides nos detalhes 1 e 2 da Figura B.3, estes delimitados pelo espaçamento entre as fibras.

Figura B.3 – Fratura do CP3 do laminado 5 em ensaio dinâmico - trama.



Fonte: (do autor)

APÊNDICE C – Resultados dos critérios de falha para decomposição dos modos

As Tabelas C.1 e C.2 apresentam os resultados obtidos para os demais pontos de cada corpo de prova para o critério não interativo, enquanto que as Tabelas C.3 e C.4 para o critério interativo.

Tabela C.1 Contribuição dos modos individuais de propagação não interativo – CP5 L4.

Modo	$G_{max} (J/m^2)$	$G_d (J/m^2)$	$da/dN (mm/ciclo)$	$f=G_{I,II}/(G_I+G_{II})$
I	202,14*	172,26	$6,64 \times 10^{-5}$	0,65
II	618,92*	91,48	$6,64 \times 10^{-5}$	0,35
I/II	263,75	-	$6,64 \times 10^{-5}$	1

* Valor determinado via interpolação

Fonte: (do autor)

Tabela C.2 Contribuição dos modos individuais de propagação não interativo – CP1 L5.

Modo	$G_{max} (J/m^2)$	$G_d (J/m^2)$	$da/dN (mm/ciclo)$	$f=G_{I,II}/(G_I+G_{II})$
I	241,84*	195,33	$1,46 \times 10^{-4}$	0,62
II	619,76*	119,19	$1,46 \times 10^{-4}$	0,38
I/II	314,52	-	$1,46 \times 10^{-4}$	1

* Valor determinado via interpolação

Fonte: (do autor)

Tabela C.3 Contribuição dos modos individuais de propagação interativo – CP5 L4.

Modo	$G_{max} (J/m^2)$	$G_d (J/m^2)$	$da/dN (mm/ciclo)$	$f=G_{I,II}/(G_I+G_{II})$
I	202,14*	146,80	$6,64 \times 10^{-5}$	0,56
II	618,92*	116,94	$6,64 \times 10^{-5}$	0,44
I/II	263,75	-	$6,64 \times 10^{-5}$	1

* Valor determinado via interpolação

Fonte: (do autor)

Tabela C.4 Contribuição dos modos individuais de propagação interativo – CP1 L5.

Modo	$G_{max} (J/m^2)$	$G_d (J/m^2)$	$da/dN (mm/ciclo)$	$f=G_{I,II}/(G_I+G_{II})$
I	241,84*	157,77	$1,46 \times 10^{-4}$	0,50
II	619,76*	156,75	$1,46 \times 10^{-4}$	0,50
I/II	314,52	-	$1,46 \times 10^{-4}$	1

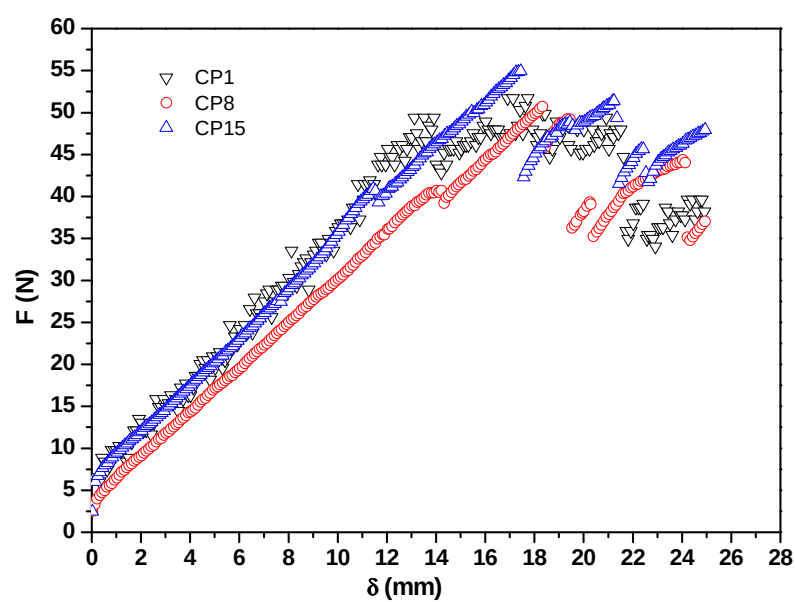
* Valor determinado via interpolação

Fonte: (do autor)

APÊNDICE D – Curvas de força versus deslocamento para o modo I - estático

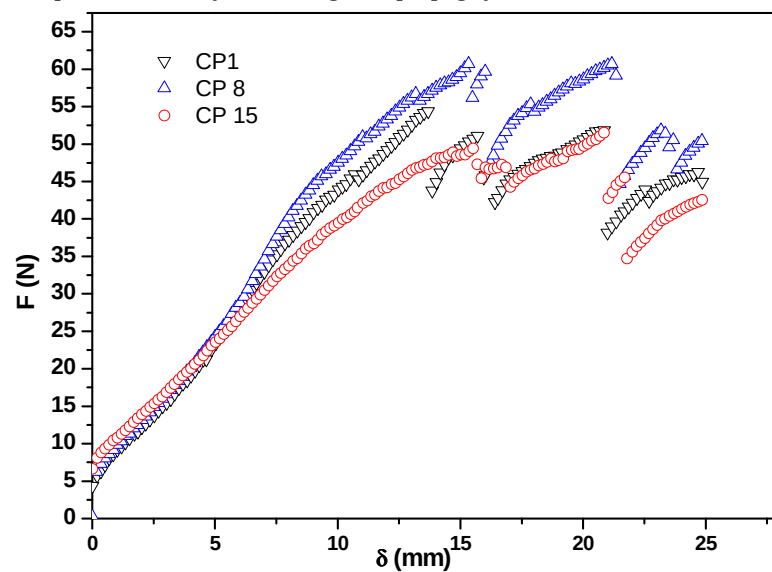
As curvas das Figuras D.1 e D.2 são referentes ao segundo ciclo de carga para determinação do G_{Ic} e G de propagação.

Figura D.1 – Curva $F \times \delta$ para determinação da energia de propagação no modo I – Laminado 2.



Fonte: (do autor)

Figura D.2 – Curva $F \times \delta$ para determinação da energia de propagação no modo I – Laminado 3.

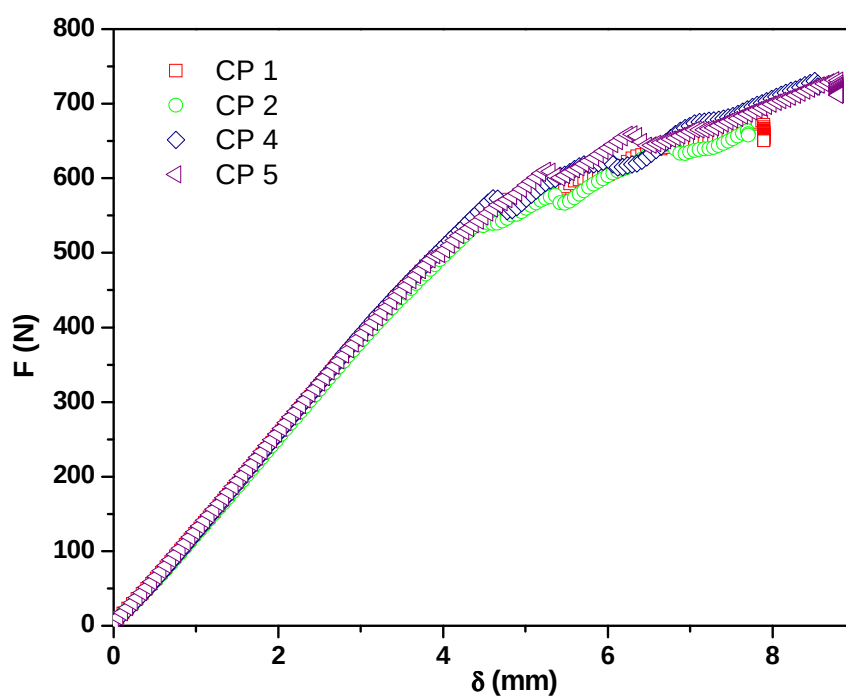


Fonte: (do autor)

APÊNDICE E – Curvas de força versus deslocamento para o modo II - estático

As curvas da Figuras E.1 são referentes ao primeiro ciclo de carga para determinação do G_{IIc} e G de propagação. O segundo ciclo foi evitado, pois no primeiro ciclo já havia propagação instável antes de atingir os 2 mm, recomendado para evitar a região próximo ao inserto.

Figura E.1 – Curva $F \times \delta$ para determinação da energia de propagação no modo II.



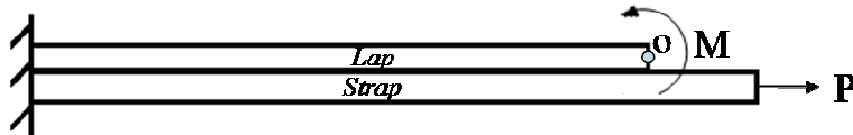
Fonte: (do autor)

APÊNDICE F – Solução analítica para decomposição dos modos de propagação na geometria CLS

Na Figura F.1 está representada a geometria do corpo de prova utilizado no ensaio CLS com indicações da força atuante e o momento que gera o modo I de propagação na viga.

Para os cálculos foram consideradas as espessuras iguais a t e a força e o momento atuando no centróide das respectivas vigas. Aplica-se a somatória dos momentos a partir da linha neutra para determinar o momento em o , então chega-se a equação (F.1).

Figura F.1 – Representação do momento resultante da força P.



Fonte: (do autor)

$$M_o = txP \quad (F.1)$$

O resultado da equação (F.1) é utilizado para determinação da energia potencial elástica com a suposição de que há uma trinca de tamanho a . A energia potencial elástica está representada na equação (F.2), em que E é o módulo de elasticidade do *Lap* e I é o momento de inércia combinado.

$$U = \int_0^a \frac{M_o^2}{EI} dx \quad (F.2)$$

Para determinar o G_I atuante na ponta da trinca, deriva-se a equação (F.2) que toma a forma da equação (F.3), já com o momento de inércia calculado. A solução para G_I é independente do tamanho da trinca como utilizado para o cálculo da energia total de propagação da equação (3.12). Dessa forma a razão de G_I/G_T é igual a 3/8 e de G_{II}/G_T é igual a 5/8.

$$G_I = \frac{3}{16} \frac{P^2}{b^2 Et} \quad (F.3)$$

ANEXO 1 – CARACTERÍSTICAS DO SISTEMA DE RESINA EPÓXI - HEXCEL

Description

HexFlow® RTM6-2 is a two component resin system for RTM/infusion of aerospace structures. This system is designed for ease of transportation by road, air and sea.

HexFlow® RTM6-2 operates at service temperatures from -60°C up to 180°C (-75°F up to 350°F). At room temperature, after appropriate mixing, it is a brown translucent paste but its viscosity decreases quickly by increasing the resin temperature.

Advantages

- Transportable version of standard qualified HexFlow® RTM6
- Compatible with +5°C storage before mixing
- Same formulation as standard HexFlow® RTM6 after appropriate mixing
- High glass transition temperature
- Excellent hot/wet properties
- Easy to process (low injection pressure)
- Long injection window ≤ 150 min at recommended injection temperature
- Low moisture absorption
- Short, simple cure cycles

Availability

HexFlow® RTM6-2 resin is available in kit form for part A and part B and in drums of up to 200 kg per component.

Storage

- | | | |
|---|-----------|----------------------------|
| ■ Shelf Life (after mixing) | @ 23°C | 15 days maximum |
| ■ Guaranteed Shelf Life (before mixing) | @ ≤ +5°C | 12 months |
| ■ Guaranteed Shelf Life (after mixing) | @ ≤ -18°C | 9 months for 5 kg cans max |

Transport classification

- 1) Prior to mixing air freight is possible
Product classifications:
 - HexFlow® RTM6-2 Part A: UN3082 division 9 GE III
 - HexFlow® RTM6-2 Part B: UN3077 division 9 GE III
- 2) After mixing: Air freight is totally forbidden
Product classification:
 - HexFlow® RTM6-2 Mono-Component: ONU 3233 division 4.1 (type C)

Typical Resin Properties

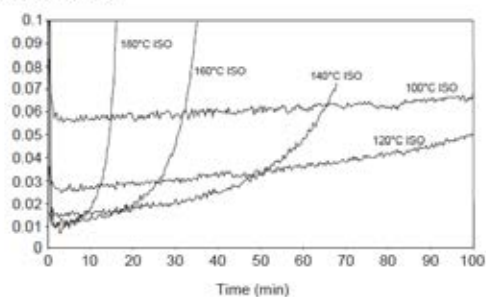
Gel Time

Temperature (°C)	Time (min)
120	> 240
140	95
180	30
210	12
240	5



Viscosity Profile

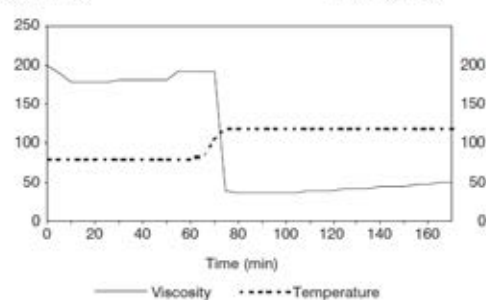
Complex viscosity (Pa.s)



HexFlow® RTM 6 Isothermal viscosity

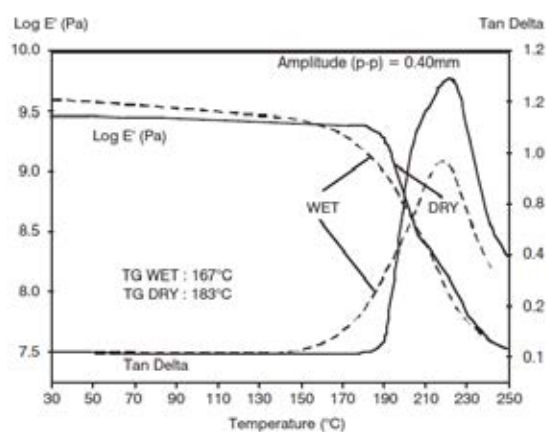
Viscosity (mPa.s)

Temperature °C



Viscosity for a standard injection cycle

Glass Transition Temperature



Comparison dry/wet (14 days in water/70°C)

Viscosity evolution versus storage time at 80°C

	Initial viscosity 120°C (mPa.s)	Viscosity after 2h at 120°C (mPa.s)
T0	33	59
T0 + 2h30 80°C	32	59
T0 + 5h00 80°C	33	63
T0 + 7h30 80°C	35	75
T0 + 10h00 80°C	38	89

T0: time to reach 80°C.