

FRANCISCO MACIEL MONTICELI

Fadiga em compósitos híbridos processados via RTM: influência da
interface híbrida na delaminação nos modos I e II

Guaratinguetá - SP

2021

Francisco Maciel Monticeli

**Fadiga em compósitos híbridos processados via RTM: influência da
interface híbrida na delaminação nos modos I e II**

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

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi

Coorientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis
Voorwald

Guaratinguetá - SP

2021

M791f	Monticeli, Francisco Maciel Fadiga em compósitos híbridos processados via RTM: influência da interface híbrida na delaminação nos modos I e II / Francisco Maciel Monticeli – Guaratinguetá, 2021. 143 f : il. Bibliografia: f.131-140 Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2021. Orientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi Coorientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald 1. Materiais compostos. 2. Materiais Fadiga 3. Materiais laminados. I. Título.
	CDU 620.1(043)

FRANCISCO MACIEL MONTICELI

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

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO: DOUTORADO**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Manoel Cléber de Sampaio Alves
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



PROFa. DRa. MARIA ODILA HILARIO CIOFFI

Orientador / UNESP/FEG

participou por videoconferência



PROF. DR. EDSON COCCHIERI BOTELHO

UNESP/FEG

participou por videoconferência



PROF DR. MARCOS YUTAKA SHIINO

Instituto de Ciência e Tecnologia do Câmpus de São José dos Campos/UNESP

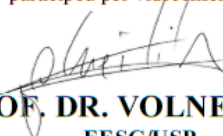
participou por videoconferência



PROF. DR. MAURICIO VICENTE DONADON

CTA/ITA/IEA

participou por videoconferência



PROF. DR. VOLNEI TITA

EESC/USP

participou por videoconferência

Setembro de 2021

DADOS CURRICULARES

FRANCISCO MACIEL MONTICELI

NASCIMENTO	14.09.1989 – São José dos Campos / SP
FILIAÇÃO	José Francisco Monticeli Ana Lucia Maciel Monticeli
2009/2014	Curso de Graduação em Engenharia de Produção com ênfase em Mecânica, pela Faculdade de Tecnologia campus de Resende/RJ da Universidade do Estado do Rio de Janeiro.
2015/2017	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, pela Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá campus de Guaratinguetá/SP da Universidade Estadual Paulista.
2017/2021	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Doutorado, pela Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá campus de Guaratinguetá/SP da Universidade Estadual Paulista.

.... à Deus, aos meus pais José Francisco Monticeli e Ana Lucia Maciel Monticeli e a minha esposa Luciana Pereira de carvalho Monticeli.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, pela graça que me alcançou,
à minha orientadora, *Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi*, por toda a ajuda nesta jornada científica. Através da sua orientação, dedicação e exemplo me ensinou a me tornar um profissional.

ao meu coorientador *Prof. Dr. Hermna Cornelis Jacobus Voorwald*, por todo auxílio técnico e científico, pela confiança e contínuo incentivo no desenvolvimento de toda a minha carreira acadêmica.

aos meus pais *José Francisco Monticeli e Ana Lúcia Maciel Monticeli*, pela instrução do caminho.

à minha querida esposa *Luciana Pereira de Carvalho Monticeli*, pela confiança e auxílio em todas as conquistas.

aos amigos do Grupo Fadiga e Materiais Aeronáuticos, pelo trabalho em conjunto, suporte técnico e conhecimento científico.

aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campos de Guaratinguetá pela dedicação e prontidão no atendimento.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior- Brasil (CAPES) - código de financiamento 001.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) – Através do número de processo 2017/10606-4.

“O conhecimento é a chave crucial para o verdadeiro sucesso”

Myles Monroe

RESUMO

O desenvolvimento da indústria aeronáutica resultou na busca de materiais que atendam aos requisitos mecânicos para aplicação estrutural, visando também estruturais mais eficiente. Deste modo, os compósitos atendem aos requisitos, porém a dificuldade da aplicação de compósitos avançados ocorre principalmente pelo coeficiente de segurança e aplicação de modelos empíricos e fenomenológico de caracterização mecânica, elevando o dimensionamento devido à baixa resistência interlaminar. A adoção do compósito híbrido (fibra de carbono/vidro) pode apresentar uma solução viável com possibilidade de aumento de propriedade mecânica interfacial em caso de sinergia entre o comportamento de ambos os reforços. A aplicação de laminados híbridos reduz o módulo de elasticidade, considerando em relação de contribuição de cada reforço. Entretanto, notou-se a ausência de estudos de caracterização da propagação da trinca interlaminar dos compósitos laminados híbridos. O objetivo principal deste trabalho é a caracterização da progressão de dano interlaminar em compósitos híbridos (fibras contínuas de carbono/vidro) e o desenvolvimento de um modelo de predição de propagação de trinca, considerando os mecanismos físicos de fratura para um laminado com mais de um tipo de reforço. O laminado híbrido apresentou maior resistência à delaminação nos modos I e II sob carregamento quase-estático e cíclico, comparado aos laminados não-híbridos. Esse comportamento foi confirmado pela aplicação do método de balanço de energia com base em evidências físicas, na qual a maior rugosidade da interface híbrida foi relacionada à maior tenacidade à fratura. O compósito híbrido possui uma superfície mais rugosa devido a uma mudança em escala micrométrica da direção da trinca entre as interfaces fibra de carbono/epóxi e fibra de vidro/epóxi. Os agentes de acoplamento grupo silano atua na interação da interface carbono/epóxi/vidro potencializando a resistência a delaminação. O modelo proposto para a taxa de crescimento de delaminação por fadiga em um compósito híbrido foi desenvolvido baseado no fenômeno de formação de ponte de fibras, no qual foi possível gerar um modelo de predição mais realístico, considerando a medição do padrão de microfratura. Os padrões microscópicos formados durante o crescimento da delaminação refletem a taxa de crescimento no nível macroscópico sob carga cíclica. Para finalizar, a aplicação do projeto de processamento intercalado de fibra de carbono/vidro em um laminado híbrido é uma opção viável para aumentar a resistência à delaminação, uma vez que a interface híbrida requer maior energia para propagação do dano, resultando em maior vida em fadiga.

PALAVRAS-CHAVE: Fadiga interlaminar. Compósito híbrido. Propagação de trinca. Modelo analítico.

ABSTRACT

Developments in the aeronautical industry have led to the search for materials that meet the mechanical requirements for structural application, aimed at obtaining more efficient structures. Many composites satisfy these requirements, but advanced composites pose challenges, mainly due to the safety coefficient and the empirical and phenomenological models used for mechanical analysis and prediction. Currently, there is a need for novel design approaches to overcome the low interlaminar resistance. The adoption of a carbon/glass fiber hybrid composite is a viable solution, reducing the manufacturing costs and environmental impacts, while allowing an increase in the properties due to synergy between the two reinforcements. The application of hybrid laminates reduces the elastic modulus, due to the contribution of each reinforcement. Also, the absence of interlaminar crack propagation has been observed for laminated composites with more than one type of reinforcement. The aim of this research was to characterize the interlaminar damage progression in hybrid composites (continuous carbon/glass fiber) and develop a crack propagation model, considering the physical fracture mechanisms when more than one type of reinforcement is used. The hybrid laminate showed greater resistance to delamination in modes I and II under quasi-static and cyclic loading compared to non-hybrid laminates. This behavior was confirmed by applying the energy balance method based on physical evidence, in which the high degree of roughness of the hybrid interface was related to greater fracture toughness. The hybrid composite has a rougher surface due to a microscopic change in the crack direction at the carbon fiber/epoxy and glass fiber/epoxy interfaces. Silane coupling agents influence the interaction at the carbon/epoxy/glass interface, enhancing the toughness behavior. The proposed model for the fatigue delamination growth rate of a hybrid composite was developed based on the fiber bridging phenomenon. A more realistic prediction model was obtained by considering the microfracture pattern measurement. The microscopic patterns formed during delamination growth reflect the growth rate at the macroscopic level under cyclic loading. Lastly, the application of the intercalated carbon fiber/glass stacking sequence in a hybrid laminate is a viable approach to increasing the delamination resistance, since the hybrid interface requires more energy for damage propagation, resulting in a longer life under fatigue loading.

KEYWORDS: Interlaminar fatigue. Hybrid composite. Crack propagation. Analytical model.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Ilustração de mobilidade aérea urbana	16
Figura 2. Fluxograma para o desenvolvimento do trabalho	18
Figura 3. Modos geométricos da fratura.....	25
Figura 4. Ilustração de distribuição de cargas no compósito com fibras contínuas	28
Figura 5. Correlação entre da/dN e dU/dN	30
Figura 6. Diferença entre o comportamento assumido e o comportamento real na energia	31
Figura 7. Ilustração da taxa de crescimento da delaminação versus ΔGs	32
Figura 8. Ilustração da formação de cúspides.....	33
Figura 9. Equações de potência usadas para descrever a taxa de crescimento de estrias.....	33
Figura 10. Superfície fraturada analisada por MEV	35
Figura 11. Ilustração de pontes de fibra (<i>fiber bridging</i>)	35
Figura 12. Ilustração marcas de impressão no modo I	36
Figura 13. Formação de cúspides por cisalhamento.....	36
Figura 14. Mecanismo de crescimento e coalescência de cúspides	37
Figura 15. Ilustração da pré-trinca no compósito laminado	42
Figura 16. Equipamento de inspeção acústica por ultrassom.....	44
Figura 17. Mapa de atenuação <i>C-Scan</i>	45
Figura 18. Diferença de diâmetro e distância entre fibras	47
Figura 19. Dispositivo utilizado para o modo I de propagação.....	48
Figura 20. Dispositivo utilizado para o modo II de propagação	49
Figura 21. Viscosidade resina epóxi.....	52
Figura 22. Carga versus deslocamento (modo I).....	53
Figura 23. Carga versus deslocamento (modo I) análise comparativa	54
Figura 24. Ilustração do compliance para o modo I de delaminação	55
Figura 25. Carga versus deslocamento (modo II).....	58
Figura 26. Carga versus deslocamento (modo II) análise comparativa.....	59
Figura 27. Esquema de distribuição de carga para o cisalhamento modo II	60
Figura 28. Curva de confiabilidade <i>versus</i> energia crítica	63
Figura 29. Comparação da curva de <i>Weibull</i> para delaminação.....	65
Figura 30. Perfil de liberação de energia versus propagação de trinca no modo I.....	66
Figura 31. Perfil comparativo de liberação de energia no modo I	67
Figura 32. Perfil da taxa de liberação de energia versus propagação de trinca no modo II	68

Figura 33. Perfil comparativo da taxa de liberação de energia no modo II.....	68
Figura 34. Superfície fratura global na interface híbrida.....	70
Figura 35. da/dN versus dU/dN para o modo I.....	71
Figura 36. da/dN versus dU/dN para o modo I análise comparativa.....	72
Figura 37. da/dN versus dU/dN para o modo II	73
Figura 38. da/dN versus dU/dN para o modo II análise comparativa.....	74
Figura 39. Fractografia (1,3k×) dos laminados.....	75
Figura 40. Fractografia do modo II	76
Figura 41. Fractografia do modo II	77
Figura 42. Esquema de micro mecanismos de fratura no modo I (ponte de fibra)	78
Figura 43. Esquema de micro mecanismos de fratura no modo II.....	81
Figura 44. Ponte de fibra	83
Figura 45. Superfície de fratura híbrida (667×)	84
Figura 46. Análise comparativa de liberação energia.....	85
Figura 47. Ilustração das energia monotônica e cíclica em função da variação de R	88
Figura 48. Resultado de fadiga no modo I	90
Figura 49. Resultado de fadiga no modo II	92
Figura 50. Resultados do modelo de Paris para o modo I.....	93
Figura 51. Resultados do modelo de Paris para o modo II.....	94
Figura 52. Efeito da razão R no modo I	96
Figura 53. Análise comparativa do efeito da razão R no modo I.....	97
Figura 54. Efeito da razão R no modo II	98
Figura 55. Análise comparativa do efeito da razão R no modo II.....	99
Figura 56. Taxa de crescimento de trinca em função da dissipação de energia (modo I).....	101
Figura 57. Taxa de crescimento de trinca em função da dissipação de energia (modo II).....	102
Figura 58. Contribuição da energia monotônica e cíclica	104
Figura 59. Superfícies de fratura por fadiga no modo I.....	105
Figura 60. Comportamento de fratura na interface do compósito híbrido no modo I.....	106
Figura 61. Superfícies de fratura por fadiga no modo II	107
Figura 62. Detalhamento de formação	108
Figura 63. Comportamento de fratura na interface do compósito híbrido no modo II.....	109
Figura 64. Esquema de interface organosilano.....	110
Figura 65. FT-IR da fibra de vidro	111
Figura 66. Padrões de fratura adesiva e coesiva.....	112

Figura 67. Esquema de micro mecanismos de fratura sob carregamento cíclico.....	114
Figura 68. Medição do padrão de estrias para o modo I e modo II	115
Figura 69. Esquema de medições de estrias na superfície de fratura (15×).....	116
Figura 70. Comprimento de estrias <i>versus</i> SERR para o modo I.....	117
Figura 71. Taxa de propagação da estrias <i>versus</i> ΔG_{FBZ} para o modo I.....	119
Figura 72. Comprimento de estrias <i>versus</i> SERR para o modo II.....	120
Figura 73. Taxa de propagação da estria <i>versus</i> ΔG_{FBZ} para o modo II	121
Figura 74. Taxa de propagação da trinca macroscópica vs. ΔG_{FBZ}	123

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Características das pré-formas	41
Tabela 2. Distribuição da atenuação (%) por região do laminado.....	46
Tabela 3. Resultados de porosidade (%) por digestão ácida	47
Tabela 4. Resultado crítico de carga, abertura de trinca e energia para o modo I.....	56
Tabela 5. Resultado carga, deslocamento e energia crítica para o modo II	61
Tabela 6. Parâmetros físicos e mecânicos dos materiais utilizados	82
Tabela 7. Resumo das leis de propagação para o modo I.....	125
Tabela 8. Resumo das leis de propagação para o modo II	126

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO	16
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	16
1.2 APRESENTAÇÃO DO TRABALHO	18
CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
2.1 COMPÓSITOS POLIMÉRICO REFORÇADO COM REFORÇO FIBROSO	20
2.2 PROCESSAMENTO DOS COMPÓSITOS.....	22
2.3 MECÂNICA DA FRATURA NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA.....	23
2.4 FADIGA – MECÂNICA DA FRATURA.....	26
2.5 MODELAGEM DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA.....	27
2.6 INVESTIGAÇÃO FRACTOGRÁFICA	34
CAPÍTULO 3 - MOTIVAÇÃO E CONTRIBUIÇÕES	38
CAPÍTULO 4 - OBJETIVOS.....	40
CAPÍTULO 5 – PROCESSAMENTO DOS LAMINADOS	41
5.1 MATERIAIS E MÉTODOS	41
5.1.1 Matriz e reforço.....	41
5.1.2 Processamento por infusão.....	42
5.1.3 Inspeção acústica por ultrassom.....	43
5.1.4 Digestão ácida.....	44
5.2 RESULTADOS E CARACTERIZAÇÃO DE PROCESSAMENTO.....	45
CAPÍTULO 6 - ENSAIOS QUASE-ESTÁTICOS	48
6.1 METODOLOGIA	48
6.1.1 Ensaio de delaminação no modo I	48
6.1.2 Ensaio de delaminação no modo II.....	49
6.1.3 Análise estatística: Modelamento de Weibull.....	50
6.1.4 Investigação fractográfica	50
6.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS QUASE-ESTÁTICOS	51
6.2.1 Ensaios quase-estáticos de delaminação	51
6.2.2 Método físico de balanço de energia.....	70
CAPÍTULO 7 – MODELO DE PREDIÇÃO QUASE-ESTÁTICO	78
7.1 DESENVOLVIMENTO DO MODELO DE PREDIÇÃO.....	78
7.2 APLICAÇÃO DE VALIDAÇÃO DO MODELO QUASE-ESTÁTICO.....	82
CAPÍTULO 8 – ENSAIOS EM FADIGA	87

8.1	METODOLOGIA	87
8.1.1	Ensaio de Fadiga.....	87
8.1.2	Método de dissipação por balanço de energia	87
8.1.3	Espectroscopia de infravermelho	88
8.2	RESULTADOS DE DELAMINAÇÃO NO REGIME CÍCLICO	89
8.2.1	Modelo de Paris.....	93
8.2.2	Influência da razão de abertura/deslocamento	95
8.2.3	Método físico de propagação de trinca (balanço de energia).....	100
8.2.4	Análise fractográfica.....	104
CAPÍTULO 9 - MODELO DE PREDIÇÃO SOB CARREGAMENTO CÍCLICO.....		113
9.1	DESENVOLVIMENTO DO MODELO DE PREDIÇÃO.....	113
9.2	APLICAÇÃO DO MODELO DE PREDIÇÃO EM FADIGA PROPOSTO.....	116
9.2.1	Análise comparativa do modelo desenvolvido.....	123
CAPÍTULO 10 - CONCLUSÕES		127
10.1	CONTRIBUIÇÕES DO TRABALHO	128
10.2	TRABALHOS PUBLICADOS EM PERIÓDICOS	129
10.3	TRABALHOS SUBMETIDOS À PERIÓDICOS	129
REFERÊNCIAS		130
APÊNDICE A - METODOLOGIA DE PROCESSAMENTO		141

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O desenvolvimento das indústrias automotiva, aeronáutica, espacial e de materiais esportivos resultou na busca de materiais que atendam aos requisitos específicos mecânicos e térmicos para cada aplicação. Como resposta a essa demanda, houve um aumento na utilização de compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas, material que apresenta elevada rigidez e resistência mecânica atendendo a solicitações em componentes para aplicações estruturais primárias e com baixa massa específica (MACHADO *et al.*, 2019; SILVA, 2014).

O conceito mais recente desenvolvido na indústria aeronáutica e automobilística é a mobilidade aérea urbana (*Urban Air Mobility – UAM*), também conhecido como carros voadores (ZHU *et al.*, 2019), ilustrado na Figura 1. Segundo Johnson *et al.* (2018), uma composição estrutural de alta tecnologia é necessária para garantir eficiência de capacidade de carga, consumo de energia, mantendo os requisitos mecânicos necessários para aplicação. Para tal propósito, os planos das principais indústrias envolvidas no desenvolvimentos desses automóveis especiais visam utilizar 100% de compósito com matriz polimérica e fibra contínua nas partes estruturais (SILVA *et al.*, 2018; PATEL *et al.*, 2019).

Figura 1. Ilustração de mobilidade aérea urbana.



Fonte: Johnson *et al.* (2018).

Tecidos de fibra de carbono, amplamente utilizados em compósitos para componentes estruturais primários, possuem custo elevado, pois as fibras de carbono utilizadas para aplicação aeronáutica/aeroespacial provêm principalmente de combustíveis fósseis, que atualmente é

considerado um material escasso. A adoção de compósitos com fibras alternativas que tem baixa intensidade de energia pode ser uma solução viável para as questões antes citadas, mantendo, contudo, as propriedades mecânicas adequadas para aplicação estrutural (DONG *et al.*, 2015; SWOLFS *et al.*, 2014). Os compósitos híbridos compreendem uma matriz que contém pelo menos dois tipos de reforços (SWOLFS *et al.*, 2014). A adoção do compósito híbrido pode ser uma solução viável para diminuir custos de fabricação e impactos ambientais, no aspecto de redução de combustível fóssil, considerando que as principais fibras utilizadas para aplicação estrutural são provenientes do processamento por PAN (poliacrilonitrila) (MONTICELI *et al.*, 2019a; SWOLFS *et al.*, 2014). A utilização de compósitos híbridos apresenta uma redução de módulo, considerando a contribuição de cada reforço. Entretanto, a variação da sequência de empilhamento influencia nas propriedades elástica do material, surgindo questionamento quanto a contribuição da interface híbrida no comportamento mecânico do material, sendo necessário o entendimento das propriedades mecânicas para prever possíveis aplicações.

Segundo trabalhos apresentados na literatura sobre caracterização mecânica de laminados híbridos – fibra de carbono/vidro/epóxi, existe uma relação entre a razão de reforço utilizado com o comportamento mecânico resultante (DONG *et al.*, 2014; HAERY *et al.*, 2014; IKBAL *et al.*, 2017; SAFRI *et al.*, 2018). Entretanto, ao utilizar diferentes ordens de empilhamentos dos tecidos de fibra de carbono e vidro percebeu-se uma variação significativa nas propriedades. Observa-se, então, que existe uma relação na interface híbrida, na qual a ordem de empilhamento vai estabelecer o número de interfaces híbridas, e esta influenciará diretamente no comportamento mecânico final do laminado. Levanta-se então a seguinte questão: qual é a influência da interface híbrida (fibra de carbono/vidro/epóxi) quanto ao comportamento mecânico e acúmulo de danos? A resposta a essa questão auxiliará na avaliação das possíveis aplicação de compósitos híbridos, além de direcionar o projeto de processamento, maximizando ou minimizando o número de interface híbrida.

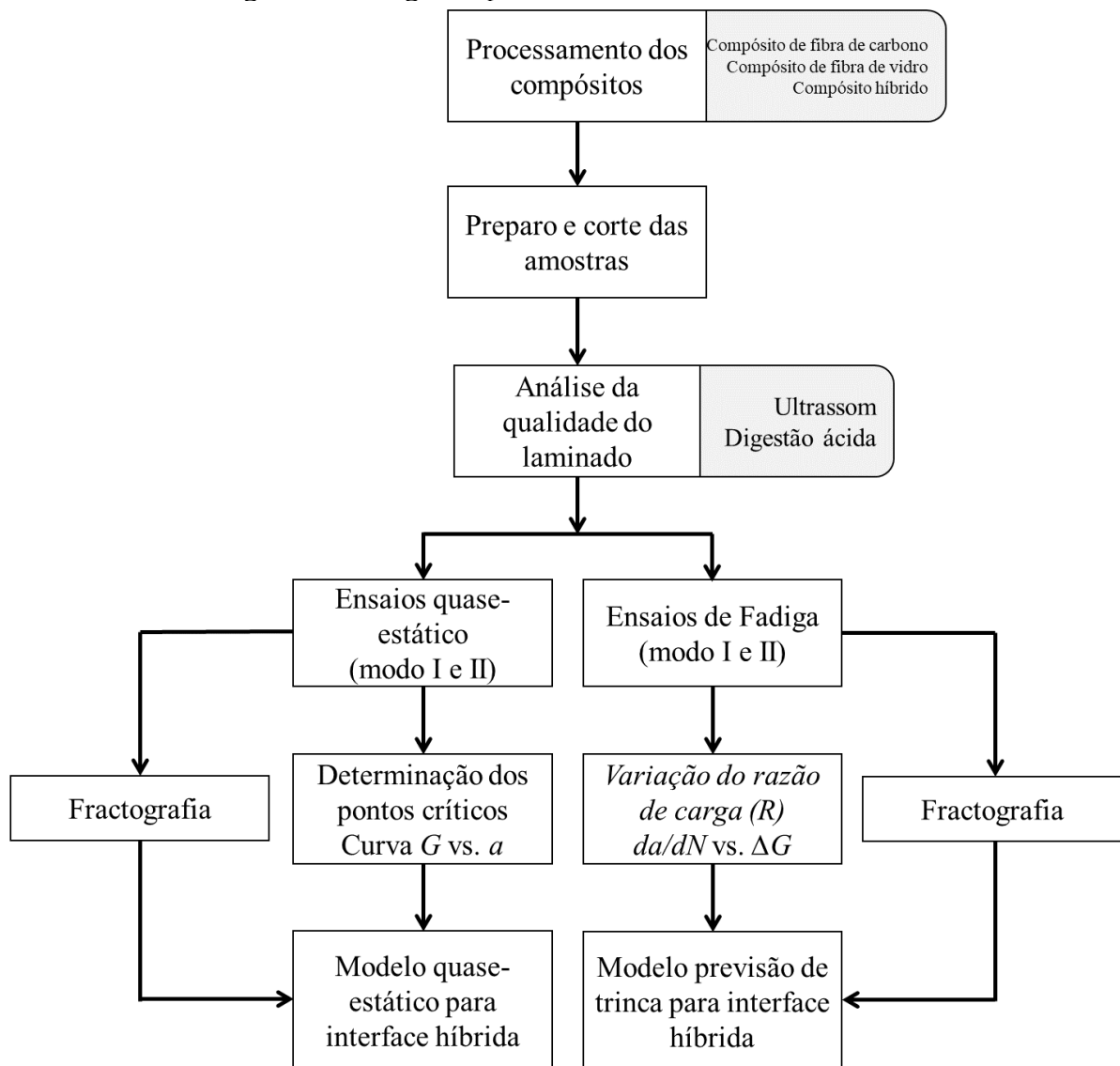
O trabalho realizado por Cioffi *et al.* (2010), demonstrou que compósitos estruturais sob carregamentos cíclicos apresentaram delaminação interfacial antes da ruptura e, apesar da falha, sofreria a fratura muitos ciclos depois. Compósitos laminados, formados por empilhamentos de tecidos, apresentam baixa tenacidade à fratura interlaminar (TFI) e baixa resistência à fadiga interlaminar a elevado número de ciclos. Este comportamento ocorre, pois, a grande maioria dos compósitos laminados não apresenta fibra na direção da espessura. Isto estabelece a adesão fibra/matriz como um grande fator de resistência interlaminar (CÂNDIDO *et al.*, 2012; SILVA, 2014). Por isso, a análise de fratura interlaminar por delaminação apresenta o fenômeno de acúmulo de danos que dita uma importante característica do comportamento mecânico do

laminado. Portanto, o presente trabalho visa responder à questão anteriormente levantada, por meio de ensaios de fadiga por delaminação nos modos I e II.

1.2 APRESENTAÇÃO DO TRABALHO

Nesta seção é apresentada uma visão geral das atividades desenvolvidas no presente trabalho. A Figura 2 apresenta um fluxograma da organização e desenvolvimento do presente trabalho.

Figura 2. Fluxograma para o desenvolvimento do trabalho.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Considerando o fluxograma apresentado, a apresentação deste estudo foi dividida nos seguintes capítulos:

- Capítulo 1: apresentação da introdução e visão geral do trabalho;
- Capítulo 2: apresentação de revisão bibliográfica através de uma abordagem conceitual de compósitos e compósitos híbridos, do processamento por infusão e avaliação da qualidade do compósito; estado da arte do comportamento em fadiga de compósitos laminados; fundamentos físicos para o cálculo de energia de propagação; e, por fim, considerações sobre os mecanismos de propagação de trinca;
- Capítulo 3: motivação, contribuições e justificativa do presente estudo;
- Capítulo 4: apresentação do objetivo para execução do trabalho e responder aos questionamentos levantados na literatura e apresentado na seção motivação;
- Capítulo 5: detalhamento dos métodos e procedimentos para manufatura do laminado, bem como sua respectiva caracterização após o processamento;
- Capítulo 6: apresentação da metodologia e procedimento empregado para os ensaios de delaminação nos modos I e II em regime estático. Análise e discussões sobre os resultados experimentais de propagação de trinca;
- Capítulo 7: desenvolvimento e aplicação do modelo de predição de trinca para o regime quase-estático, considerando os padrões de fratura microscópicos;
- Capítulo 8: apresentação da metodologia e procedimento empregado para os ensaios de delaminação nos modos I e II em regime cíclico. Análise e discussões dos resultados experimentais de propagação de trinca, aplicação dos modelos proposto na literatura e análise fractográfica;
- Capítulo 9: desenvolvimento, aplicação e validação do modelo de predição de trinca para aplicação de carregamento cíclico, considerando os padrões de fratura microscópicos;
- Capítulo 10: apresentação conclusões e principais contribuição do trabalho.

CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 COMPÓSITOS POLIMÉRICO REFORÇADO COM REFORÇO FIBROSO

O crescente aumento da aviação civil, unido ao já existente setor aeronáutico militar, resultou na busca atual por economia de combustível fóssil e diminuição de emissão de gases poluentes (JOHNSON *et al.*, 2018; MONTICELI *et al.*, 2019b; SIMÕES, 2000). Como resultado, surgiu a necessidade de materiais que se adequem às aplicações específicas, como por exemplo, aquelas com baixa massa específica e que mantêm elevada rigidez e resistência mecânica (CÂNDIDO *et al.*, 2012; BROCKS *et al.*, 2013). Todos esses fatores contribuíram e ainda contribuem para o aumento do interesse nos compósitos.

A definição de compósito refere-se à união de dois materiais diferentes, visando um efeito sinérgico entre eles para a obtenção de um novo material com características únicas (PARDINI; LEVY NETO, 2006). As denominações dos materiais que formam um compósito são: a matriz, material responsável pela união, formato e distribuição de carga e o reforço, responsável por suportar a maior fração de carga imposta no compósito. A matriz polimérica com tenacidade apropriada, reforçada com fibras, é amplamente utilizada na indústria aeronáutica, o que confere uma maior tolerância à danos e sem perder as características de distribuição da carga entre os reforços (FERRARI *et al.*, 2012; CIOFFI, 2011; PIMENTA *et al.*, 2011).

As pesquisas relacionadas ao compósito híbrido têm ganhado atratividade no meio científico (SWOLFS *et al.*, 2014). Sua definição é um compósito com dois ou mais tipos de reforços em uma mesma matriz, com o objetivo de alcançar propriedades intermediárias ou até superiores, comparadas aos compósitos não-híbridos. A combinação dos diferentes reforços combinados pode diminuir as desvantagens e aumentar as vantagens, simultaneamente, que cada material apresenta separadamente (DONG *et al.*, 2015; NAIK *et al.*, 2001; SWOLFS *et al.*, 2014).

Em geral, a combinação de fibras é realizada com uma fibra de alto e outra de baixo módulo elástico, assim a sinergia entre elas tende a originar um material com propriedades intermediárias (DONG *et al.*, 2015; NAIK *et al.*, 2001). As fibras de vidro, por exemplo, possuem menor módulo de elasticidade em comparação às fibras de carbono. Em contrapartida, apresentam maior ductilidade, maior resistência à compressão e são de 15 a 20 vezes mais baratas quando comparadas ao custo das fibras de carbono (DONG *et al.*, 2012; SWOLFS *et*

al., 2014). A diferença no custo é devido à complexidade de manufatura da fibra e a necessidade de tratamento superficial da fibra de carbono (YANG *et al.*, 1993; REZENDE *et al.*, 2001).

Zhang *et al.* (2012) demonstraram que um compósito híbrido com 50% (v/v) de fibras de carbono e de vidro apresenta uma perda de 11% na resistência à flexão. Por outro lado, Guermazi *et al.* (2014) já demonstraram uma redução de 25% na resistência à tração dos compósitos híbridos com os mesmos 50% (v/v) de tecidos de fibras de carbono e vidro. Esta perda na resistência mecânica ocorre, em geral, considerando o menor módulo de elasticidade atribuído à fibra de vidro. As conclusões geradas foram que a utilização de compósito laminado híbrido com redução de metade de fibra de carbono resulta em um material consideravelmente mais barato e com baixa perda em propriedade mecânica, comparado aos compósitos com 100% de fibra de carbono.

Wang *et al.* (2019) estudaram o efeito da variação de razão entre ambos os reforços e a ordem de empilhamento de compósitos híbridos nas propriedades mecânicas (tração, flexão e cisalhamento). Como conclusão, a variação do tipo de reforço induz a mudanças de direção na propagação de trincas, e para que ocorra essa mudança de direção é necessário um aumento da energia, resultado notado principalmente para aplicação de carga em flexão e cisalhamento, devido à alternância de distribuição de carga ao longo das camadas com diferentes características. Esse mesmo efeito foi analisado por Tabrizi *et al.* (2019) através de ensaios de tração e flexão em compósitos híbridos, onde foi determinado um efeito denominado *zig zag* – mudança da distribuição de carga ao longo do laminado e mudança na direção da fratura. Nesses estudos a variação de direção ocorreu na interface híbrida, sendo evidenciado pela variação da ordem de empilhamento e pela razão de tecidos híbridos, indicando a importância da caracterização de uma interface híbrida.

Os tecidos com fibra de vidro, apesar do menor módulo de elasticidade, possuem a vantagem de apresentar uma boa adesão com matriz polimérica, através dos promotores de ligação do tipo organosilano (GAY *et al.*, 2003; PARDINI *et al.*, 2006; MONTICELI, 2017). Por outro lado, segundo Rezende *et al.* (2001), as fibras de carbono possuem interação interfacial fraca, necessitando de tratamento superficial. Os atuais tratamentos superficiais da fibra de carbono melhoram a adesão e as propriedades de cisalhamento interlaminar para aplicação estrutural. Entretanto, podem introduzir uma adesão excessivamente forte e, consequentemente, uma eventual fragilização do compósito. Essa fragilização pode favorecer a propagação de trinca na interface matriz/reforço de carbono (CÂNDIDO *et al.*, 2014; KHAN; *et al.*, 2014). Neste contexto, a introdução da fibra de vidro poderia modificar propriedades relacionadas ao dano interlaminar, pois apresenta diferentes características de adesão.

A combinação de agentes de reticulação e a fibra de vidro, ambas de superfícies hidrofílicas, conduz à alta absorção de umidade, promovendo a degradação da interface vidro/epóxi, portanto o tratamento de silano na superfície da fibra, além de proteger, contribui na adesão da fibra/matriz e aumenta a tenacidade do compósito (SOOD *et al.*, 2019).

Estudos na literatura evidenciaram que a inclusão de silano em compósitos convencionais são utilizados para alterar o comportamento mecânico do material, atuando principalmente na tenacidade do material (FERESEN BET *et al.*, 2003; NEVES *et al.*, 2019; WAN *et al.*, 2014; ZHENG *et al.*, 2016). Entretanto, nenhum estudo na literatura evidenciou o tratamento superficial de reforço com agente de silano em compósitos laminados híbridos.

O tratamento de acoplamento de silano é aplicado na superfície da fibra (FERESEN BET *et al.*, 2003; ZHENG *et al.*, 2016) e em sistemas particulados (WAN *et al.*, 2014) para aumentar a interação da superfície (reforço/matriz) e o comportamento da tenacidade. No entanto, não há procedimentos bem estabelecidos que garantam sua dispersão homogênea. Considerando esta importante vantagem na adesão apresentada pela fibra de vidro/epóxi, os compósitos híbridos podem apresentar uma variação no comportamento de propagação de trinca por meio da delaminação em comparação aos compósitos de fibra de carbono. A multiplicidade de tecidos pode então gerar uma possível modificação na superfície de fratura do material e, como consequência, uma mudança no comportamento de tenacidade à fratura interlaminar.

2.2 PROCESSAMENTO DOS COMPÓSITOS

O processo de moldagem por transferência de resina (RTM) é baseado em um sistema de injeção, com controle de pressão e temperatura de injeção. A matriz polimérica é injetada em um molde fechado, no qual a pré-forma é previamente posicionada. Todo o sistema é conectado a uma bomba a vácuo que retira ar aprisionado no sistema e dos voláteis liberados durante o processamento (BROCKS *et al.*, 2013; MONTICELI *et al.*, 2019a).

Durante o processamento de compósitos uma interface matriz/reforço adequada é requerida, fenômeno atribuído às características da matriz, mediante sua baixa viscosidade e à pressão de processo, em revestir todos os filamentos de fibras da pré-forma. Uma interface ruim provém, essencialmente, de um processamento com parâmetros mal estabelecidos, que prejudica a adesão interfacial e, conseqüentemente, diminui as propriedades mecânicas (LOPE *et al.*, 1999; OWEN *et al.*, 1990; YUN *et al.*, 2017).

O RTM apresenta vantagens tais como: manter os voláteis liberados durante a cura em molde fechado, mantendo-os fora do ambiente de trabalho; possibilitar o processamento de

diferentes geometrias em compósitos, dependendo do formato do molde; permitir tempo de injeção de resina relativamente baixo; abaixar o custo de operação com repetibilidade e reprodutibilidade automatizada, fato que o torna muito interessante para setores industriais (CUNDIFF *et al.*, 2000; CIOFFI, 2011; SHIINO, 2015).

É um processo capaz de produzir compósitos para aplicação primária estrutural com baixa fração volumétrica de vazios, garantindo uma boa impregnação da matriz sobre o reforço (MONTORO *et al.*, 2011; BROCKS *et al.*, 2013). Além disso, pela teoria clássica do laminado (CLT), que considera o balanceamento e a simetria, é possível processar compósitos híbridos que utiliza diferentes tipos de fibras com variação na ordem de empilhamento e ainda gerar melhoria nos valores de permeabilidade e velocidade de impregnação, o que diminui o tempo de impregnação da pré-forma e gera melhor continuidade de impregnação (SHIINO, 2015; MONTICELI, 2017).

Os laminados híbridos têm sido amplamente estudados na literatura, e seu processamento por injeção já demonstrou vantagens de melhoria na qualidade de impregnação e diminuição de defeitos. Segundo Schmidt *et al.* (2009), reforço híbrido gerou um aumento na permeabilidade em ensaios via RTM, melhorando ligeiramente as propriedades mecânicas do compósito devido a melhor qualidade de impregnação. O trabalho desenvolvido por da Silva *et al.* (2020) no processamento de compósitos híbrido via VARTM (moldagem por transferência de resina com vácuo assistido) evidenciou a processabilidade aprimorada com minimização de defeitos dos laminados híbridos.

2.3 MECÂNICA DA FRATURA NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA

Danos em componentes estruturais reduzem a resistência mecânica do mesmo, o qual passa a não suportar o carregamento para o qual foi projetado. A fratura, por sua vez, significa a perda da integridade completa do material, ou o rompimento em duas ou mais partes (PASTOUKHOV *et al.*, 1995). A grande preocupação na engenharia é garantir o controle da falha de um componente estrutural e prevenir a fratura. Com esse objetivo, a mecânica da integridade estrutural, ou mecânica da fratura, tem essa responsabilidade, e conduz avaliações por meio da perda da integridade e da estabilidade por meio de deformações admissíveis (PASTOUKHOV *et al.*, 1995; YAMAKAMI *et al.*, 2013).

Desenvolvida por Griffith durante a Primeira Guerra Mundial, a energia superficial de corpo sólido foi definida como uma relação entre tamanho de trinca e tensão aplicada para materiais frágeis, através do balanceamento de energia da equação (1). O parâmetro U equivale

à energia total, que é representada pelo somatório da energia total dos sólidos antes da introdução da trinca (U_0), é definida como uma energia elástica correspondente às porções acima e abaixo da trinca (U_a) e energia superficial das duas novas faces criadas no material (U_γ) (YAMAKAMI *et al.*, 2013; SOCIETY, 2016).

$$U = U_0 + U_a + U_\gamma = U_0 - \frac{(\pi B)\sigma^2 a^2}{2E} + 2aB\gamma \quad (1)$$

Onde, a representa o tamanho da trinca, B o parâmetro de espessura do dano, E o módulo elástico, σ a componente de tensão.

Considerando que a propagação de trinca ocorre quando o valor da energia U diminui, a equação (2) estabelece, assim, a variação de energia em função da propagação da trinca. O critério energético é o principal critério deste estudo. Assim, pode-se concluir que sempre que a energia dU_a for maior do que dU_γ a trinca irá se propagar (PASTOUKHOV *et al.*, 1995; ZHANG, 2000). Segundo Griffith (1921), se a energia para criação de uma nova trinca for menor do que a energia elástica acumulada a propagação da trinca será instável (JESSEN *et al.*, 2004).

$$\frac{dU}{da} = \frac{d}{da} \left(-\frac{(\pi B)\sigma^2 a^2}{2E} + 2aB\gamma \right) < 0 \quad (2)$$

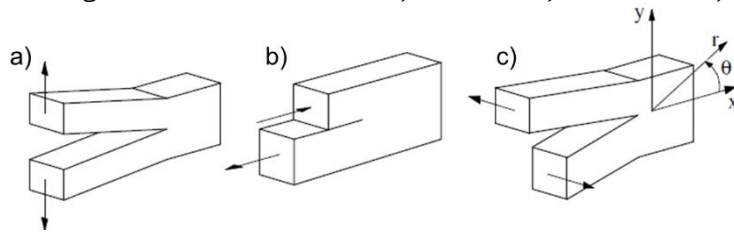
Irwin adaptou a teoria de Griffith, equação (3), de forma que à esquerda encontra-se a taxa de energia liberada G , que representa a energia disponível para uma propagação de trinca infinitesimal, energia que depende diretamente do carregamento e comprimento da trinca. À direita da equação, a energia superficial designada como resistência à trinca. Para que a trinca não se propague, a energia G deve ser menor do que a crítica (PASTOUKHOV *et al.*, 1995; ZHANG, 2000).

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} > G_c = 2\gamma \quad (3)$$

De acordo com a orientação da força externa em relação à trinca no material, são apresentados três modos geométricos da fratura, ilustrados na Figura 3. São eles: modo I, Figura 3a, onde as superfícies da trinca são delaminadas por forças perpendiculares ao plano da trinca;

modo II, Figura 3b, onde ocorre o deslizamento das superfícies delaminadas sob forças normais ao plano e direção da trinca; e, finalmente, modo III, Figura 3c, na qual o deslizamento das superfícies delaminadas ocorre sob forças paralelas à frente de trinca (BOTELHO *et al.*, 2002; YAMAKAMI *et al.*, 2013). Em concordância com Silva (SILVA, 2014), estruturas feitas de compósitos estão mais sujeitas à solicitação do modo I e modo II, por isso ambos modos são estudados no presente estudo.

Figura 3. Modos geométricos da fratura: a) Modo I; b) Modo II e c) Modo III.



Fonte: Jessen *et al.* (2004).

O ensaio interlaminar no modo I é o principal ensaio para avaliar a adesão interfacial entre o reforço e a matriz, sendo capaz de identificar a influência da utilização de dois tipos de reforços em uma mesma interface. Este ensaio utiliza o corpo de prova (CDP) com a geometria denominada *double cantiliver beam* (DCB), na qual a pré-trinca é formada artificialmente na durante a consolidação do compósito. Já o ensaio de delaminação no modo II avalia a energia utilizando a geometria *end-notched flexure* (ENF), na qual o crescimento da trinca é medido pelo cisalhamento das superfícies em ensaio de flexão por três pontos. Neste ensaio são medidos o comprimento da trinca e a flexibilidade simultaneamente (BOTELHO *et al.*, 2002; KOH *et al.*, 2011; BAERE *et al.*, 2012; PEGORIN *et al.*, 2015; SHIINO *et al.*, 2016).

Os ensaios interlaminares nos modos individuais I e II apresentam uma geometria simples e fornecem dados importantes, como taxa de liberação de energia crítica (G_{IC} e G_{IIIC}), carga crítica (P_c), deslocamento crítico (δ_c), bem como o comportamento da propagação da trinca. Estes dados são obtidos por meio da equação (4), que relaciona o critério da taxa de perda de energia de deformação dU , por unidade de largura b do material para um aumento infinitesimal no comprimento da delaminação (da) (BAERE *et al.*, 2012; SILVA, 2014b; SHIINO *et al.*, 2016).

$$G = -\frac{1}{b} \frac{dU}{da} \quad (4)$$

A tenacidade à fratura interlaminar é uma propriedade que depende do direcionamento das fibras, das propriedades da camada de resina entre as fibras e da adesão interfacial matriz/reforço (ZHANG, 2000). Por este fato, muitos pesquisadores buscam melhorar a adesão matriz/reforço com tratamentos de superfície e adição de outro material, por exemplo, cargas nanométricas, como nano-argila, nano-tubo de carbono e tratamento de silanização, gerando resultados variáveis (CARRILLO-ESCALANTE *et al.*, 2016; NEVES *et al.*, 2019; SILVA, 2014).

São definidas algumas metodologias para determinação dos valores do início da propagação de trinca (valor crítico), ou seja, o momento em que a trinca sai do inserto e começa a se propagar através do material. O método da não linearidade (NL), que é evidenciado no ponto em que a curva do gráfico carga-deslocamento ($P-\delta$) se desvia da linearidade, é considerado mais conservador e segundo Armanios *et al.* (2003), é o critério mais consistente de análise (SHIINO *et al.*, 2015a; TREML *et al.*, 2016).

2.4 FADIGA – MECÂNICA DA FRATURA

Uma importante característica observada no compósito, quando sofre múltiplos danos, é a capacidade de manter sua funcionalidade (integridade estrutural) sob aplicação de carga cíclica (TALREJA, 2006). O carregamento cíclico é um importante parâmetro de estudo para o setor aeronáutico, pois permite determinar possíveis defeitos que, dependendo de como se comportam, causam falha por fadiga no material, aproximando-se das condições reais.

A vida em fadiga em compósitos pode ser avaliada com base na curva S-N (tensão por número de ciclos), que considera a nucleação e a propagação de trinca sob um carregamento cíclico, mesmo em regime elástico (HAHN *et al.*, 1986). Este tipo de carga cíclica conduz à formação e propagação de defeitos, que, por sua vez, podem provocar a fratura do material. A fratura por fadiga é consequência de um acúmulo generalizado de danos, tais como: trincas transversais e longitudinal, falha por adesão fibra/matriz, trinca nas fibras, delaminação, ruptura das fibras e falha coesiva na matriz (SILVA, 2014b; SHIINO, 2015; SKINNER *et al.*, 2019).

No compósito laminado, a direção da espessura apresenta resistência mecânica baixa em relação à direção principal do laminado, local onde ocorre a delaminação. Os compósitos apresentam restrições em projetos para certas aplicações estruturais primárias em virtude da susceptibilidade à delaminação em carregamento cíclico (SILVA, 2014b; SHIINO, 2015; SHIINO *et al.*, 2016; LADANI *et al.*, 2019). Por este motivo, a avaliação do comportamento do material frente ao processo de delaminação por fadiga é essencial, como no caso dos

compósitos híbridos que possuem esta particularidade. De forma que o seu entendimento pode potencializar ou restringir sua aplicação.

A grande contribuição ao estudo relacionado à propagação de trinca, realizado por Paris (1963), foi a correlação entre a taxa de crescimento da trinca da/dN e a variação do fator intensidade de tensão ΔK , um parâmetro que inclui o comprimento da trinca e o valor do carregamento cíclico. O resultado dessa correlação foi uma curva mais simples para análise da taxa de crescimento de trinca (PASTOUKHOV *et al.*, 1995; ZHANG, 2000).

Em geral, os dados de taxa de crescimento da delaminação medida obedecem a uma relação adotada pela equação (5), relativa à taxa de crescimento de trinca por número de ciclos em condições de carga específica, sendo a pré-trinca definida na manufatura. Nesta equação, da/dN é a taxa de propagação, C e β são constantes que dependem do material, ΔG é a taxa de liberação de energia da deformação segundo dados experimentais de ensaios estáticos (KENANE *et al.*, 1997; BLOYER *et al.*, 1999; SHIINO *et al.*, 2016). A aplicação do modelo de Paris traz a consideração da propagação da trinca a partir de uma trinca pré-existente, sem considerações de iniciação da trinca (*onset*), em conformidade com a proposta do presente trabalho.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta G)^\beta \quad (5)$$

2.5 MODELAGEM DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA

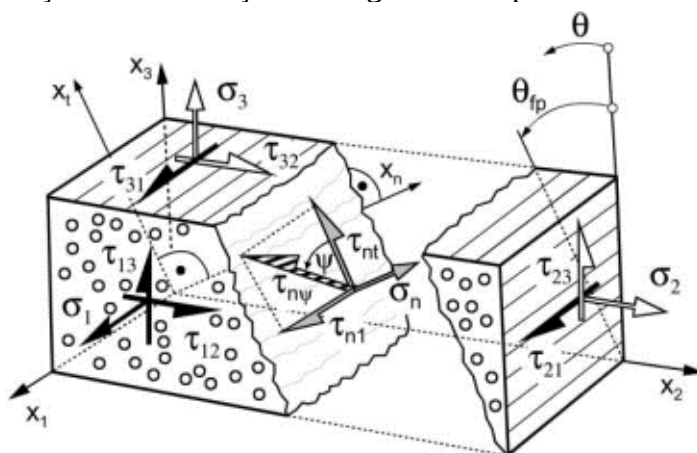
A propagação de trinca em compósito ocorre em duas fases: primeiro a nucleação seguida da propagação de trinca em escala microscópica, sendo a segunda fase caracterizada pela propagação da trinca em escala macroscópica. Uma análise puramente fenomenológica pode não contabilizar aspectos físicos importantes em microescala da propagação de trinca (ALDERLIESTEN, 2016; DE OLIVEIRA *et al.*, 2020a; KHAN *et al.*, 2015).

Muitos estudos de propagação de trincas em compósitos avançados aplicam conceitos fenomenológicos para conceber modelos de predição, o que pode superestimar resultados (ALDERLIESTEN, 2016). Essa abordagem é adequada para aplicações de engenharia, pois ao utilizar modelos fenomenológicos para cargas cíclicas é levado em consideração o princípio de vida útil segura de uma estrutura de componentes (KHAN *et al.*, 2015; PASCOE *et al.*, 2013), garantindo a aplicação com fator de segurança. Por outro lado, muitos pesquisadores também enfatizam estudos de delaminação na perspectiva física para fornecer uma análise realista da

energia, da propagação de trincas e do comportamento do mecanismo de fratura até falhas (ALDERLIESTEN, 2016; PUCK *et al.*, 1998), neste aspecto é visado o comportamento físico real do material.

Puck *et al.* (1998) apresentaram um importante modelo de critério de fratura intralaminar de compósitos através do comportamento físico do material, ou seja, modelo de progressão de falha/dano intralaminar que pode auxiliar na previsão do *onset* de delaminação. No qual foram aplicados os critérios de falha da fibra e entre filamentos de fibra, simultaneamente, resultando em um modelo mais real de fratura, capaz de prever também a direção da trinca, conforme ilustrado na Figura 4. Entretanto, esse modelo é aplicado para fratura com considerações tridimensionais do laminado, enquanto para delaminação interfacial o modelo poderia ser simplificado para propagação linear unidirecional.

Figura 4. Ilustração de distribuição de cargas no compósito com fibras contínuas.



Fonte: Puck *et al.* (2002)

Considerando os aspectos físicos de propagação de trinca, Pascoe *et al.* (2013) realizaram uma revisão da literatura sobre os modelos atuais de propagação por número de ciclos em compósitos, e concluiu que considerar mecanismos físicos para prever a taxa de crescimento de trinca é fundamental para análise mais realística da taxa de liberação de energia de deformação e comportamento de propagação da trinca.

Dentre os modelos de propagação de trinca apresentados na literatura, (KHAN *et al.*, 2014a) observou-se que a razão de tensão é um efeito físico e deve refletir na caracterização do crescimento da delaminação. Um exemplo de modelo foi demonstrado por Pascoe *et al.* (2015), esse método apresenta um equacionamento (ou método descritivo) do balanço de energia que considera os aspectos físicos de propagação da trinca (dU/dN). Neste caso, a variação de energia

liberada por área de crescimento de trinca relaciona-se à área de crescimento de trinca por número de ciclos.

O estado de não equilíbrio de energia elástica e superfície livre resulta em energia liberada na forma de propagação de trincas, que segue os princípios físicos. Esse equacionamento foi desenvolvido por Pascoe *et al.* (2015), apresentado na equação (6), sendo considerado o método mais confiável e que se aproxima das caracterizações realísticas de taxa de liberação de energia (ALDERLIESTEN, 2016; AMARAL *et al.*, 2015; KHAN *et al.*, 2015).

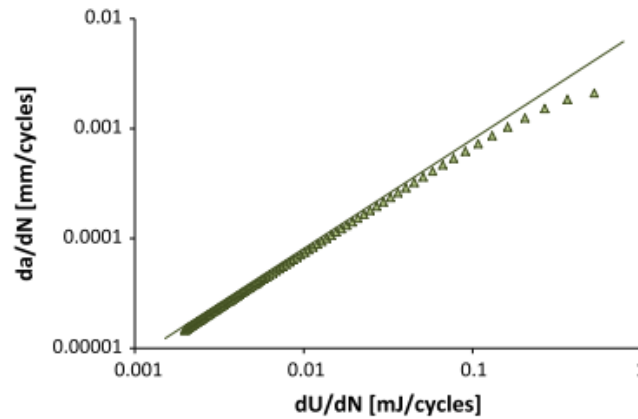
$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{dU}{dN} \right)^n \quad (6)$$

na qual, da/dN representa a variação do tamanho de trinca por ciclos, C e n representam o parâmetro na relação de Paris e dU/dN a liberação de energia relacionada à variação da relação entre força mínima e força máxima por número de ciclos, considerando o decaimento da rigidez durante a propagação de dano e a somatória das energias cíclica e monotônica.

A equação (6) é uma representação da quantidade total de energia dissipada durante um único ciclo ou a quantidade de energia disponível para o crescimento de trinca neste ciclo (PASCOE, 2016a). Existe uma correlação entre a taxa usual de propagação de trinca (da/dN), demonstrado na equação (7), sendo da/dU igual ao crescimento de trinca por unidade de energia dissipada. Em outras palavras, o inverso dU/da significa quantidade de dissipação de energia necessária por unidade de crescimento de trinca, que representa a resistência ao crescimento de trinca (PASCOE, 2016a). A determinação da equação (6) é realizada por meio da correlação entre a taxa de log do crescimento de trinca por energia e energia necessária por ciclo, conforme apresentado pela Figura 5.

$$\frac{da}{dN} = \frac{da}{dU} \cdot \frac{dU}{dN} \quad (7)$$

Figura 5. Correlação entre da/dN e dU/dN .



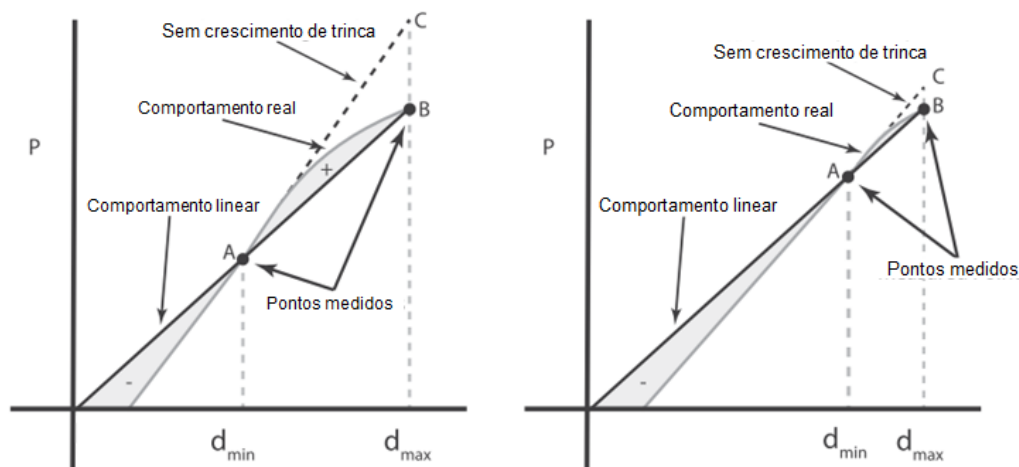
Fonte: Alderliesten (2016).

Outro importante aspecto previsto por Pascoe *et al.* (2015), foi a determinação da influência do carregamento cíclico – variação entre abertura mínima e máxima, entre os pontos A-C considerando a continuidade da rigidez do material e entre os pontos A-B, considerando o decaimento da rigidez do material após a progressão de dano. Outro aspecto importante considerado foi adicionar o carregamento monotônico – variação da abertura inicial (zero) até a abertura mínima, entre os pontos 0 e A.

A Figura 6 é a aplicação dessa variação, sendo que o aumento do valor de abertura mínima, consequente aumento da razão R , eleva a influência da carga monotônica e diminui a influência da carga cíclica. Outro comportamento encontrado na medição da variação de energia (dU) é a mudança da rigidez do material durante a propagação da delaminação durante o ciclo de carga, modificando o comportamento de carga-deslocamento, que seguirá um caminho não-linear, conforme ilustrado na Figura 6 (PASCOE; ALDERLIESTEN; BENEDICTUS, 2015).

O aumento da razão R gera uma aproximação da linearidade e diminui o erro de medição na região cíclica (superestimado, adotado pelo sinal '+'), enquanto aumenta o erro na região monotônica (superestimado, adotado pelo sinal '-'). Ao assumir a soma de ambas as regiões (monotônica e cíclica) o erro é diminuído para valores menores do que 5% (PASCOE; ALDERLIESTEN; BENEDICTUS, 2015).

Figura 6. Diferença entre o comportamento assumido e o comportamento real na energia de deformação calculada.



Fonte: Pascoe et al. (2015).

Observando os modelos apresentados na literatura, pode ser observada a curva real da relação de dissipação de energia, quando a trinca se propaga, conforme apresentado na Figura 6. Os modelos que apresentam a relação $G_{max} - G_{min}$, $(\sqrt{G_{max}} - \sqrt{G_{min}})^2$, entre outros parâmetros de similitude da taxa de liberação de energia, não descrevem o decaimento de liberação de energia durante a propagação de trinca (relacionado a mudança de rigidez devido à criação de uma nova superfície), gerando um erro da medição de energia real. O conceito de Pascoe *et al.* (2016) demonstra claramente que existem dois parâmetros importantes: a quantidade de energia total é dissipada e a quantidade de dissipação de energia que é necessária por unidade de crescimento de trinca (considerando cada ciclo). Por outro lado, o modelo de Andersons *et al.* (2004) apresentaram considerações de carregamento cíclico e estático utilizando o parâmetros de similitude G , uma vez que considera a energia crítica (G_c) e a energia média (G_m)

Embora seja um método descritivo com considerações físicas da energia monotônica, cíclica e mudança de rigidez do material mediante o incremento da trinca, esse equacionamento não é capaz de realizar previsões de propagação de trincas, uma vez que os autores demonstraram que não há uma relação direta entre G e dU/dN , podendo sofrer influência da razão de carregamento. Enquanto isso, Khan *et al.* (2014, 2014b) consideram padrões de fratura para desenvolver um modelo e prever a tenacidade da fratura por delaminação.

Khan *et al.* (2014, 2014b) confirmaram que a taxa de propagação de trinca macroscópica por número de ciclos é uma consequência de seus efeitos microscópicos sobre o crescimento de delaminação. Neste trabalho, foi apresentado um modelo de da/dN que relacionou o efeito

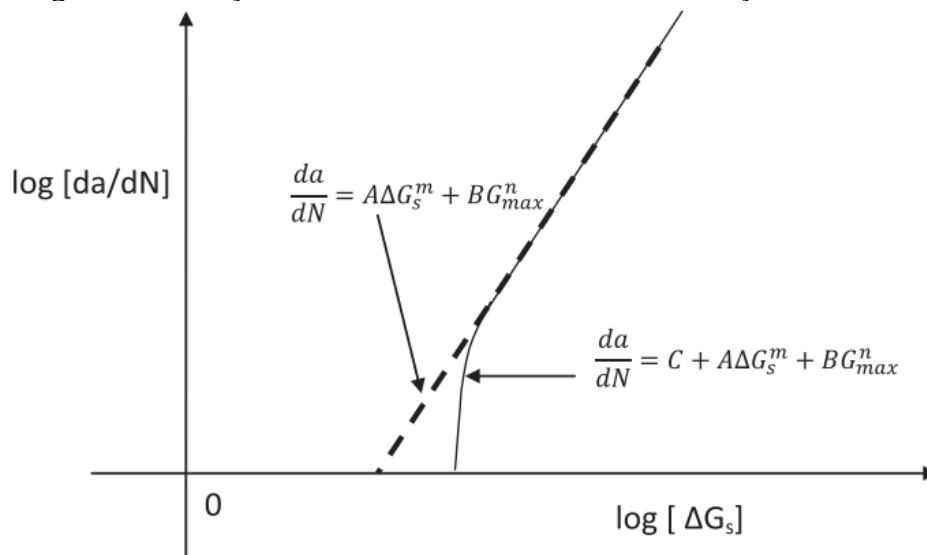
da sobreposição dos componentes monotônico/cíclico e os aspectos microscópicos (fractografia) de delaminação, o qual quantificou a propagação de trinca utilizando as geometrias resultantes das superfícies de falha, em carregamento cíclico, apresentada na equação (8) (PASCOE *et al.*, 2013; KHAN *et al.*, 2014; KHAN *et al.*, 2015).

$$\frac{da}{dN} = C + A(G_{\max})^m + B(\Delta G_s)^n \quad (8)$$

onde A , B , m e n são parâmetros de equação específicos do material, e a constante C representa a correlação da taxa de crescimento de delaminação na região *threshold*. $G_{\max}$ é a máxima taxa de liberação de energia de deformação, enquanto ΔG_s é uma relação do intervalo de carregamento.

O modelo de Khan *et al.* (2014a, 2014b) considerou os parâmetros de $G_{\max}$ e ΔG_s para avaliar diferentes razões (ou abertura de trinca) por meio da sobreposição dos efeitos da carga monotônica e cíclica. Além de assumir os padrões de fratura para modelamento de predição de crescimento de trinca, o modelo também considera o crescimento de trinca na região de *threshold* por meio da constante C – ilustrado na Figura 7, que resulta no ajuste inicial do crescimento de trinca, que resulta em melhor predição do comportamento em fadiga.

Figura 7. Ilustração da taxa de crescimento da delaminação versus ΔG_s .

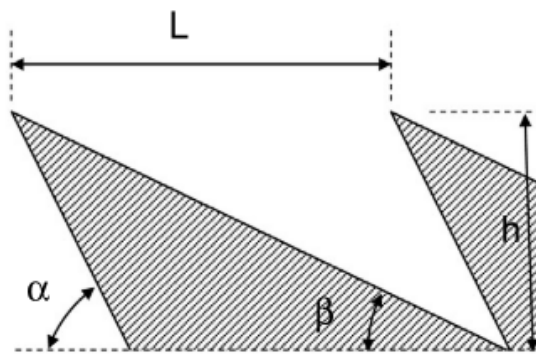


Fonte: Khan *et al.* (2014b).

Khan *et al.*, (2014a, 2014b) mediram a variação de energia através da análise de energia máxima e de variação de energia (ΔG_s) por tamanho de trinca a . Cada marca de impressão

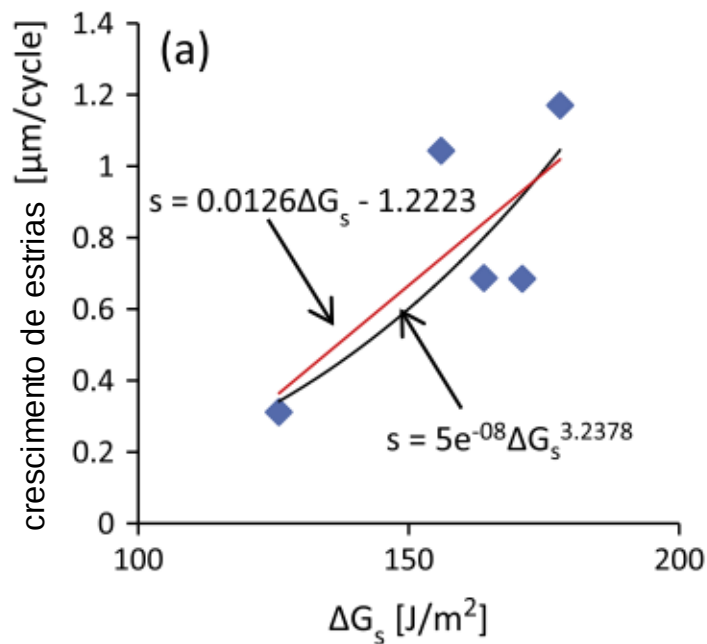
deixada no carregamento cíclico (estrias e cúspides) pode ser considerada um avanço de delaminação (Figura 8), na qual essa correlação gera uma tendência que foi associada ao modelo de predição de trinca. A Figura 9 ilustra a correlação formada entre o tamanho da marca de impressão (tamanho de trinca) e a taxa de liberação de energia. Essa correlação apresenta uma função de taxa de tamanho do padrão de fratura (associado ao tamanho de trinca) versus a taxa de energia liberada, que é diretamente o fator de análise desenvolvido inicialmente por Paris.

Figura 8. Ilustração da formação de cúspides.



Fonte: Khan *et al.* (2014a).

Figura 9. Equações de potência usadas para descrever a taxa de crescimento de estrias versus variação de energia liberada.



Fonte: Khan *et al.* (2014a).

Outra importante sistemática que traz importantes considerações físicas de progressão de dano com possibilidade de simulação do comportamento mecânico é o método dos elementos finitos (FEM). No FEM, o comportamento da interface entre duas camadas pode ser modelado usando elementos de zona coesiva (*cohesive zone method*). Um parâmetro de dano é utilizado para reduzir progressivamente a rigidez do elemento, simulando a propagação da trinca (DE OLIVEIRA *et al.*, 2020b; PASCOE *et al.*, 2013). Esta metodologia pode simular condições de carregamento de componentes com grandes geometrias em aplicações dimensionais reais com alta confiabilidade (DE OLIVEIRA *et al.*, 2020b).

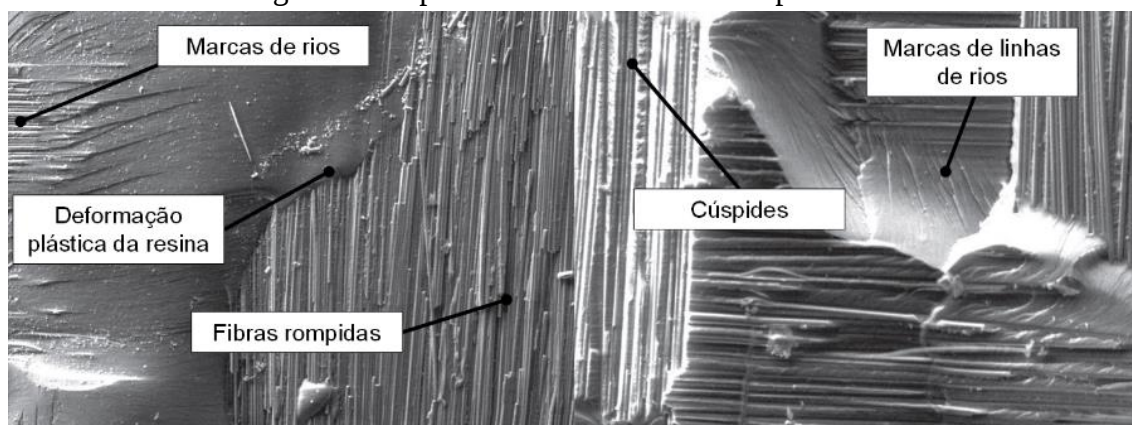
2.6 INVESTIGAÇÃO FRACTOGRÁFICA

A investigação fractográfica é realizada na superfície onde houve a propagação de trinca, e é capaz de evidenciar os padrões de fratura comparados aos níveis de tensões aplicados em carregamentos cíclicos (SHIINO, 2015; SHIINO *et al.*, 2012). A análise de fratura é essencial para a determinação dos mecanismos e marcas de fratura, e se tornou ainda mais importante para o desenvolvimento de equacionamento com considerações físicas microscópicas (AMARAL *et al.*, 2015; KHAN *et al.*, 2014b; SALES *et al.*, 2020). Esta área da pesquisa faz uso da análise visual, utilizando-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV) e o microscópio óptico (MO), este por meio da reconstrução focal, utilizados para classificação dos tipos de falha e mapeamento da trinca (REZENDE, 2007).

A variação entre os tipos de falhas é diretamente relacionada com o tipo de matriz, com a arquitetura do tecido, tipo de reforço e com a adesão e interface presentes entre ambos os materiais (REZENDE, 2007; CÂNDIDO *et al.*, 2012), gerando uma impressão dos padrões ocorrido durante a propagação de trinca, sendo possível definir a direção de propagação e o tipo de dano (fadiga ou modo de delaminação) (SHIINO *et al.*, 2015b).

A importância da investigação fractográfica na análise dos mecanismos de falhas é exemplificada por Cândido *et al.* (2012), que utilizaram a análise via microscopia eletrônica de varredura para a caracterização da tenacidade à fratura no modo I. Nas imagens apresentadas na Figura 10 é possível observar marcas de rios, falha presente em regiões ricas em resina; as deformações da resina que ocorreram no final das bolsas (região rica em resina) com o deslocamento da falha e o rompimento parcial de algumas fibras; a presença de cúspides, causada por impulsos das cargas aplicadas na superfície das fibras, durante o processo de delaminação do compósito, induzindo o cisalhamento interlaminar transversal interfacial, gerando uma resistência ao crescimento da trinca maior.

Figura 10. Superfície fraturada analisada por MEV.



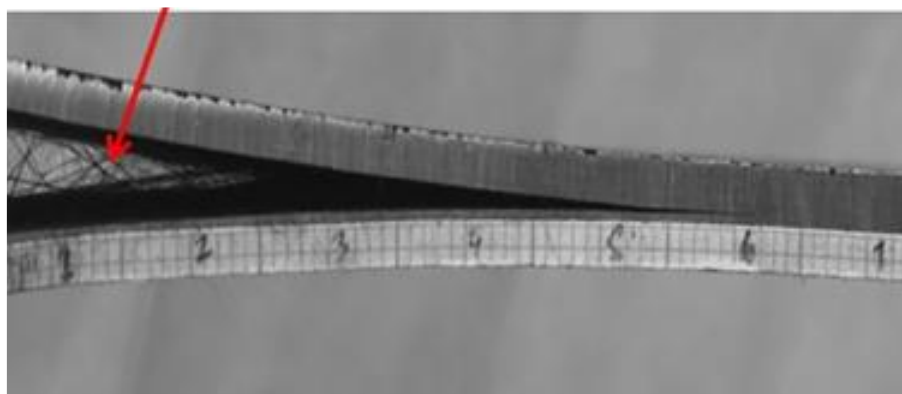
Fonte: Cândido *et al.* (2012).

Além das falhas citadas anteriormente, existem as que dependem, como já citado, do reforço, da matriz e da interação interfacial. Alguns exemplos de falhas são: modelo de pluma, que indica a propagação da trinca em diversas frentes; escarpas que são marcas de rios entre fibras e bandas de resina, que é sobreposição e ligação de duas propagações em diferentes planos (CÂNDIDO *et al.*, 2012; SHIINO, 2015).

Considerando compósitos com elevado volume de reforço, o mecanismo de fratura mais comum é o desprendimento de fibra, gerando pontes de fibra (*fiber bridging*) – Figura 11, podendo chegar a 90% do total dos padrões de fratura (KHAN *et al.*, 2014a). A marca de impressão mais comum entre as impressões de fibra é a formação de escarpas – resultado da união de dois planos de trincas, apresentados na Figura 12, ou em alguns casos, cúspides.

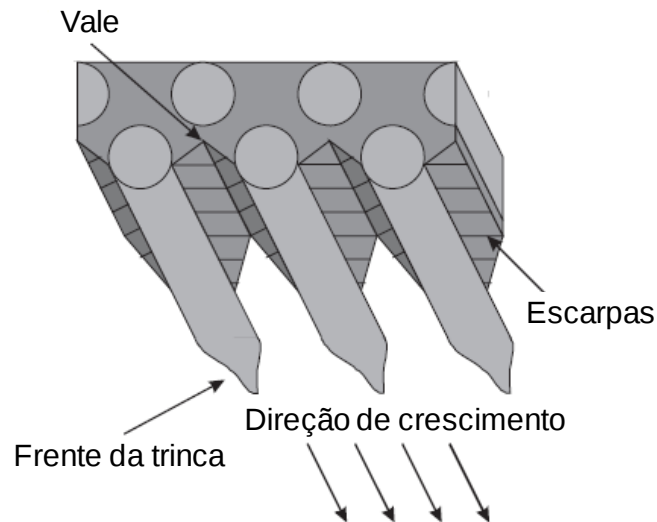
Figura 11. Ilustração de pontes de fibra (*fiber bridging*).

Pontes de fibra



Fonte: Khan (2019).

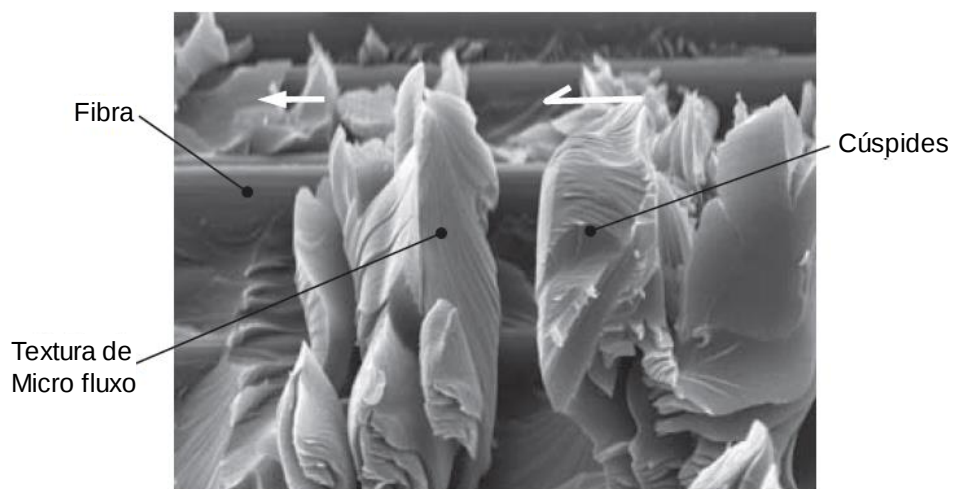
Figura 12. Ilustração marcas de impressão no modo I.



Fonte: Greenhalgh (2009b).

No modo II de aplicação de carregamento, considerando a elevada fração volumétrica de fibra, o desprendimento de fibra também é um padrão marcante, porém em direção ao cisalhamento. Khan *et al.* (2014a) mostraram que a propagação de trincas ocorre preferencialmente na interface matriz/reforço, considerando que a falha adesiva requer menos energia que a falha coesiva, associada à alta densidade de reticulação da matriz. O padrão de fratura frequentemente encontrada na fase de matriz epóxi é a cúspide – característica de cisalhamento, devido ao direcionamento das cargas aplicadas, gerando um aspecto mais rugoso (Figura 13).

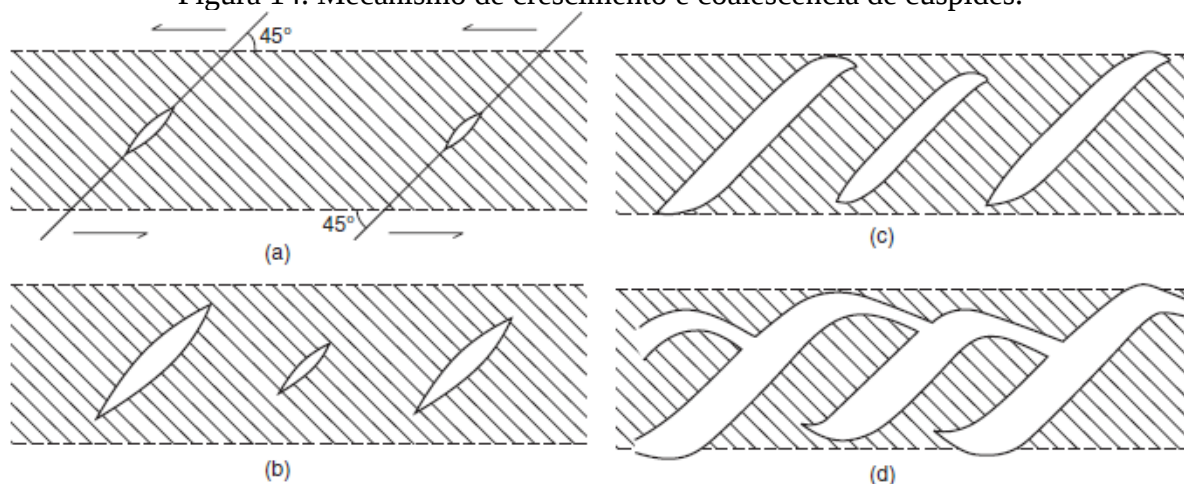
Figura 13. Formação de cúspides por cisalhamento.



Fonte: Greenhalgh (2009b).

O mecanismo de formação dessa fratura, demonstrado na Figura 14, é evidenciado pela formação de trincas angulares na matriz, visual à olho nu, antes da delaminação (Figura 14a), na qual durante o aumento das cargas/ciclos ocorre o aumento das trincas angulares (Figuras 14b e c), e finalmente, a ligação entre as trincas (Figura 14d), gerando uma forma rugosa serrilhada (SILVEIRA *et al.*, 2020). Esse comportamento é um dos fatores que dificultam a medição do crescimento de trinca, pois são fatores que podem gerar saltos no crescimento de delaminação instável.

Figura 14. Mecanismo de crescimento e coalescência de cúspides.



Fonte: Greenhalgh (2009b).

A análise fractográfica é capaz de expor os tipos de deformações microestruturais decorridas durante a delaminação no compósito. Para o presente trabalho, estas técnicas são essenciais para a realização da análise das duas faces de fraturas do compósito híbrido (face com fibra de carbono e face com fibra de vidro), para assim determinar os micro mecanismos de fratura e quantificar sua influência na propagação de trinca da interface híbrida, bem como o desenvolvimento de modelos de predição.

CAPÍTULO 3 - MOTIVAÇÃO E CONTRIBUIÇÕES

Nesta seção são apresentados alguns aspectos da motivação para o desenvolvimento deste estudo, que considera a utilização do compósito: a utilização de modelamento físico de propagação de trinca, o modelamento mecânico quase-estático e de predição do incremento de trinca em fadiga de laminados híbridos, considerando mecanismos de fratura.

As fibras de carbono para aplicação estrutural, além de apresentarem custo elevado, são principalmente provenientes de combustíveis fósseis. Portanto, a utilização do compósito híbrido tem sido uma ação positiva para auxiliar também em questões ambientais. Além disso, é possível atingir as propriedades mecânicas com baixa massa específica requeridas para aplicação de alto desempenho e eficiência em processos e dispositivos. Em relação ao número de estudos focados em compósitos híbridos e nas inúmeras possibilidades de sequência de empilhamento de tecidos, as principais questões levantadas pela comunidade científica são para entender e quantificar a influência física da interface híbrida e, ainda, como isso afeta a adesão interfacial. No presente estudo, esta questão foi respondida usando modelos analíticos baseados em balanço de energia e mecanismo de fratura para uma análise mais realista.

São consideradas duas hipóteses: influência positiva, uma sequência alternada aumentaria o número de interfaces no compósito híbrido, aumentando a tenacidade à fratura interlaminar e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas. Caso ocorra uma influência negativa, a utilização de todos os tecidos de fibra de vidro sequencialmente no compósito de carbono, por exemplo, diminuiria o número de interface carbono/vidro. Contudo, esta hipótese não é tão simples, pois é necessário analisar e comparar o comportamento de acúmulo de danos em carregamento cíclico na interface híbrida comparando-os com os laminados não-híbridos (compósito de fibra de carbono e compósito de fibra de vidro – separados), para então analisar a influência da interface híbrida na tenacidade à fratura interlaminar.

Com o propósito de caracterização do comportamento físico de delaminação em compósitos, notou-se uma ausência de estudos que consideram mecanismos de fratura para avaliação da taxa de liberação de energia para ensaios quase-estático e cíclico para laminados híbridos. A grande vantagem do desenvolvimento de um modelo físico de propagação se deve ao fato de que a taxa de propagação de trinca está relacionada aos aspectos microestruturais da fratura, possibilitando uma modificação gerada pelo uso de mais de um tipo de reforço.

Mediante a análise teórica da aplicação dos modelos físicos de propagação de trinca, foi possível determinar a contribuição de cada reforço de influência de cada reforço, bem como dos diferentes padrões gerados. A partir dos resultados experimentais deste trabalho, pelos quais

foram conhecidos os padrões e marcas de fratura utilizando-se das diferentes técnicas de fractografia, foi possível consolidar um modelo analítico e confirmar a influência da interface híbrida. Nesse modelo, deve ser levado em consideração: o comportamento microestrutural de danos físicos da delaminação; e as marcas de impressão na superfície fraturada, para viabilizar a análise da resistência à propagação de trinca por falha microestrutural.

O método descritivo apresentado por Pascoe *et al.* (2015) é utilizado como padrão de comparação, pois descreve o comportamento real de propagação de trinca. Porém, o mesmo não é capaz de prever o *onset* da propagação. O modelo apresentado por Khan *et al.* (2014a, 2014b) considera a energia de desprendimento de fibra da matriz, porém não considera esse comportamento decorrente para mais de um tipo de reforço que, teoricamente, apresentarão diferentes mecanismos devido aos constituintes do compósito. Outra questão é a ausência da quantificação da energia pelo tracionamento da fibra (durante as pontes de fibras) e outros padrões de fratura, visando uma análise mais completa.

Todos os aspectos apresentados nesta seção foram oportunamente tratados visando a contribuição acadêmica para estudos na área de mecânica da fratura em compósitos estruturais em aplicações de carga quase-estática e cíclica. Da mesma forma, foi apresentada a contribuição de engenharia para viabilização de um novo material para os setores industriais.

CAPÍTULO 4 - OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é a caracterização da progressão de dano interlaminar em compósitos híbridos e o desenvolvimento de um modelo de predição de propagação de trinca considerando os mecanismos físicos de fratura para um laminado com mais de um tipo de reforço. Consequentemente, foi determinada a resistência à delaminação que a interface de um compósito híbrido (fibra de carbono/vidro) oferece nos modos de propagação de trinca individuais I e II em corpos de prova submetidos a carregamento em regime cíclico de amplitude constante.

Por meio do modelo proposto, foi possível realizar uma predição baseada em um padrões físico de fratura, caracterizados através da interface híbrida. Para isso, o modelo deve ser validado mediante modelos existentes, como forma de análise comparativa. O objetivo do desenvolvimento do presente estudo é descrever um modelo mais abrangente capaz de prever o comportamento de laminados não-híbridos e híbridos com dois ou mais tipos de reforços, visando atender a nova demanda evidenciada na literatura.

CAPÍTULO 5 – PROCESSAMENTO DOS LAMINADOS

5.1 MATERIAIS E MÉTODOS

5.1.1 Matriz e reforço

A matriz polimérica utilizada foi a resina epóxi PRISM EP 2400, doada pela *Solvay group* (Cytec), Wrexham-UK. As características dessa matriz são ideais para utilização em componente estrutural aeronáutico processado em molde fechado, tais como: viscosidade baixa por tempo suficiente para garantir uma boa impregnação de todo o reforço e apropriada para processamento de infusão. A resina possui 1,24 g/cm³ de massa específica e tenacidade à fratura (G_{IC}) igual a 279 J/m².

Foram utilizados três tipos de pré-formas para este trabalho. A primeira reforçada somente com fibras de carbono, outra somente com fibras de vidro e a última foi o compósito híbrido com tecidos de fibras de vidro e carbono. Todos os laminados apresentaram volume de fibra de aproximadamente 60%. Os tecidos utilizados foram de fibra de carbono biaxial (0°/90°) – *non-crimp fabric* (NCF), costurado da empresa *SAERTEX*[®], com fibras da *Hexcel*[®] IM7 GP, com massa específica de 1,78 g/cm³ e gramatura de 410 g/m². O reforço de fibra de vidro utilizado foi biaxial (0°/90°) do tipo NCF, da *Barracuda*[®], com massa específica da fibra igual a 2,58 g/cm³ e gramatura do reforço de 400 g/m², com silano SiOH acoplado à sua superfície.

A Tabela 1 lista as características de cada compósito, onde o compósito de fibra de carbono foi denominado CFC, o compósito de fibra de vidro de CFV e o compósito híbrido de CH. O cálculo teórico de fração volumétrica de reforço foi realizado de acordo com a literatura (MONTICELI *et al.*, 2020b).

Tabela 1. Características das pré-formas.

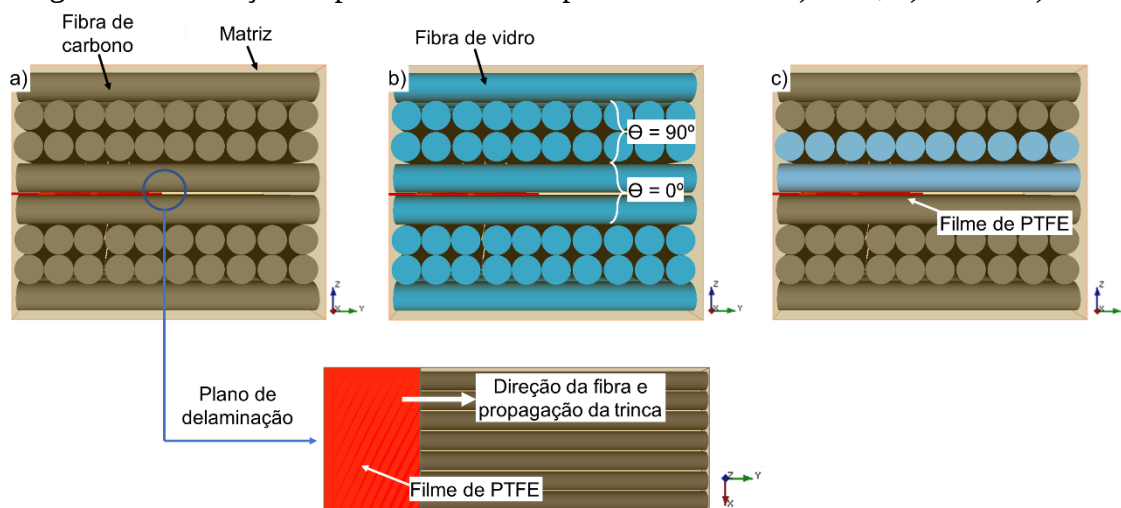
Compósitos	Sequência de empilhamento	Volume de reforço (%)
CFC	8 camadas [(0°/90°/90°/0°) ₂] _s	61 %
CFV	12 camadas [(0°/90°/90°/0°) ₃] _s	62 %
Híbrido	8 camadas [(0°/90°) _{3C} (90°/0°) _V (0°/90°) _{4C}]	61 %

* S – simetria, C – Tecido de fibra de carbono e V – Tecido de fibra de vidro

Fonte: Elaborado pelo autor.

A pré-trinca foi inserida artificialmente na lateral de cada laminado conforme a Figura 15, induzida por um filme de politetrafluoretileno (PTFE) de 15 μm de espessura. A direção das fibras para todos os compósitos, na seção da pré-trinca – detalhe da Fig. 15a, foi paralela à direção de propagação da trinca.

Figura 15. Ilustração da pré-trinca no compósito laminado: a) CFC, b) CFV e c) CH.



Fonte: Elaborado pelo autor.

De acordo com o trabalho desenvolvido por Wang *et al.* (2018), a assimetria dos laminados deve obedecer para o modo I deve obedecer a relação $E_1 h_1^2 = E_2 h_2^2$, onde E_1 e E_2 são representações do módulo de flexão longitudinal do braço superior e inferior, e h_1 e h_2 representam a espessura da parte superior e inferior. No caso de uma não igualdade da relação anterior, a relação $E_1 h_1^3 = E_2 h_2^3$ – igualdade da relação da rigidez à flexão ou à flexão das duas vigas, entretanto, esta configuração envolve o comportamento de fratura do modo de cisalhamento.

5.1.2 Processamento por infusão

O processamento utilizado foi a moldagem por transferência de resina (*resin transfer molding* – RTM). O equipamento de injeção de resina foi o *Radius 2100cc RTM Injector* – adquirido pelo Processo FAPESP nº 2006/02121-6, para o controle de pressão e temperatura de injeção. A resina foi aquecida até atingir a viscosidade adequada e, através de um pistão cilíndrico pneumático, injetada na pré-forma posicionada no molde fechado com programação de temperatura para injeção e cura. Os parâmetros de processamento foram realizados sob pressão de injeção de 2,5 bar (0,25 MPa) e vácuo de 500 mbar (0,05 MPa).

Os parâmetros de temperatura de injeção, viscosidade, temperatura e tempo de cura foram realizados de acordo com resultados das análises: calorimetria exploratória diferencial (DSC), para determinação da temperatura e tempo de cura, utilizando-se um equipamento provido com sistema de compensação de potência, marca *PerkinElmer*[®], modelo DSC 8000, adquirido através do Processo CNPq 486083/2012-8. O procedimento de análise de DSC foram: taxa de aquecimento de 10 °C/min, sob atmosfera de N₂ na faixa de temperatura de 25 °C - 300 °C. Posteriormente, três diferentes temperaturas isotérmicas com base na execução dinâmica (entre o início e a temperatura de pico) foram realizadas, sendo elas 150, 180 e 210 °C para determinação do tempo de cura. Equipamento localizado no Departamento de Materiais e Tecnologia, na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá na Universidade Estadual Paulista (DMT/FEG/UNESP).

Para realizar a aferição dos parâmetros de injeção, foi utilizado o viscosímetro de *Brookfield*, modelo DV-II + PRO – RV, com *spindle* tipo SC4-27. Foram realizadas análises isotérmicas à 100, 110 e 120 °C, considerando o tempo e a viscosidade do material, a qual deve ser adequada para possibilidade de impregnação de toda superfície do reforço. Equipamento localizado no DMT/FEG/UNESP.

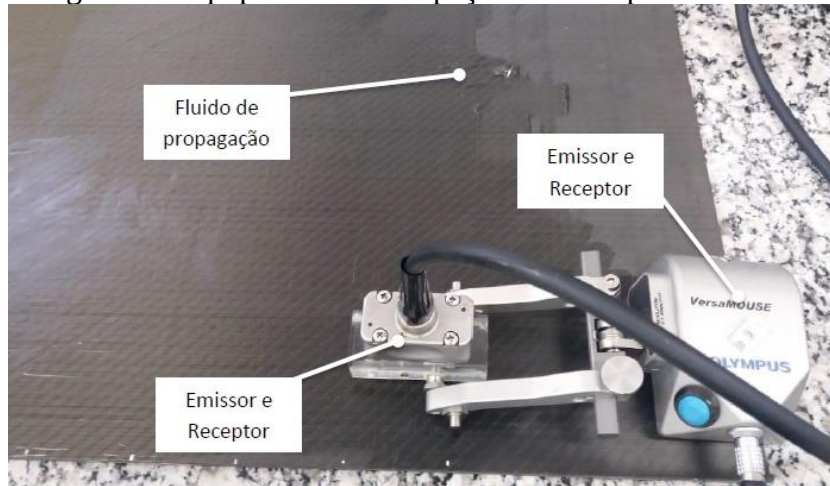
De acordo com resultados previamente estudados (MONTE VIDAL *et al.*, 2020), a temperatura de injeção foi de 125 °C com viscosidade de 100 mPa.s. O tempo de injeção foi de aproximadamente 120 min. O controle de temperatura na injetora, linha de injeção e no molde foram mantidos a 125 °C durante toda a injeção. A cura dos laminados foi realizada com temperatura de 180 °C por 240 min. Os parâmetros foram escolhidos de forma a manter o número de capilaridade entre 0,025 – 0,0025, para garantir menor formação de vazios (HAMIDI; AKTAS *et al.*, 2005; MONTICELI *et al.*, 2019d). Os gráficos de DSC e viscosimetria estão apresentados na referência Monte Vidal *et al.* (2019). Os gráficos de DSC e viscosimetria estão no Apêndice A, representado pelas Figuras S1 – S3.

5.1.3 Inspeção acústica por ultrassom

Após o processamento, os compósitos foram submetidos à análise não destrutiva no microscópio de inspeção acústica por ultrassom, pela técnica de pulso-eco através do método A-Scan e C-Scan, no equipamento OmniScan MX2, da *Olympus*[®], localizada no Núcleo de Estruturas Leves do Instituto de Pesquisas e Tecnologias (LEL/IPT). A análise foi realizada através da leitura da espessura utilizando gel como meio de emissão de onda, conforme ilustrado na Figura 16. Para a transmissão foi usado um transdutor de frequência de 2,25 MHz

e 30 dB. As imagens foram obtidas pelo programa TomoView, desenvolvido pela *Olympus*[®]. Este *software* permite uma visão das atenuações encontradas através de um mapa com escalas de cores.

Figura 16. Equipamento de inspeção acústica por ultrassom.



Fonte: Elaborado pelo autor.

5.1.4 Digestão ácida

A análise de porosidade foi realizada por digestão ácida, baseada no método ASTM D3171-15, (2015). O digestor utilizado foi da marca Marconi com intrusão de ácido sulfúrico. O sistema foi aquecido à temperatura de 150 °C durante 3 h. Posteriormente, foi adicionado uma solução com peróxido de hidrogênio e água destilada (50% v/v) para realizar o branqueamento. Após o esfriamento do sistema a temperatura ambiente, a solução obtida foi filtrada através de um funil de Büchner e lavada com água destilada e acetona. Após a lavagem, as fibras resultantes da digestão foram mantidas em estufa à 100 °C para posterior secagem e pesagem. A equação (9) foi empregada para o cálculo realizado para medição de porosidade.

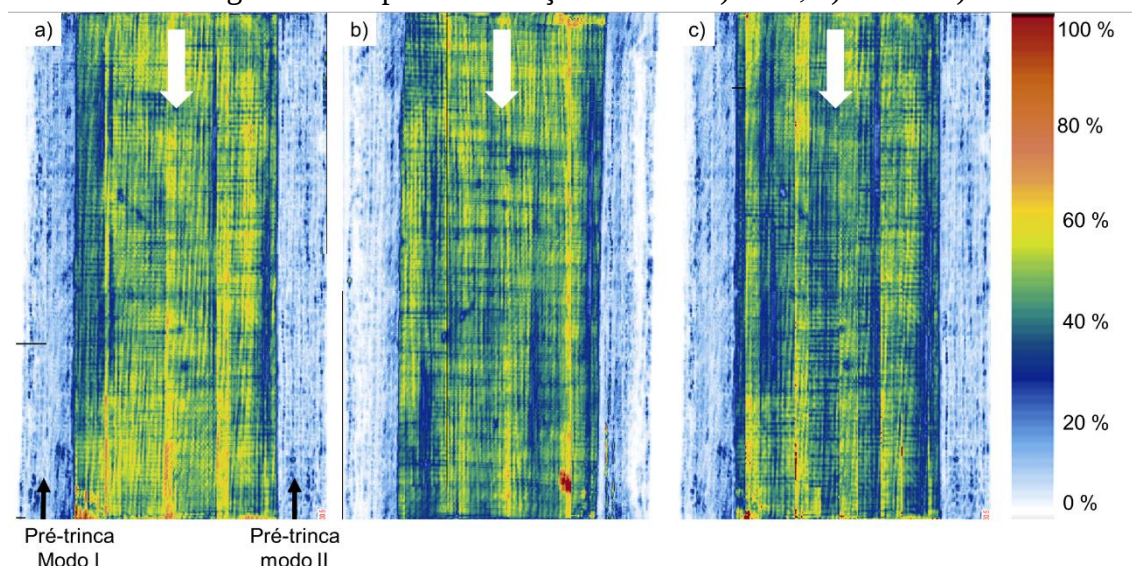
$$V_v = 100 - \left\{ \left[\left(\frac{m_f}{m_i} \right) \frac{\rho_c}{\rho_r} 100 \right] - \left[\left(\frac{m_i - m_f}{m_i} \right) \frac{\rho_c}{\rho_m} 100 \right] \right\} \quad (9)$$

sendo, V_v é igual ao volume de vazios, m_f a massa final do reforço, pós digestão ácida, m_i é referente a massa inicial do compósito, ρ_c representa a massa específica do compósito, ρ_r é a massa específica do reforço e ρ_m representa a massa específica da matriz.

5.2 RESULTADOS E CARACTERIZAÇÃO DE PROCESSAMENTO

Após a confecção dos laminados, foi realizada a inspeção acústica por ultrassom para a medição da qualidade de impregnação dos compósitos. A Figura 17 mostra o mapa de atenuação de cada laminado, na qual o sentido de injeção está indicado pela seta branca para as três placas, e a escala à direita indica o retorno de onda em escala de cores. As duas extremidades laterais indicam a região de pré-trinca, com coloração azul claro, onde ocorre uma maior atenuação da onda devido à falha de adesão. É possível observar uma semelhança visual entre as placas, com níveis de atenuação semelhante ao encontrado na literatura (MONTE VIDAL *et al.*, 2020; PELIVANOV *et al.*, 2016).

Figura 17. Mapa de atenuação C-Scan: a) CFC, b) CFV e c) CH.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Tabela 2 apresenta os valores numéricos de atenuação encontrados nas imagens. Existe uma variação considerável para cada laminado, fator que pode ser considerado pela anisotropia intrínseca dos compósitos e pelo erro de leitura manual do microscópio por ultrassom utilizado. Entretanto, os mapas C-Scan apresentam atenuação contínua do início ao fim de cada laminado, com valores próximos de média e desvio padrão, também com valores similares aos encontrados na literatura com análise semelhante (SHIINO, 2015). Uma análise geral mostra que os três laminados apresentam similaridade de atenuação, ou seja, um comportamento homogêneo de impregnação. Esse fator é importante para descartar a influência de defeitos de processamento na análise comparativa entre o compósito híbrido e não-híbridos.

O laminado híbrido apresenta menores valores de desvio padrão na entrada, meio e fim similares entre si, mesmo comportamento observado para o laminado CFV. Isso indica um nível de impregnação similar ao longo dos laminados híbrido e de fibra de vidro, associado à melhor qualidade de impregnação dos laminados híbridos, e à maiores valores de permeabilidade (característica principal de impregnação via RTM) (MONTICELI *et al.*, 2019a)

Tabela 2. Distribuição da atenuação (%) por região do laminado.

Análises	CFC			CFV			CH		
	Entrada	Meio	Fim	Entrada	Meio	Fim	Entrada	Meio	Fim
1	46,7	56,8	44,3	49,2	24,4	32,5	48,7	53,9	58,4
2	49,2	54,1	49,2	45,3	53,3	31,4	47,6	48,2	49,9
3	53,0	41,4	71,1	71,1	51,6	61,0	57,5	38,2	40,8
4	43,9	45,7	46,7	45,3	51,2	51,6	37,1	46,7	41,3
5	46,7	41,2	32,1	37,2	54,3	45,0	50,7	53,6	50,7
Média	47,9	47,8	48,7	49,6	47,0	44,3	48,3	48,1	48,2
*DP	3,4	7,2	14,2	12,8	12,7	12,6	7,4	6,4	7,3
Média total	48,1			47,0			48,2		
DP total	8,7			12,0			6,5		

* DP – desvio padrão.

Fonte: Elaborado pelo autor.

A continuidade da análise da qualidade do processamento foi realizada mediante a análise de porosidade, via digestão ácida. Os laminados foram testados quanto à formação de poro nas mesmas regiões verificadas no ensaio por ultrassom, ou seja, na entrada, no meio e no final da placa, conforme apresentado na Tabela 3. Os laminados apresentaram formação de defeitos (porosidade, acúmulo de resina, etc.) similar nas três regiões analisadas, confirmando uma impregnação homogênea ao longo de todo o laminado. Os três compósitos apresentaram fração volumétrica de vazios inferior a 2%, fator requerido para aplicação estrutural.

O compósito de fibra de carbono apresentou maior fração volumétrica de vazios, quando comparado com o laminado de fibra de vidro. Isso ocorre devido ao menor diâmetro da fibra de carbono, que gera menores espaços entre os filamentos fibrosos. Por outro lado, a fibra de vidro apresenta menor compactação de fibra, gerando espaços maiores entre os fios de fibras e facilitando o fluxo de impregnação, ilustrado na Figura 18. De acordo com estudos na literatura (ALI *et al.*, 2019; MONTICELI *et al.*, 2019a), a distância entre as fibras de vidro pode chegar a quatro vezes maior do que a distância entre as fibras de carbono. Como consequência disso, o laminado híbrido apresenta um resultado intermediário, diminuindo 35% do conteúdo de poros comparado aos laminados de fibra de carbono. Além disso, o laminado CH apresenta um

menor desvio padrão, indicando maior continuidade de impregnação ao longo de todo o laminado.

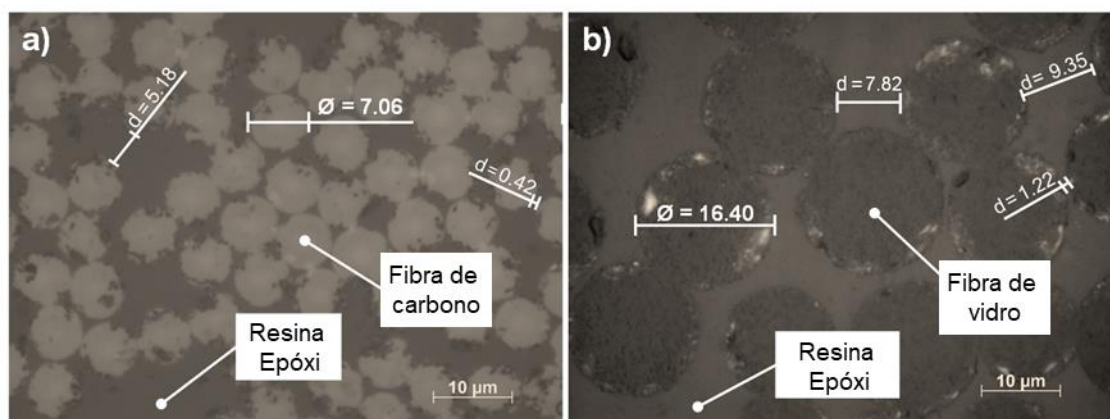
Tabela 3. Resultados de porosidade (%) por digestão ácida.

CFC				CFV			CH		
Análises	Entrada	Meio	Fim	Entrada	Meio	Fim	Entrada	Meio	Fim
1	1,08	1,81	1,98	0,87	0,99	1,21	0,99	1,21	1,41
2	1,51	1,55	1,89	0,88	1,05	1,25	1,25	1,13	1,31
3	1,10	1,74	1,71	0,90	0,80	1,55	1,12	1,08	1,14
Média	1,23	1,70	1,86	0,88	0,95	1,34	1,12	1,14	1,29
*DP	0,24	0,13	0,14	0,02	0,13	0,19	0,13	0,07	0,14
Média total	1,60			1,06			1,18		
DP total	0,33			0,25			0,09		

* DP – desvio padrão.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 18. Diferença de diâmetro e distância entre fibras: a) de carbono e b) de vidro.



Fonte: Monticeli *et al.* (2019a).

O processamento do laminado híbrido apresenta uma melhoria significativa no fluxo de impregnação, bem como uma diminuição de formação de vazios, conclusão obtida mediante estudos prévios na literatura (MONTICELI *et al.*, 2019a, 2019d). Considerando a qualidade certificada de processamento, as próximas seções tratarão o comportamento mecânico de cada compósito.

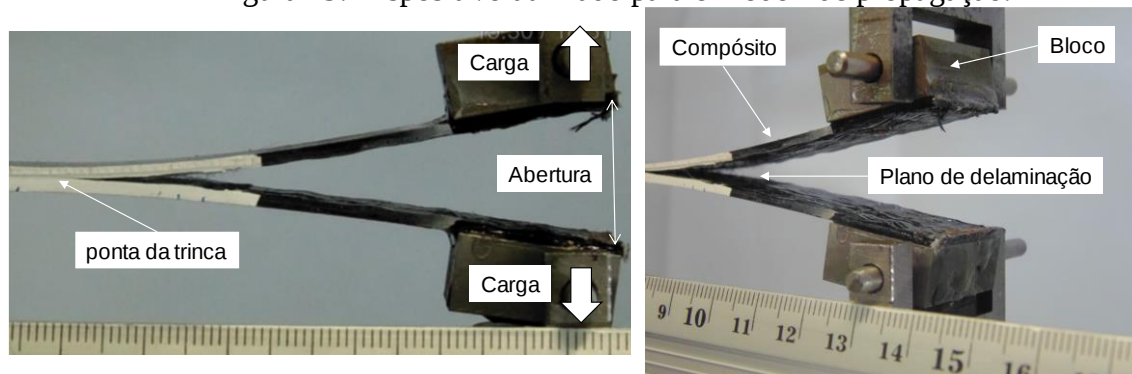
CAPÍTULO 6 - ENSAIOS QUASE-ESTÁTICOS

6.1 METODOLOGIA

6.1.1 Ensaio de delaminação no modo I

O ensaio de DCB foi realizado no Laboratório de Fadiga da FEG/UNESP, de acordo com a norma ASTM D5528-13, (2013). Foi utilizada uma unidade de ensaios universal, modelo Shimadzu AGX, com capacidade de carga de 5 kN, utilizando a taxa de deslocamento de 1 mm/min. Foram ensaiadas 5 amostras para cada laminado no modo I sob carregamento quase-estático. O dimensionamento do corpo de prova foi de 150 x 21 x 3 mm³, com 50 mm de pré-trinca (a_0). Para evitar a região de acúmulo de resina, localizado no final do inserto, foi aplicado um carregamento prévio para a trinca propagar 3 mm antes do início do ensaio. Com isso os ensaios no modo I iniciaram com 53 mm. O dispositivo de montagem da abertura de trinca está ilustrado na Figura 19.

Figura 19. Dispositivo utilizado para o modo I de propagação.



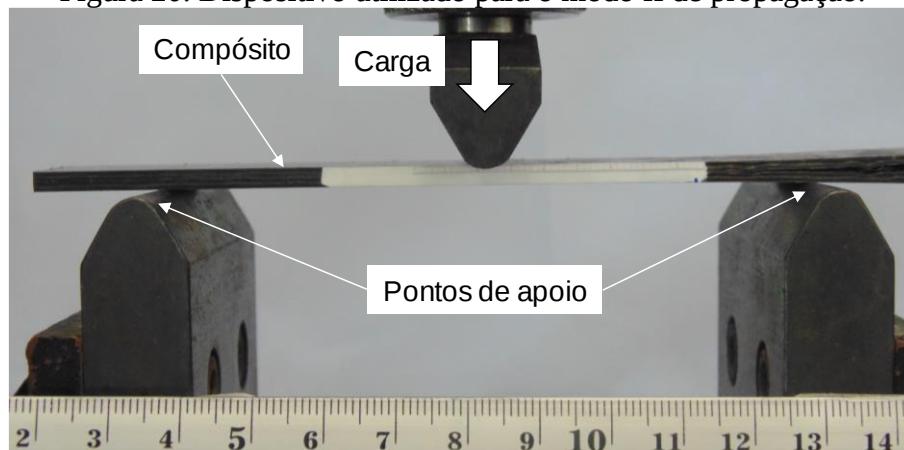
Fonte: Elaborado pelo autor.

Neste ensaio foi calculada a taxa crítica de liberação de energia (G_{IC}) e a taxa de liberação de energia associado ao crescimento da trinca (G_I) através da apuração dos dados do carregamento (P) e o deslocamento (δ). Foram utilizados o método da *modified bean theory* (MBT). Através de subsequentes carregamentos para delaminação, foram coletadas imagens de propagação da trinca a cada 5 s. Para os ensaios mecânicos, a trinca foi monitorada pela câmera Nikon d3200 usando o *software* de controle *DigiCam* para garantir uma imagem a cada 5 s, conforme ilustrado na Figura 19. As imagens foram processadas utilizando o *software ImageJ* para medir o comprimento da trinca.

6.1.2 Ensaio de delaminação no modo II

Para os ensaios de fratura interlaminar com solicitação de carga no modo II (ENF), as dimensões aplicadas foram de 150 x 22 x 3 mm³ e 45 mm de pré-trinca. Todo o ensaio seguiu os procedimentos descritos na ASTM D7905/D7905M-19, (2019). Foram ensaiadas 5 amostras para cada laminado no modo II sob carregamento quase-estático. Cada corpo de prova foi ensaiado com uma taxa de deslocamento constante de 1 mm/min em uma unidade de ensaios universal, modelo Shimadzu AGX, com capacidade de carga de 5 kN (FEG/UNESP/DMT). O ensaio interlaminar no modo II foi empregado na configuração de flexão de três pontos com corpo de prova apoiado em suportes com raio de 5 mm. O dispositivo de ensaio está apresentado na Figura 18.

Figura 20. Dispositivo utilizado para o modo II de propagação.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A taxa de liberação de energia e tenacidade a fratura (G_{II} e G_{IIC}) foram calculadas através da aplicação do método *Compliance-Based Beam Method* (CBBM) – equação (10) e trinca equivalente – equação (11), conforme definido anteriormente (SHIINO *et al.*, 2015a).

$$G_{IIC} = \frac{9P^2 \cdot C_0}{2b(3a_0^3 + 2L^3)} \cdot a_{eq}^2 \quad (10)$$

$$a_{eq} = \left[\frac{C}{C_0} \cdot a_0^3 + \left(\frac{C}{C_0} - 1 \right) \frac{2L^3}{3} \right]^{1/3} \quad (11)$$

Sendo, G_{IIC} é taxa crítica de liberação de energia, P é carga aplicada, L é metade do vão da amostra ENF (50 mm), C é a flexibilidade (*compliance*), C_0 é a flexibilidade inicial, b é largura da amostra, a_0 é trinca inicial e a_e é trinca equivalente.

6.1.3 Análise estatística: Modelamento de Weibull

Considerando a dispersão intrínseca dos resultados mecânicos presentes neste estudo, foi aplicado o modelo de distribuição de Weibull, com o objetivo de garantir nível de confiabilidade. A equação (12) descreve o modelo inicial de distribuição do modelo não-linear, que através da aplicação do logaritmo neperiano ($\ln$) é possível gerar um modelo que se aproxima da equação linear da reta para regressão normal – equação (13). A equação foi aplicada nos resultados quase-estáticos para determinação dos parâmetros para os ensaios de fadiga e análise comparativa entre os laminados. Para a análise de Weibull, foram utilizadas cinco amostras para cada laminado em cada condição experimental.

$$F(x) = 1 - e^{-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta} \quad (12)$$

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1 - F(x)}\right)\right) = \beta \cdot \ln(x) + \beta \cdot \ln(\alpha) \quad (13)$$

Sendo que x é o valor a ser avaliado (ex.: taxa crítica de liberação de energia) a um nível de confiabilidade $R(x) = 1 - F(x)$. β é o parâmetro de forma, α é o parâmetro de escala e $F(x)$ é a densidade de probabilidade.

6.1.4 Investigação fractográfica

Posteriormente aos ensaios de delaminação, as amostras foram submetidas a análise de microscopia óptica (MO) da superfície fraturada. A partir da extensão de foco foi possível montar uma imagem tridimensional (reconstrução focal). As imagens obtidas foram processadas e empilhadas através do programa *ImageJ*. O microscópio utilizado foi Zeiss AXIO imager72m, que se encontra no Laboratório de Imagens de Materiais (LAIMat), do DMT/FEG/UNESP.

As superfícies fraturadas dos compósitos foram observadas através da utilização de microscopia eletrônica de varredura. O objetivo foi identificar os padrões e marcas de falha na

interface e relacioná-las com os resultados experimentais. A investigação fractográfica teve particular interesse na análise comparativa dos modos I e II de propagação de trinca entre o compósito híbrido com os compósitos não híbridos. As micrografias das superfícies de fratura foram obtidas através do microscópio eletrônico de varredura, no Laboratório Associados de Sensores e Materiais (LABAS), do INPE – São José dos Campos. O equipamento utilizado foi *Vega 3 – Tescan*, utilizando energia de feixe de 5, 10 e 30 keV. As superfícies foram metalizadas, cobertas com ouro, com energia de 15 keV e corrente de 4 mA por um minuto.

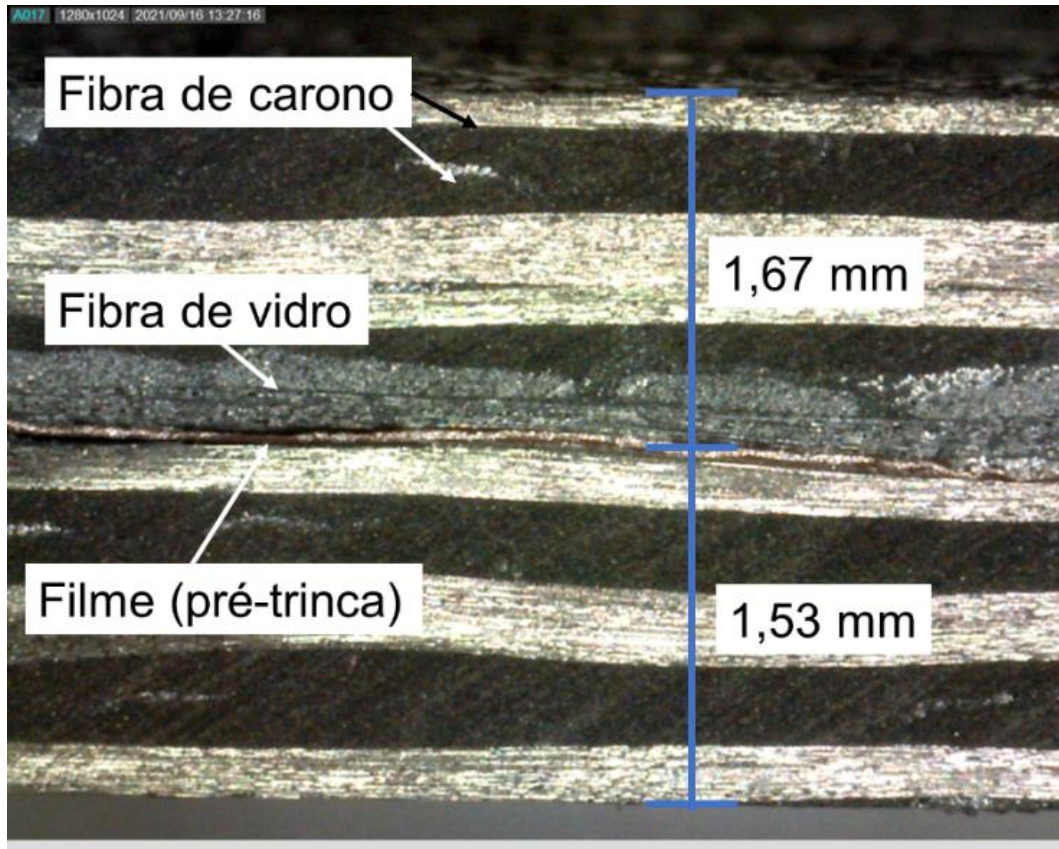
6.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS QUASE-ESTÁTICOS

6.2.1 Ensaios quase-estáticos de delaminação

A relação da assimetria do laminado é um fator importante que pode ter gerado um estado de tensão na ponta da trinca. O sub laminado que circunda a interface da pré-trinca do laminado híbrido é assimétricos. Ao carregar nos modos individuais de delaminação, devido a diferença de rigidez à flexão, a tensão normal na ponta da trinca vai gerar uma descontinuidade e a diferença de tensão vai resultar em um fluxo cisalhante na interface, como uma consequência de modo misto.

Utilizando os conceitos de Wang *et al.* (2018) $E_1 h_1^2 = E_2 h_2^2$ foi obedecida considerando a variação dos valores da espessura, considerando os valores da espessura apresentados na Fig. 21. Entretanto, a relação $E_1 h_1^3 = E_2 h_2^3$ é verdadeira considerando a média dos valores da espessura, envolvendo um comportamento de fratura residual no modo misto em regiões específicas, sendo responsável pelo incremento da tenacidade à fratura da configuração do híbrido. De acordo com Suman *et al.* (2021), a utilização da configuração híbrida, conforme proposto neste trabalho, aumenta a tenacidade à fratura, estabelecendo uma independência significativa da assimetria local na região do plano neutro, devida a diferença de espessura de cada braço.

Figura 21. Viscosidade resina epóxi.

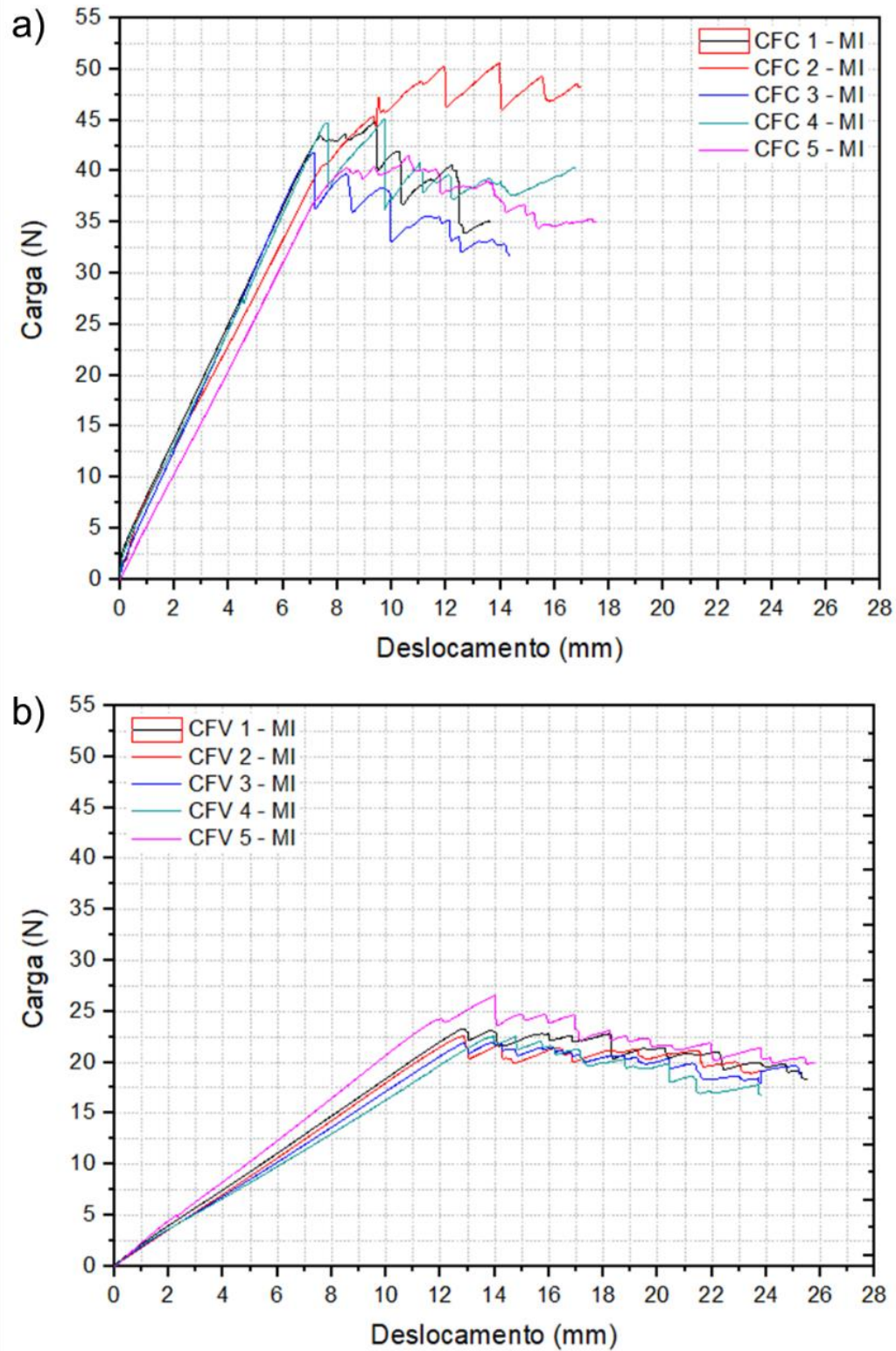


Fonte: Elaborado pelo autor.

A espessura do braço contendo fibra de vidro (superior) foi de $1,67 \pm 0,03$ mm, e da braço inferior foi de $1,53 \pm 0,02$ mm. Através da aplicação da metodologia proposta por Wang *et al.* (2018), $E_1 h_1^2 = E_2 h_2^2$ foi igual a $319 \neq 349$ para a média e $333 = 333$ considerando os valores máximo para o braço superior e mínimo para o inferior. Considerando somente a média, a segunda relação $E_1 h_1^3 = E_2 h_2^3$ obedece a igualdade $533 = 533$.

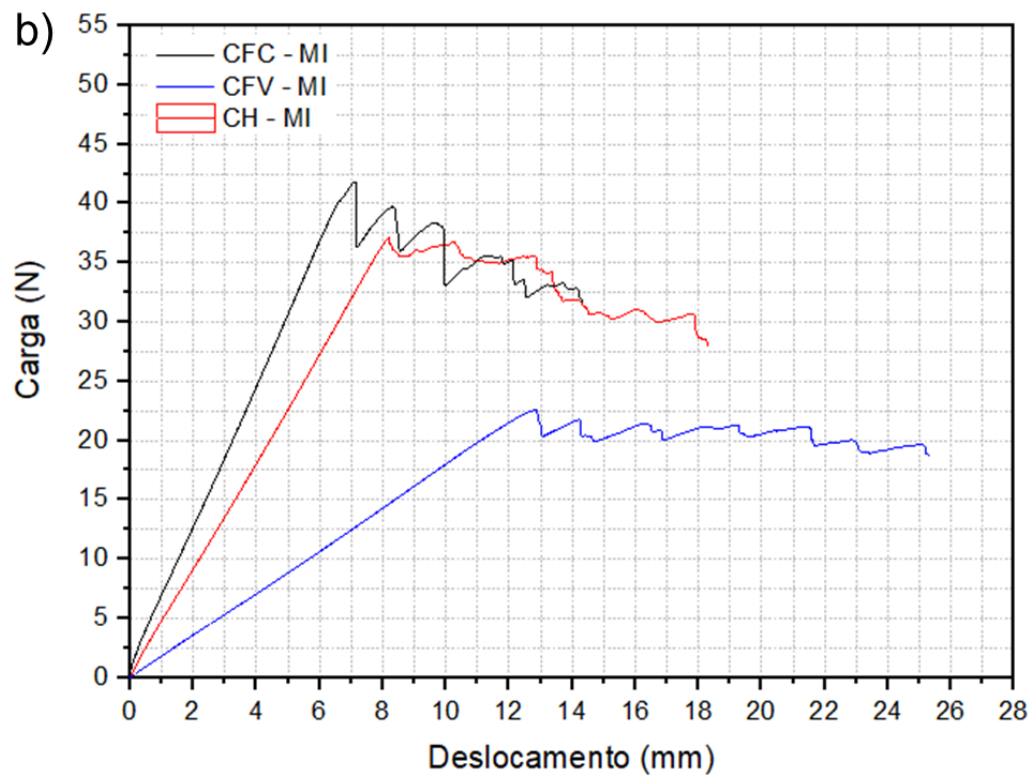
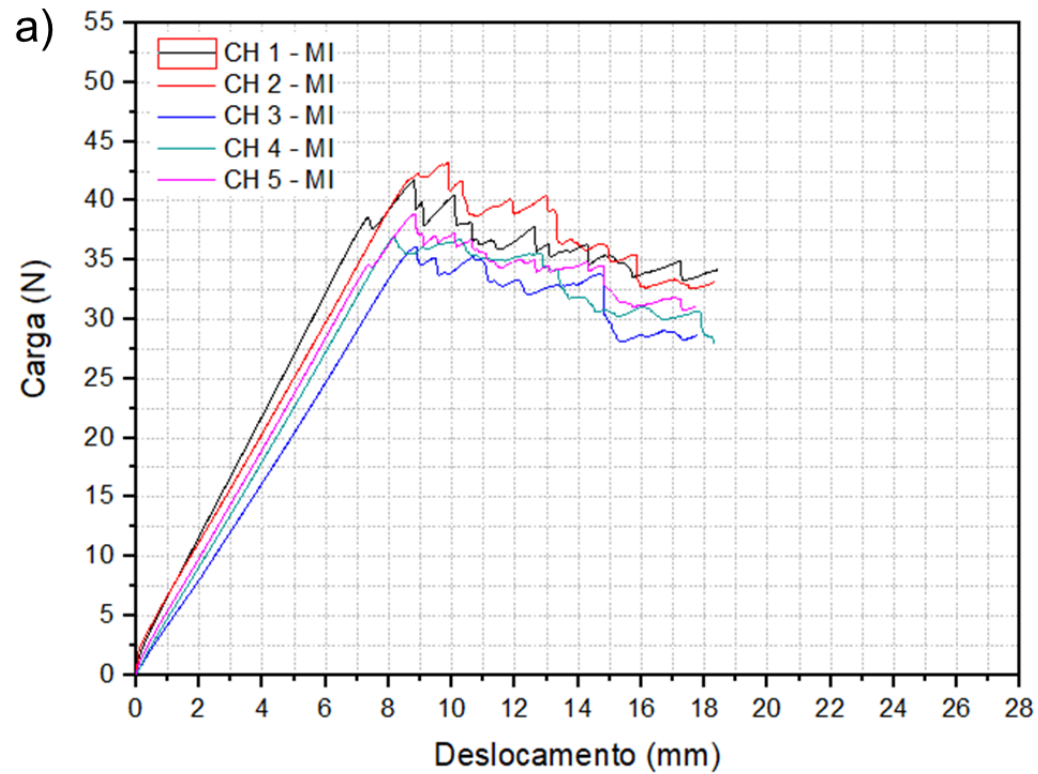
Os resultados dos ensaios experimentais de delaminação nos modos individuais I e II foram apresentados nesta seção. As Figuras 22 e 23 apresentam as curvas de carga versus deslocamento para a aplicação de carga no modo I de abertura da trinca, sendo 5 ensaios experimentais para cada material.

Figura 22. Carga versus deslocamento (modo I): a) CFC e b) CFV.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 23. Carga versus deslocamento (modo I): a) CH e d) análise comparativa do comportamento médio.

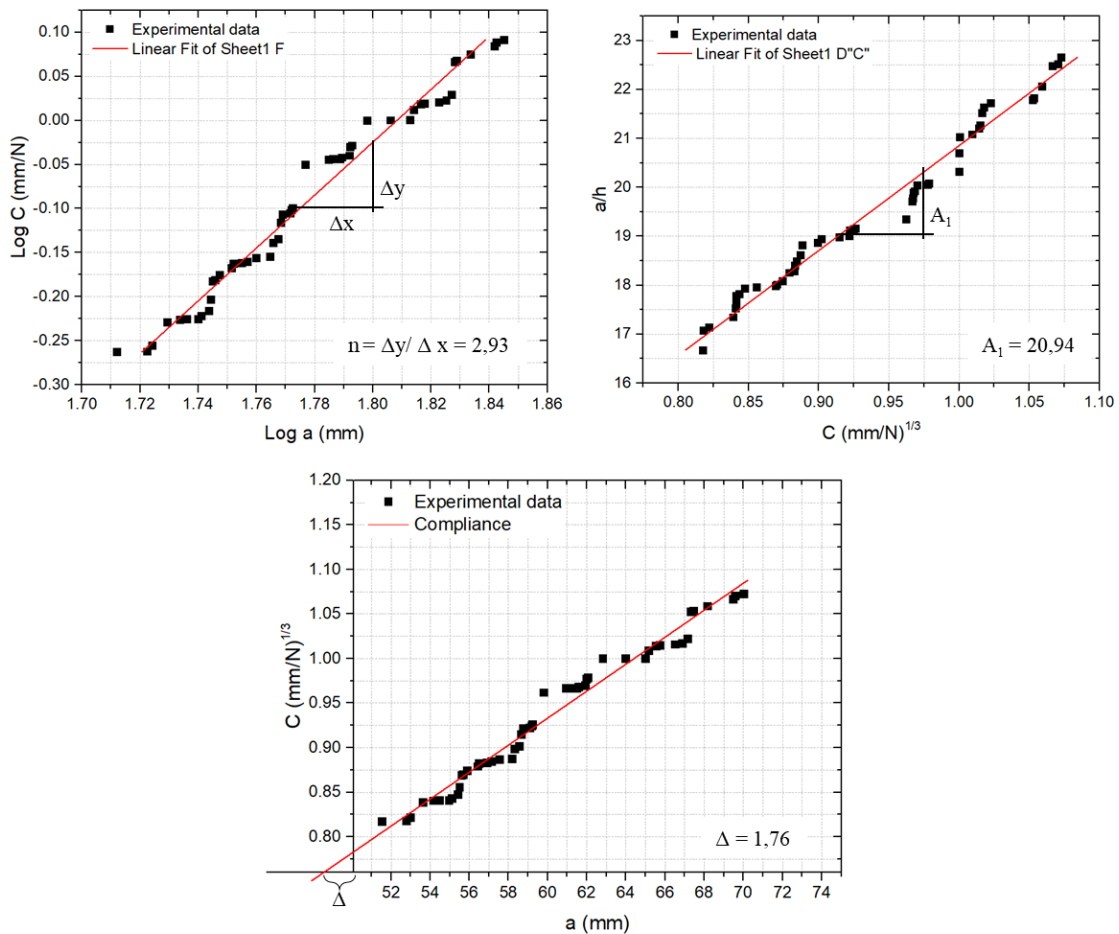


Fonte: Elaborado pelo autor.

Esse comportamento foi observado também em alguns trabalhos na literatura (CARRILLO-ESCALANTE *et al.*, 2016; SAIDANE *et al.*, 2019). O laminado híbrido apresentou um resultado intermediário para carga e deslocamento (mais próximo ao comportamento do laminado CFC), considerando o equilíbrio característico das propriedades mecânicas de ambos os reforços (Figura 23a), apresentada na análise comparativa da Figura 23b.

Para medição da tenacidade à fratura G_{IC} , foram realizados a correção pelo método *modified bean theory* (MBT) – ilustrado na Figura 24c, de acordo com a relação de abertura de trinca por carga ($C^{1/3}$) versus logaritmo de incremento de trinca (Figura 24). Foram realizadas as análises por *compliance calibration* (Fig. 24a) e *modified compliance calibration* (MCC – Fig. 24b) para cada ensaio experimental para confirmar o erro inferior a 3%, conforme padrão normatizado. Todos os modelos lineares foram realizados com ajuste de R^2 superior a 0,9 o que confere confiabilidade ao ajuste.

Figura 24. Ilustração do *compliance* para o modo I de delaminação: a) *compliance calibration*, b) *modified compliance calibration*, e c) *modified bean theory*.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Tabela 4 apresenta os resultados experimentais de carregamento, deslocamento e taxa crítica de liberação de energia para o modo I de delaminação. Os resultados estão em conformidade com as análises previamente realizadas. O desvio padrão de cada amostra, bem como o coeficiente de variação estão de acordo com estudos realizados na literatura (KHAN, 2013; SHIINO, 2015). Pode-se perceber um maior desvio para os laminados de fibra de carbono, podendo ser associado ao compósito com mais defeito (porosidade); entretanto, a diferença não chega a ser significativa quando comparada com os demais materiais.

Tabela 4. Resultado crítico de carga, abertura de trinca e energia para o modo I.

Compósito	P_{IC} (N)	δ_{IC} (mm)	G_{IC} (J/m²)
CFC 1 - MI	42,72	7,15	299,90
CFC 2 - MI	39,94	7,30	314,95
CFC 3 - MI	40,05	6,58	350,52
CFC 4 - MI	44,10	7,41	464,44
CFC 5 - MI	37,71	7,37	338,50
Média	40,90	7,16	366,46
*DP	2,52	0,34	57,65
*CV	6,16%	4,74%	15,73%
CFV 1 - MI	22,87	12,51	373,21
CFV 2 - MI	22,24	12,50	308,79
CFV 3 - MI	21,55	12,60	297,41
CFV 4 - MI	22,09	13,48	334,77
CFV 5 - MI	23,52	11,45	322,64
Média	22,45	12,51	327,36
DP	0,76	0,72	29,24
CV	3,39%	5,78%	8,93%
CH 1 - MI	37,76	7,12	377,14
CH 2 - MI	41,15	8,45	498,96
CH 3 - MI	35,57	8,58	399,12
CH 4 - MI	36,92	8,13	405,12
CH 5 - MI	34,36	7,28	337,24
Média	37,15	7,91	403,52
DP	2,58	0,68	59,62
CV	6,95%	8,53%	14,78%

* DP – desvio padrão; CV – coeficiente de variação.

Fonte: Elaborado pelo autor.

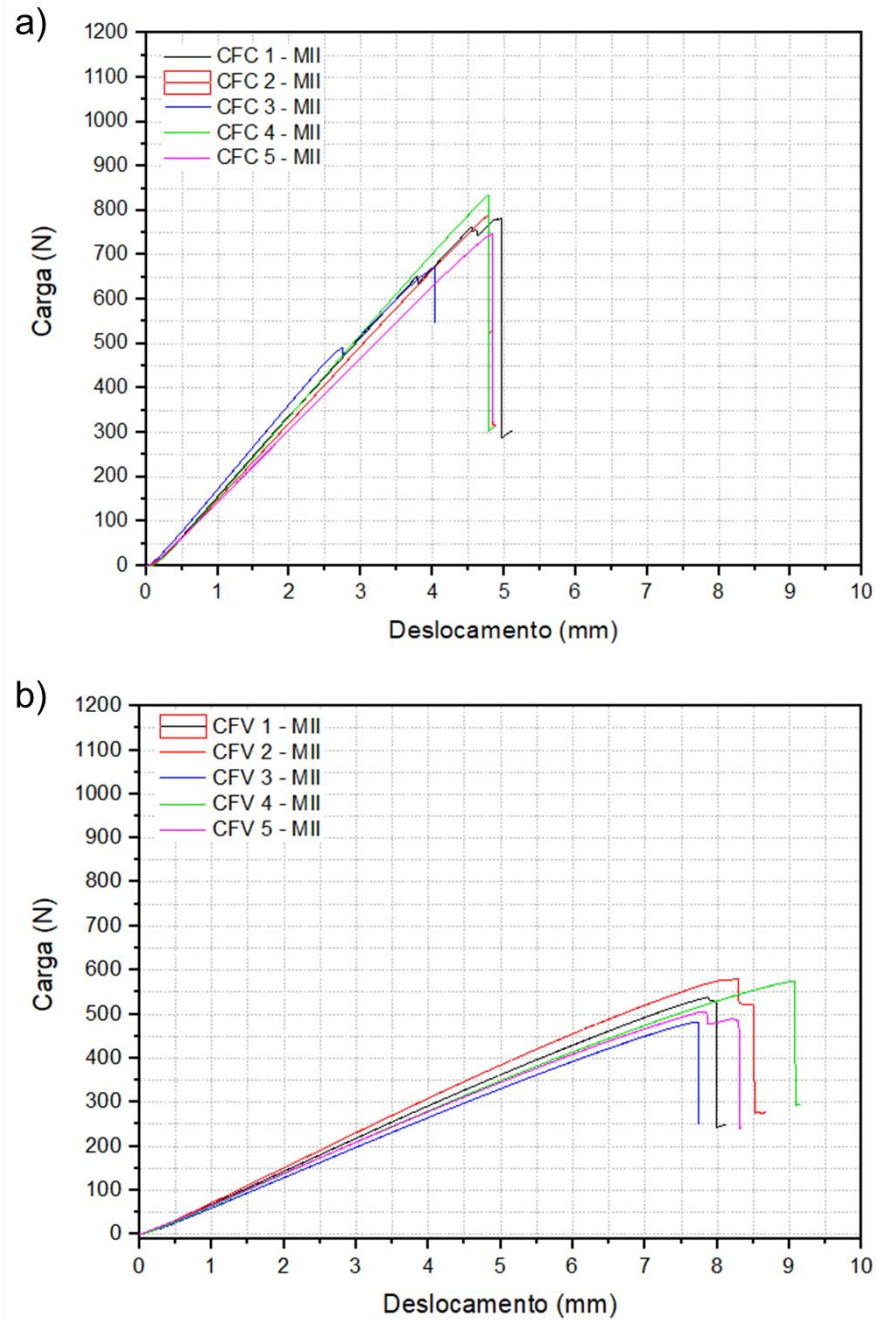
O laminado CFC apresenta um aumento de 11% comparado ao laminado CFV. O laminado híbrido apresentou um aumento na tenacidade à fratura, com aumento de 10% comparado ao CFC e 23% ao CFV. Em outras palavras, o laminado híbrido apresenta um aumento na taxa crítica de liberação de energia, ainda mais significativo para os resultados experimentais, nos quais foi observada uma dispersão de resultados.

Os resultados experimentais (carga, deslocamento e tenacidade à fratura) apresentaram um elevado desvio padrão. Fator para essa diminuição foi a característica de adesão fibra/matriz e presença da costura, apresentando fratura frágil. É possível observar o aumento da taxa crítica de liberação de energia por delaminação no modo I para o laminado híbrido – resultado da sinergia mecânica entre a rigidez e flexibilidade de cada material.

A Figura 25 apresenta as curvas de carga versus deslocamento para cada compósito estudado no modo II de cisalhamento. Todos os resultados (Figuras 25a,b e Figura 26a) apresentam uma forma de curva semelhante. É possível observar um comportamento similar aos resultados encontrados para o modo I, na qual o compósito de fibra de carbono apresenta maior carga crítica, em comparação com o compósito de fibra de vidro. Por outro lado, o compósito de fibra de vidro apresenta maior capacidade de deformação, comparada ao CFC, uma característica física da fibra de vidro que proporciona maior capacidade de flexão.

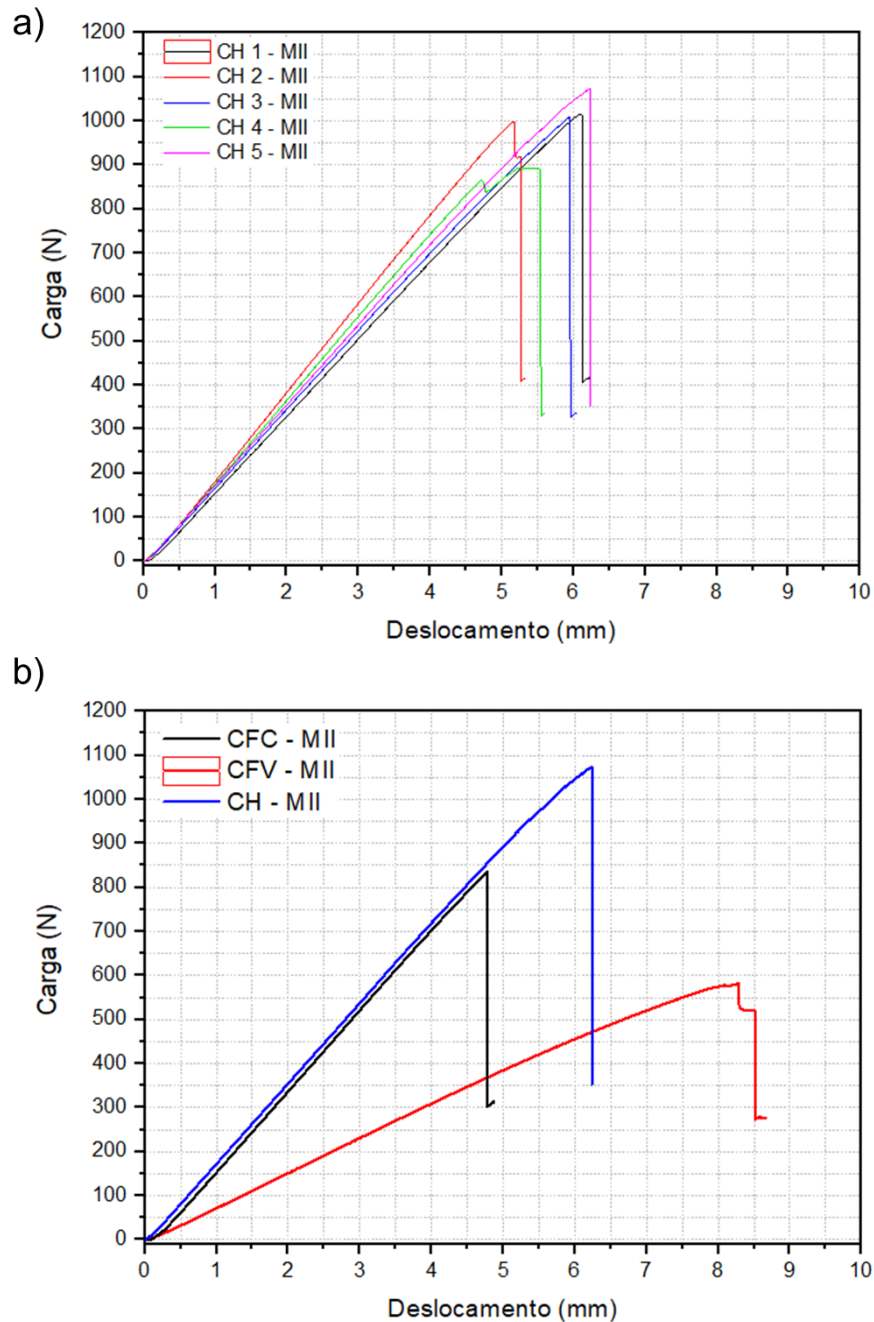
A partir do resultado comparativo (Figura 26b) é esperado um significativo aumento de tenacidade à fratura para o laminado híbrido, pois, ainda que o comportamento intermediário de deslocamento seja mantido, o laminado apresenta valores superiores de carga comparado aos outros dois laminados. De fato, um efeito positivo no compósito híbrido é observado quando apresenta alguma propriedade superior às não-híbridas, comportamento que ocorreu no presente estudo para ensaios de tenacidade à fratura por delaminação no modo II.

Figura 25. Carga versus deslocamento (modo II): a) CFC e b) CFV.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 26. Carga versus deslocamento (modo II): a) CH e b) análise comparativa.

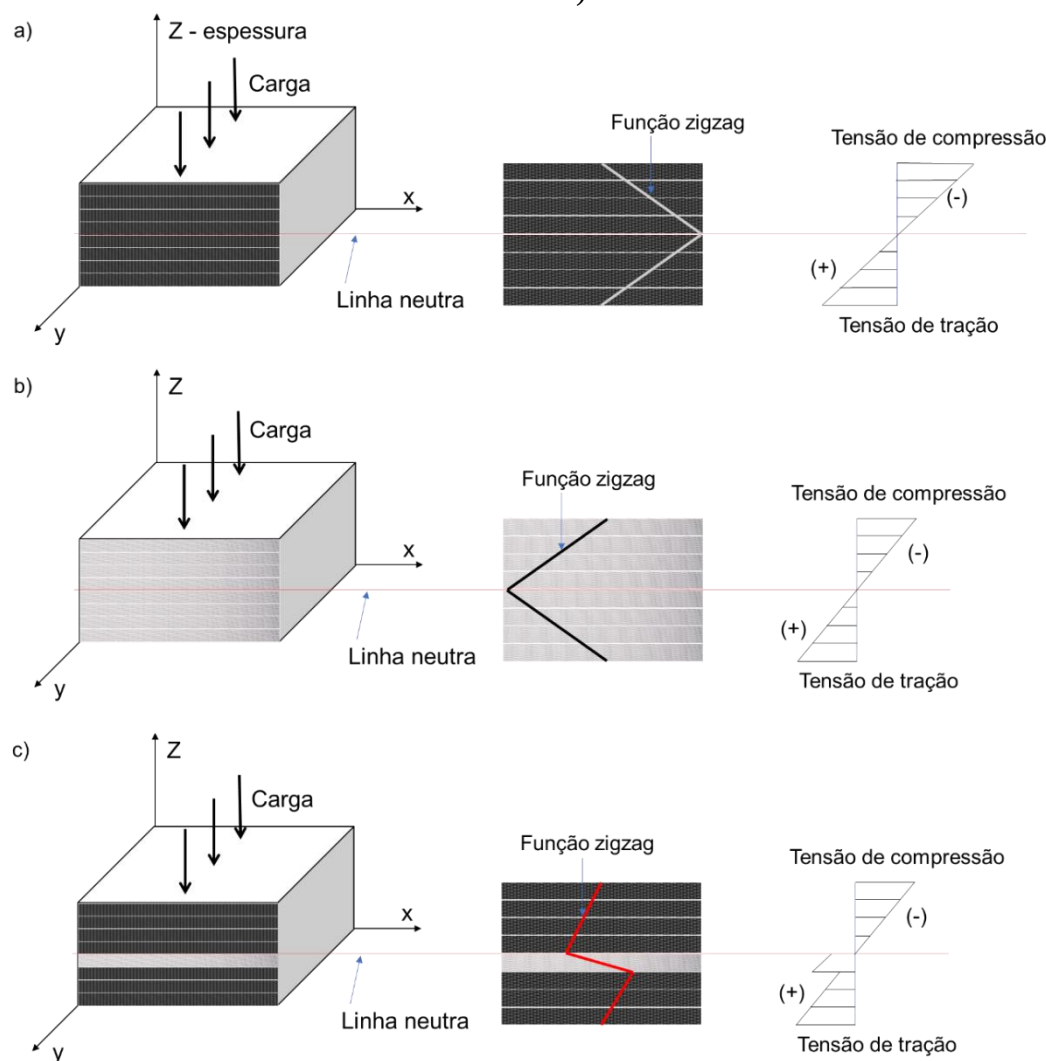


Fonte: Elaborado pelo autor.

A explicação para o comportamento diferenciado de maior capacidade de carga para o laminado híbrido em cisalhamento é mostrada no esquema da Figura 27, através da distribuição de deformação por cisalhamento. De acordo com Tabrizi *et al.*, (2019), a carga aplicada em flexão através dos compósitos laminados que apresenta uma distribuição de cisalhamento ao longo da espessura, concentra a tensão na região do plano de delaminação (meio da espessura do laminado) onde ocorre a fratura por cisalhamento. Para a delaminação do modo II, a carga é

distribuída pela espessura, concentrada na linha neutra (plano de delaminação), e posteriormente, ocorre a falha por cisalhamento.

Figura 27. Esquema de distribuição de carga para o cisalhamento modo II: a) CFC, b) CFV e c) CH.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Quando é usado um tipo de reforço a distribuição de carga é simétrica, resultando em uma distribuição homogênea de tensão por camada (Figuras 27a,b). O laminado híbrido é responsável por uma alteração na deformação, associada às diferentes características de cisalhamento interfacial e propriedades mecânicas de cada material, ou seja, a fibra de vidro é mais flexível o que aumenta a flexibilidade, implicando em aumento da tenacidade à fratura (Fig. 27c). Um ponto importante a ser considerado é a posição da linha neutra, pois devido a assimetria que a lâmina de vidro confere ao compósito, um deslocamento residual no plano de cisalhamento pode ocorrer, diferindo daquele que a pré trinca esteja. O mesmo comportamento

também foi observado na literatura (TABRIZI *et al.*, 2019; WANG *et al.*, 2019). Esse comportamento, combinado com sinergia entre a rigidez da fibra de vidro e de carbono, é responsável pelo aumento da carga crítica para o laminado híbrido. A combinação de ambos os parâmetros (carga e deslocamento) é responsável pelo aumento significativo de tenacidade à fratura do laminado CH.

Os resultados de delaminação por cisalhamento estão apresentados na Tabela 5, sendo eles carga, deslocamento e tenacidade à fratura. O cálculo realizado para medição de tenacidade à fratura foi relativo à trinca equivalente – equações (10) e (11). O laminado híbrido exibe um aumento de tenacidade à fratura (G_{IIC}) em 75% comparado ao compósito de fibra carbono, e 40% maior que o compósito de fibra de vidro.

Tabela 5. Resultado carga, deslocamento e energia crítica para o modo II.

Compósito	P_{IIC} (N)	δ_{IIC} (mm)	G_{IIC} (J/m²)
CFC 1 - MII	650,40	3,78	476,16
CFC 2 - MII	787,57	4,76	750,45
CFC 3 - MII	583,61	2,66	342,20
CFC 4 - MII	830,85	4,74	818,65
CFC 5 - MII	737,35	4,73	702,08
Média	718,28	4,14	617,91
*DP	100,45	0,93	200,66
*CV	13,99%	22,38%	32,47%
CFV 1 - MII	537,75	7,86	772,30
CFV 2 - MII	577,74	8,06	804,66
CFV 3 - MII	482,05	7,71	654,22
CFV 4 - MII	574,85	9,06	934,33
CFV 5 - MII	504,92	7,79	710,08
Média	535,46	8,10	775,12
DP	42,22	0,55	106,15
CV	7,88%	6,85%	13,70%
CH 1 - MII	1013,28	6,07	1241,24
CH 2 - MII	998,08	5,17	977,78
CH 3 - MII	1009,17	5,95	1143,16
CH 4 - MII	891,83	5,51	839,17
CH 5 - MII	1072,49	6,23	1220,91
Média	996,97	5,79	1084,45
DP	65,52	0,44	171,90
CV	6,57%	7,54%	15,85%

* DP – desvio padrão; CV – coeficiente de variação.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para o ensaio de delaminação no modo II o laminado CFV apresentou maior valor de tenacidade à fratura do que o laminado CFC – 20%. Comparado ao laminado de fibra de carbono, houve um aumento da média do valor de tenacidade à fratura do laminado de fibra de vidro. Isso ocorreu devido a menor diferença na carga crítica do modo II comparado a diferença gerada no modo I, ou seja, o CFC apresentou 25% de aumento na carga crítica para o modo II, enquanto para o modo I foi de 45%, comparado ao laminado CFV. Em outras palavras, o ensaio no modo II apresenta uma menor severidade – comprovada pelos maiores níveis de carga requeridos para delaminação, na qual o modo de aplicação de carga em flexão é favorecido pela menor rigidez do laminado de vidro, aumentando seus valores de tenacidade à fratura.

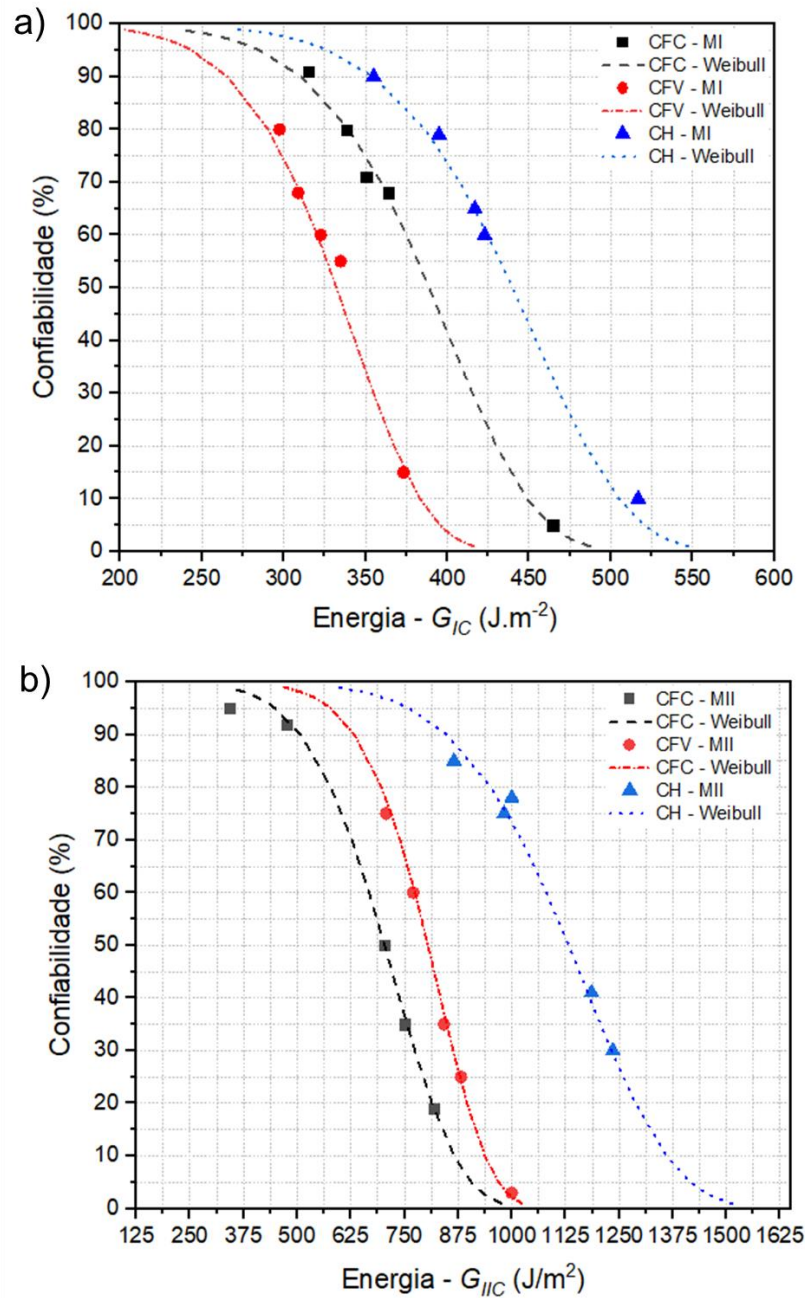
Esse comportamento tem relação também com a tensão não ser concentrada na ponta da trinca, mas em regiões imediatamente atrás dela, favorecendo ainda mais a sinergia do laminado híbrido, aumentando a diferença existente entre os laminados não-híbridos.

Os valores do coeficiente de variação também estão de acordo com aqueles encontrados na literatura. A elevada variação é referente à anisotropia e heterogeneidade na frente de propagação da trinca devido ao número de fases presentes no plano de propagação – ligação epóxi/epóxi, epóxi/vidro e epóxi/carbono. O resultado de maior coeficiente de variação para o laminado CFC foi explicado mediante as análises fractográficas nas próximas seções.

Para uma análise mais confiável, foi aplicado o modelo de distribuição de Weibull para reduzir a dispersão em valores através de níveis de confiabilidade. A Figura 28 apresenta a curva resultante com variação de nível de confiabilidade versus o valor de tenacidade à fratura. O formato da curva é referente ao modelo da distribuição de Weibull, apresentada na equação (13). A curva é gerada através dos pontos experimentais, na qual a confiabilidade pode ser aferida de acordo com cada valor de tenacidade a fratura determinado. A Figura 28a mostra a existência de uma divergência entre os resultados em todos os níveis de confiabilidade. Para qualquer nível de confiabilidade escolhido é confirmado a tendência de maior taxa crítica de liberação de energia para o laminado híbrido (CH).

Uma conclusão similar pode ser adotada para o comportamento das curvas para o modo II (Figura 28b). É possível observar uma maior proximidade entre as curvas dos laminados CFC e CFV, comparada aos resultados do modo I. Entretanto, o laminado CH apresenta diferença ainda maior de tenacidade à fratura em todos os níveis de confiabilidade, comparado aos laminados não-híbridos.

Figura 28. Curva de confiabilidade versus energia crítica: a) modo I e b) modo II.



Fonte: Elaborado pelo autor.

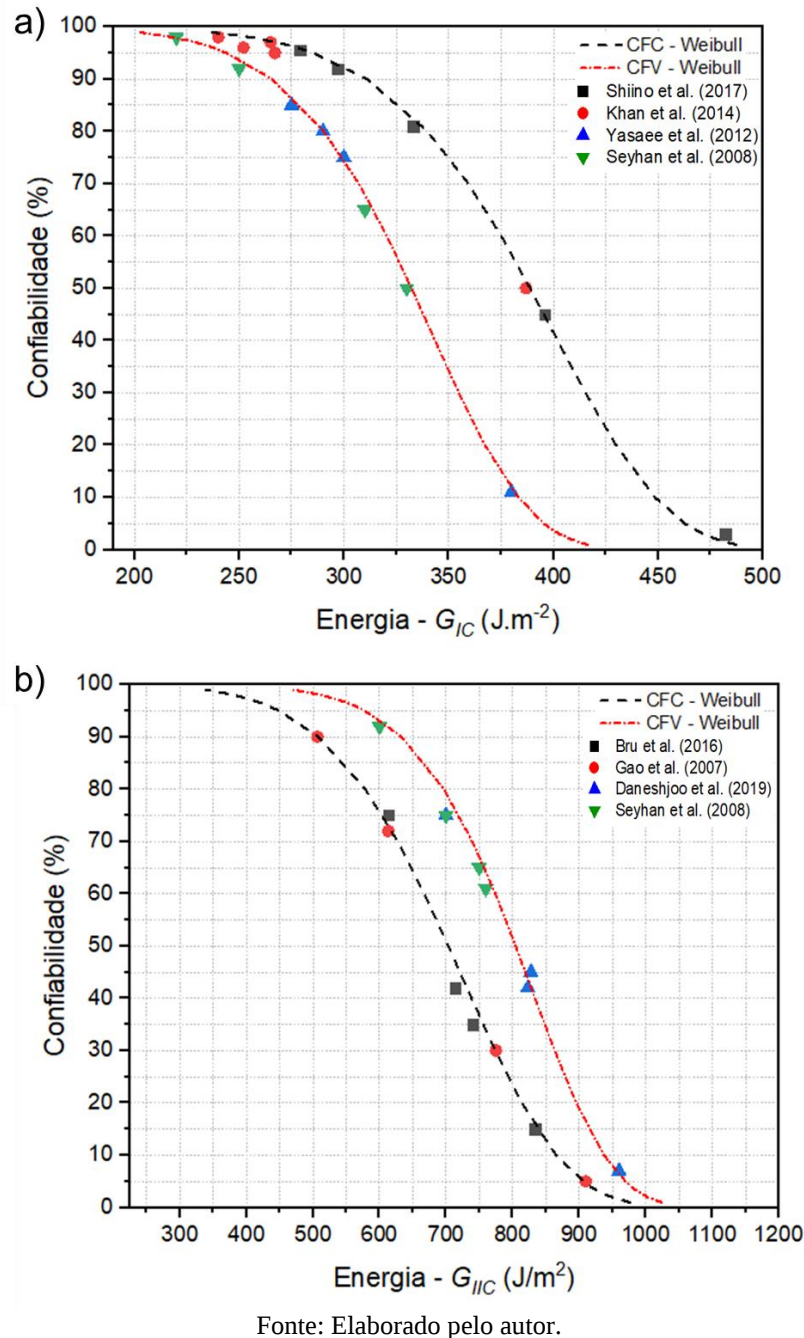
O modelo de distribuição de Weibull desenvolvido pode auxiliar na análise comparativa de resultados. Através dos ensaios experimentais com as mesmas condições foi possível determinar o nível de confiabilidade evidenciado no gráfico apresentado na Figura 28 através da aplicação do modelo de Weibull. A Figura 29a apresenta as curvas do compósito de fibra de carbono e de vidro e os pontos experimentais de ensaios no modo I de abertura da trinca realizados na literatura com as mesmas configurações.

As referências apresentadas na Figura 29 representam dados experimentais da literatura, na qual cada referência representa um estudo científico para o nível de tenacidade à fratura no modo I em ensaio quase-estático (SHIINO *et al.*, 2017; KHAN *et al.*, 2014a; YASAEI *et al.*, 2012; TUGRUL SEYHAN *et al.*, 2008). Da mesma forma, a Figura 29b apresenta os resultados experimentais do modo II ajustados nas curvas de Weibull realizadas para o compósito de fibra de carbono e vidro encontrados na literatura (BRU *et al.*, 2016; GAO *et al.*, 2007; DANESHJOO *et al.*, 2019; SEYHAN; *et al.*, 2008). A proximidade dos resultados experimentais da literatura valida a curva idealizada e garante um modelo para quantificação do nível de confiabilidade para estudos futuros.

Os procedimentos normatizados requerem pelo menos cinco amostras para garantir confiabilidade. A utilização da curva auxilia na escolha dos níveis de tenacidade à fratura com níveis de confiabilidade, podendo garantir melhores comparações com a literatura para futuras análises. Por exemplo, os resultados de Shiino *et al.* (2017) e Yasaei *et al.* (2012) (Fig. 29a) apresentaram uma distribuição similar ao encontrado no presente estudo. Os dados experimentais dos trabalhos de Khan *et al.* (2014a) e Seyhan *et al.* (2008) (Fig. 29a) já apresentam todos os níveis de confiabilidade maior do que 50%, que é resultado de menor variância devido a maior homogeneidade e menor influência de erros e parâmetros externos, como defeito de impregnação, ensaios com parâmetros inadequados.

Da mesma forma, os resultados de Bru *et al.* (2016) e Gao *et al.* (2007) (Figura 29b) apresentaram a dispersão ao longo de toda a curva, indicando desvio padrão similar ao encontrado no presente estudo. Os resultados de Daneshjoo *et al.* (2019) foram menores do que o solicitado pela norma e com confiabilidade inferior a 50%, indicando algum problema ou defeito no material que impede o compósito a alcançar níveis de confiabilidade condizente aos demais dados. Já os resultados de Seyhan *et al.* (2008), com apenas quatro amostra, apresentaram níveis de confiabilidade elevado (acima de 50%), com baixa dispersão – indicativo de confiabilidade adequada e baixo desvio padrão amostral.

Figura 29. Comparação da curva de Weibull para delaminação: a) modo I e b) modo II.

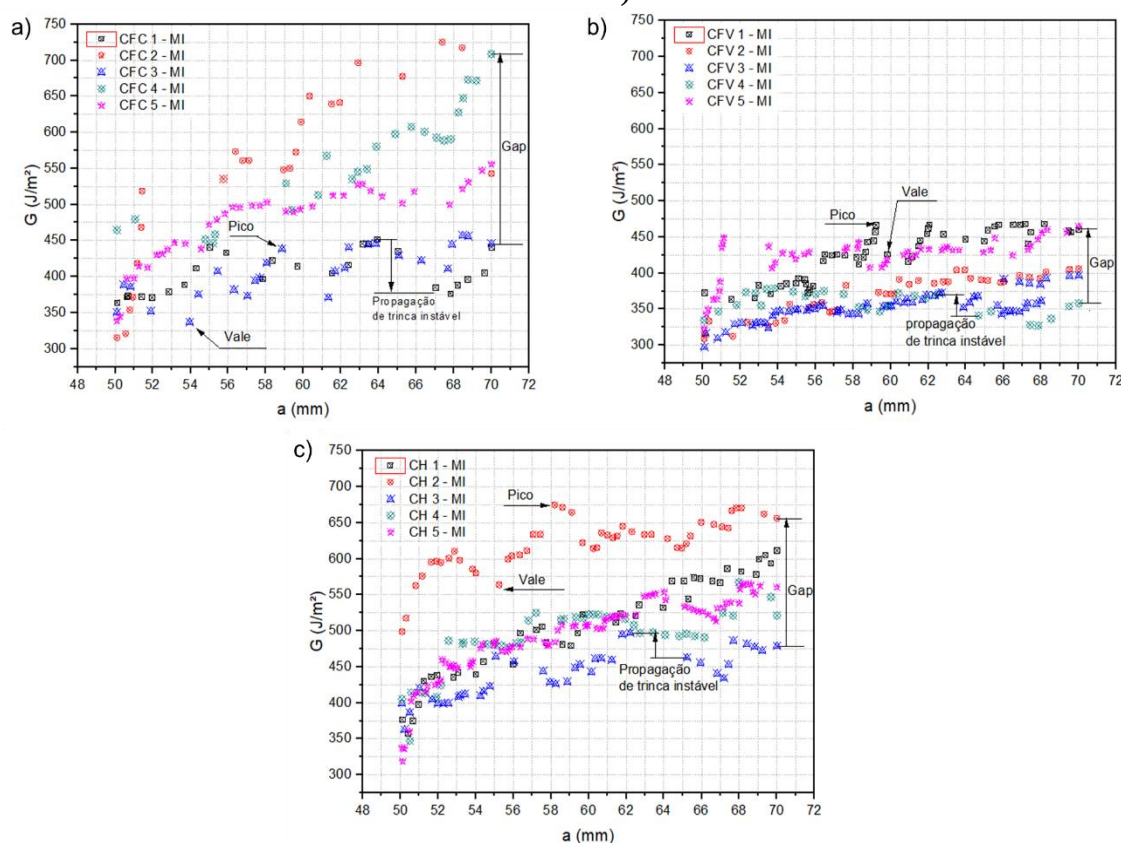


Realizada a análise comparativa do comportamento de tenacidade à fratura nos modos individuais I e II, foi possível confirmar o aumento do valor de tenacidade à fratura mediante a aplicação da interface híbrida. A Figura 30 exibe a taxa de liberação de energia versus o comprimento da trinca de cada material. Para cada amostra, os picos significam uma restrição local na superfície que pode indicar alta adesão mecânica e requer maior energia para crescimento da trinca. Posteriormente, ocorre um vale, que pode ser uma dissipação de energia abrupta ou suave, dependendo da restrição da superfície (SHIINO *et al.*, 2017). A diferença

entre os picos e vales tem relação ao salto de trinca e representa propagação instável de trinca, que é maior para o CFC (Figura 30a) em comparação com o CFV (Figura 30b) e o Híbrido (Figura 30c). O *gap* se refere a dispersão entre os valores encontrados nas repetições dos ensaios, também associado ao erro gerado durante as medições do tamanho de trinca.

A maior resistência à delaminação da interface fibra de carbono/epóxi resulta em maior taxa de energia liberada, no entanto, exibindo uma propagação instável de trinca, isto é, um número significativo de saltos de trincas. Um comportamento oposto é observado para o CFV, na qual a natureza da interação interfacial – compatibilidade da função química/mecânica, resulta em uma menor diferença entre o vale do pico (propagação estável); no entanto, com a menor taxa de energia liberada – demonstrando menor resistência à propagação de dano.

Figura 30. Perfil de liberação de energia versus propagação de trinca no modo I: a) CFC, b) CFV e c) CH.



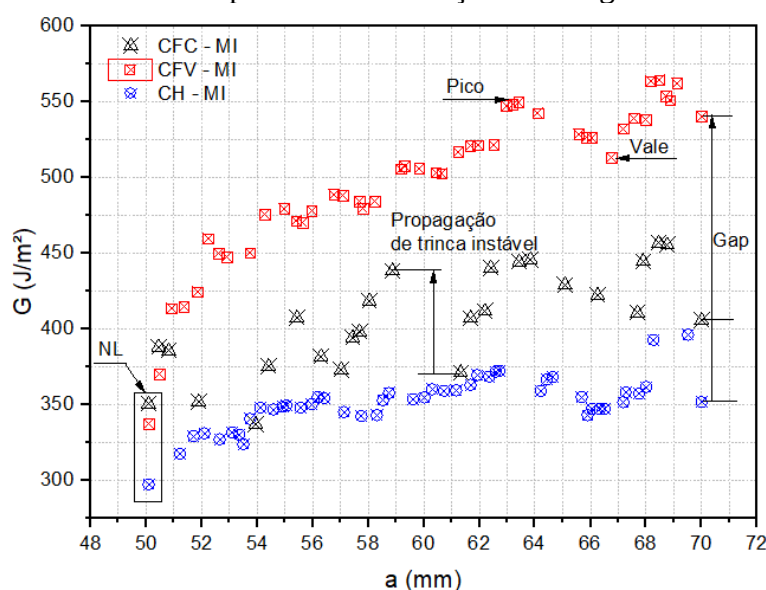
Fonte: Elaborado pelo autor.

A propagação instável de trincas nas amostras de CFC caracterizou um alto salto na taxa de liberação de energia. A dispersão de tenacidade foi reduzida para o CFV, uma vez que foi observada uma propagação estável de trincas, resultando em menor desvio nos resultados. O compósito híbrido apresentou um comportamento intermediário de propagação de trincas, uma

combinação de CFV e CFC. A presença de fibra de vidro no compósito híbrido permitiu a propagação mais estável de trincas no modo de abertura, o que é um recurso importante para aplicação considerando a abordagem de tolerância a danos.

A Figura 31 mostra uma análise comparativa entre a média dos três compósitos, na qual é possível visualizar a diferença na propagação de trincas de cada laminado. Além disso, a energia total é 13% maior para o laminado híbrido durante a propagação comparada ao CFC, e 25% maior que o CFV.

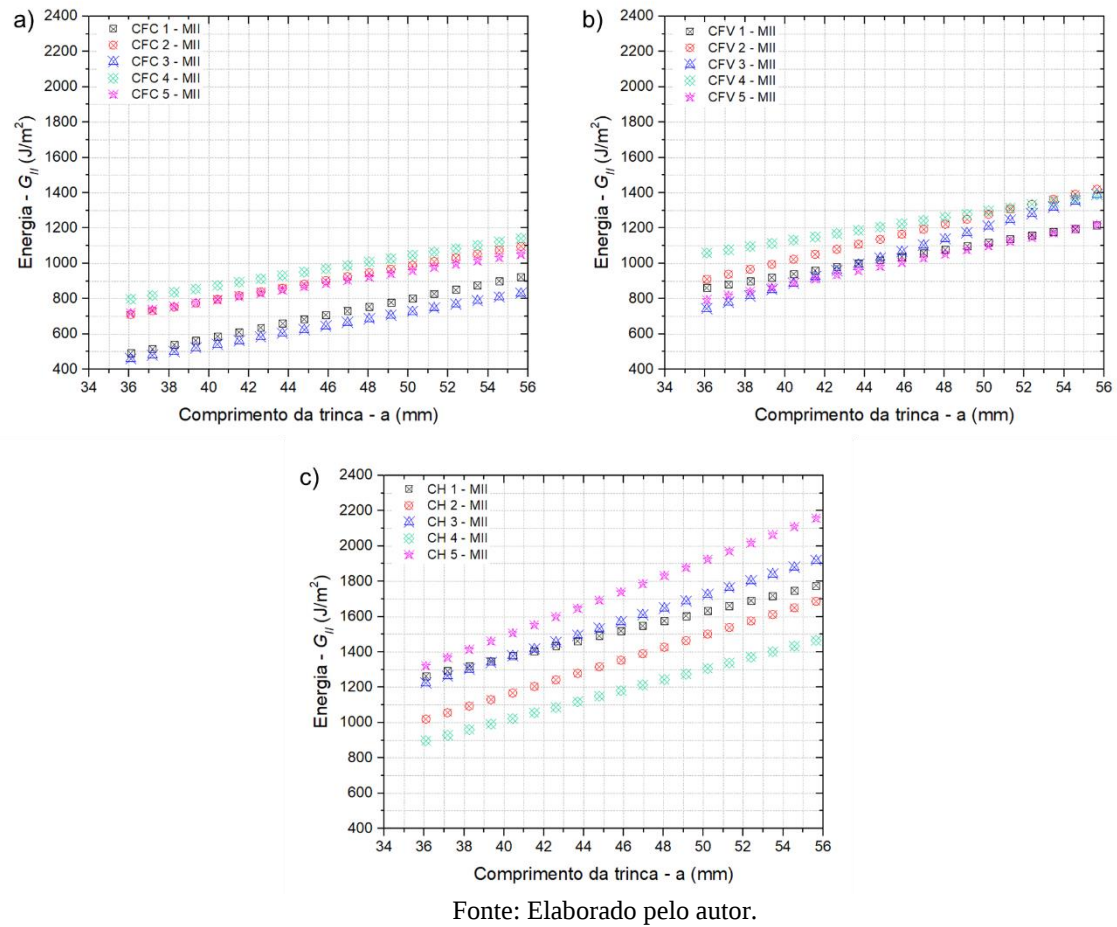
Figura 31. Perfil comparativo de liberação de energia no modo I.



Fonte: Elaborado pelo autor.

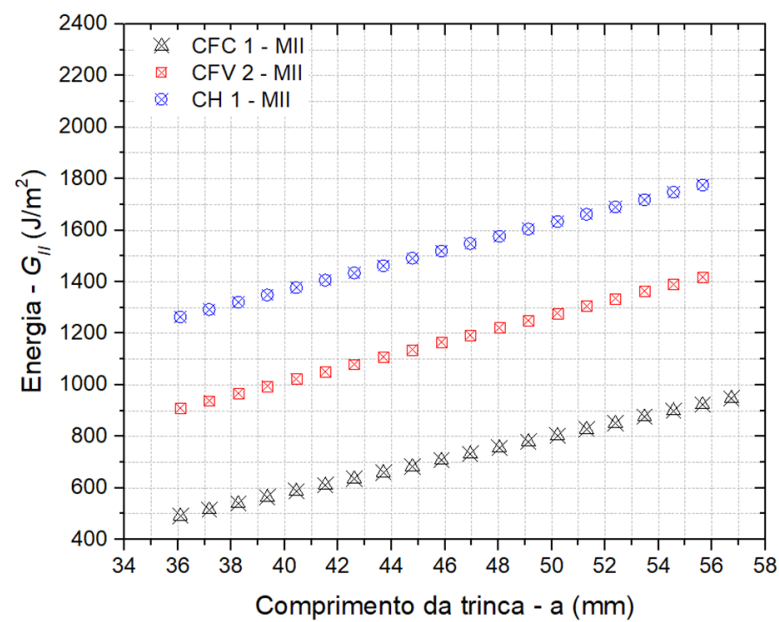
Considerando a rápida propagação de trinca através do cisalhamento interlaminar, o modelamento de trinca equivalente apresentou uma curva linear de propagação. O mesmo comportamento do taxa de liberação de energia é observado durante a propagação para os laminados CFC (Figura 32a) e CFV (Figura 32b), apresentando valores e comportamentos similares. O laminado CH (Figura 32c) apresenta propagação contínua com energia superior aos laminados não-híbridos em função do crescimento de trinca. A análise comparativa da média dos valores (Figura 33) demonstra com maior clareza a diferença de energia total necessária para o cisalhamento na interface híbrida, sendo 79% superior ao CFC e 45% ao CFV. O resultado de liberação de energia apresentou uma menor dispersão, pois os valores foram calculados por CBBM.

Figura 32. Perfil da taxa de liberação de energia versus propagação de trinca no modo II: a) CFC, b) CFV e c) CH.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 33. Perfil comparativo da taxa de liberação de energia no modo II.



Fonte: Elaborado pelo autor.

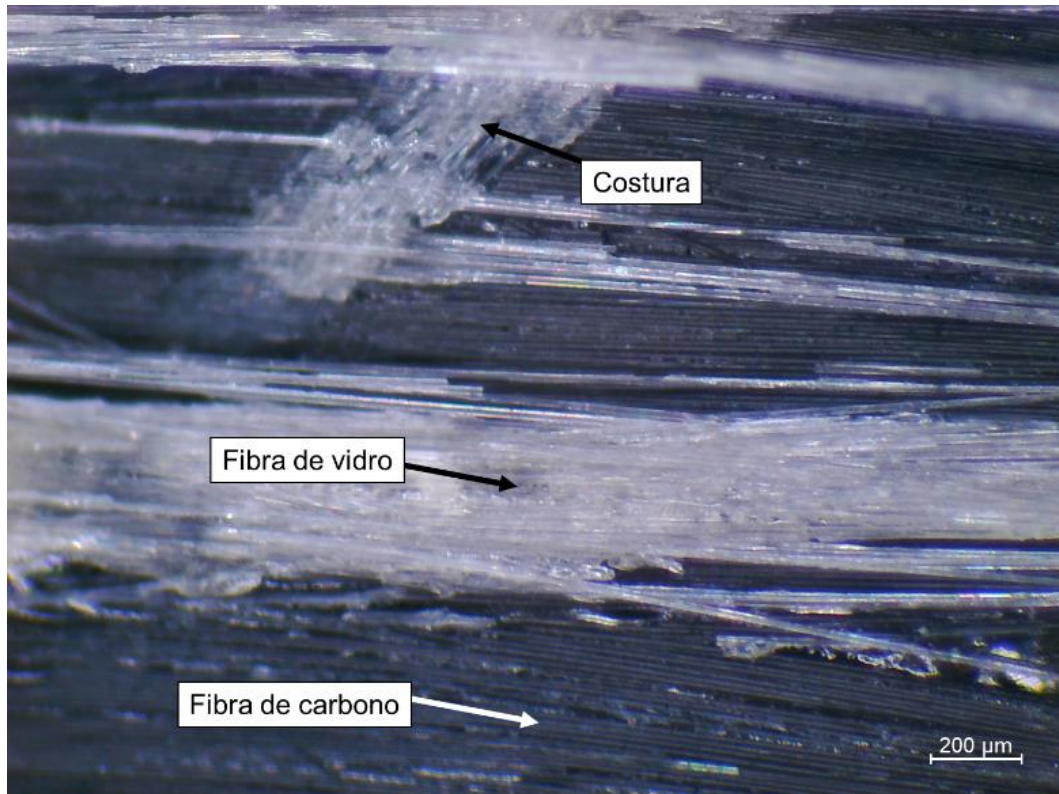
A explicação baseada na análise de tensão para esse aumento de resistência na interface híbrida foi anteriormente citada pela combinação sinérgica da rigidez da fibra de carbono e de vidro, fornecendo restrições de abertura de trincas (KWON *et al.*, 2015; MA *et al.*, 2016). A explicação física está relacionada à ligação superficial entre o reforço e a matriz, considerando que a propagação da trinca ocorre preferencialmente na interface matriz e reforço, pois a falha adesiva requer menos energia que a falha coesiva, está associada à alta densidade de reticulação da matriz (KHAN *et al.*, 2014a).

Com isso, o resultado da combinação da elevada rigidez da fibra de carbono e a ligação organosilano obtida através da fibra de vidro/matriz resulta uma interface com propriedades únicas capaz de aumentar a tenacidade à fratura nos modos de delaminação I e II. A utilização de laminado híbrido tem a vantagem de baixo custo e maior facilidade no processamento, em comparação com os tratamentos com agentes de acoplamento do grupo silano em fibras e sistema particulados, os quais apresentam elevado custo e dificuldade de dispersão no laminado (FERESEN BET *et al.*, 2003; NEVES *et al.*, 2019; WAN *et al.*, 2014; ZHENG *et al.*, 2016).

Com a variação da característica química de ambas as superfícies dos tecidos, somado com o comportamento mecânico relacionado à rigidez de cada material, ocorre uma variação na direção da ponta da trinca (mantendo no mesmo plano de delaminação). A presença de duas superfícies diferentes gera uma assimetria do laminado, resultando em um caminho tortuoso de trinca e em um padrão de superfície mais rugoso, devido ao estado de tensão na ponta da trinca, fator que pode ter influenciado nos resultados encontrados, principalmente referente ao aumento da taxa de liberação de energia para os laminados híbridos. A mudança na direção da ponta da trinca, entre os dois reforços, está associada a uma contínua mudança de propagação entre a interface carbono/epóxi e vidro/epóxi, na qual é necessária uma energia adicional para superar a restrição do caminho heterogêneo ou cada mudança microscópica de direcionamento da ponta da trinca.

A Figura 34 apresenta a superfície de fratura híbrida com a presença dos dois reforços, gerada pela descontinuidade na frente de trinca, mencionada anteriormente. A modificação da direção da frente de trinca, resultou no desprendimento de fibra de vidro e carbono simultaneamente em diferentes regiões, devido à propagação nas regiões interfacial (matriz/reforço). A consequência desse comportamento foi a maior rugosidade do laminado híbrido.

Figura 34. Superfície fratura global na interface híbrida.



Fonte: Elaborado pelo autor.

6.2.2 Método físico de balanço de energia

Amaral *et al.* (2015) correlacionam uma liberação de energia com crescimento de trinca infinitesimais em regimes de carga quase-estática, considerado como baixo ciclo. Para uma recuperação de energia após um incremento de trinca (considerado como um ciclo), pode-se medir a liberação de energia por ciclo (dU/dN), bem como um incremento no comprimento da trinca por ciclo (da/dN). O conjunto de dados gera um gráfico de dU/dN versus da/dN que estabelece uma relação linear, cujo coeficiente angular indica uma superfície de fratura mais suave ou mais rugosa (associada à força da interface). O inverso do coeficiente angular resulta em dU/dA que representa o balanço energético, associado à taxa de liberação de energia, conforme demonstrado na equação (14).

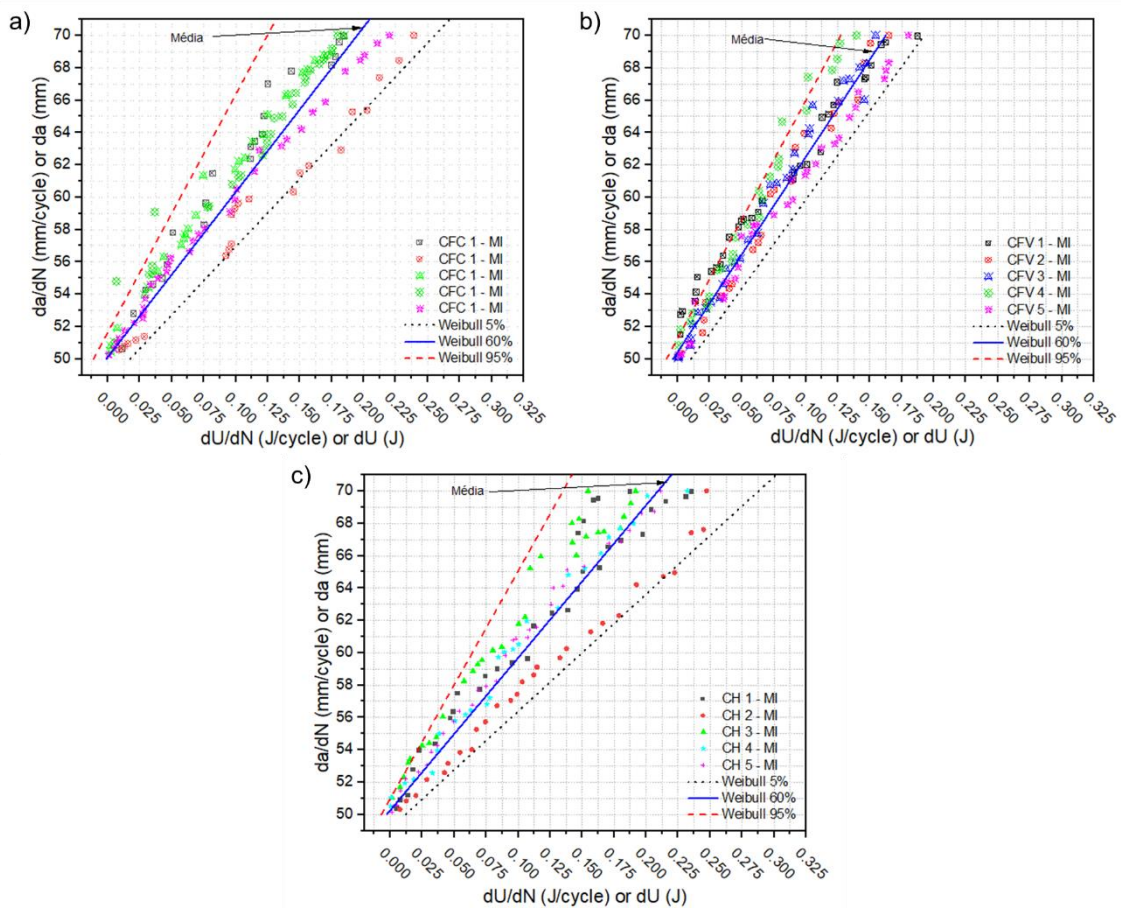
$$G^* = \frac{1}{b} \cdot \frac{dU/dN}{da/dN} = \frac{dU}{dA} \quad (14)$$

O balanço de energia foi medido considerando a liberação de energia com conceito físico, dado obtido a partir do gráfico dU/dN versus da/dN para cada material, e o resultado foi

mostrado na Figura 35. Todos os materiais mostraram os coeficientes de correlação com valores de $R^2 = 0,9859$ para o CFC, $R^2 = 0,9852$ para CFV e $R^2 = 0,9884$ para compósito híbrido. O erro da medida de do tamanho da trinca se propaga para o cálculo em fadiga.

De acordo com Amaral *et al.* (2015) e Pascoe (2016b), a inclinação resultante do ajuste linear entre variação de energia e propagação de trinca por baixo ciclo reflete na rugosidade da superfície, na qual a rugosidade mais elevada está diretamente associada ao aumento da resistência da interface. O CFC (Figura 35a) e o laminado CH (Figura 35c) apresentam uma divergência entre as amostras, uma vez que a propagação instável de trincas foi observada em ambos os materiais. Por outro lado, o CFV (Figura 35b) exibe uma aproximação entre os dados, que está associada à relação linear da energia dissipada e ao crescimento de trincas. Para todas as curvas foram realizados ajustes lineares utilizando o modelo de distribuição de Weibull para garantir confiabilidade. A curva média apresentou confiabilidade de 60%.

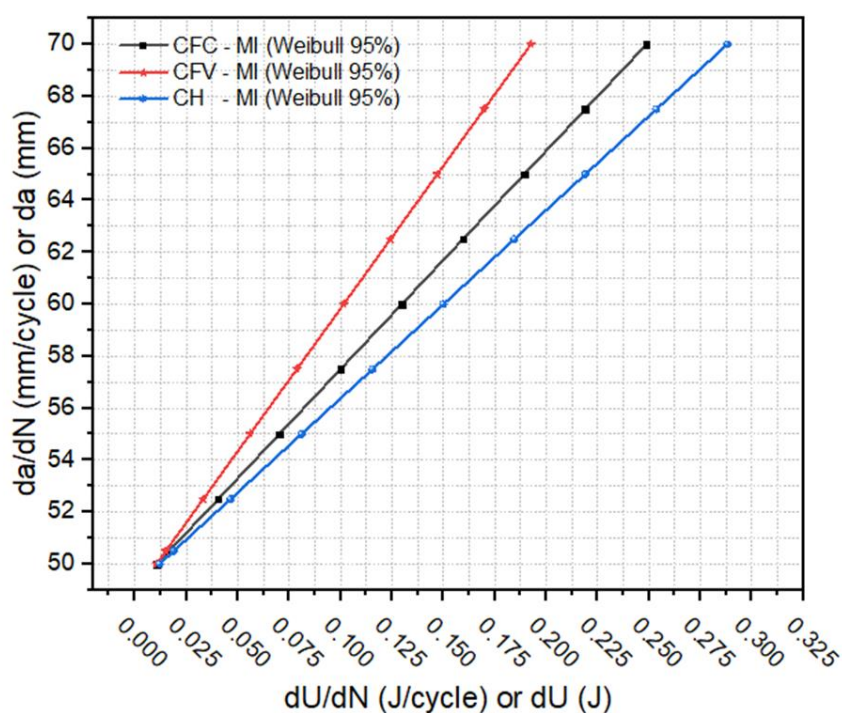
Figura 35. da/dN versus dU/dN para o modo I: a) CFC, b) CFV e c) CH.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 36 representa o ajuste com 95% de confiabilidade para cada material (curva média). Considerando o ajuste do CFC como ajuste de referência, uma vez que a inclinação do CFC ficou localizada entre o CFV e CH. A superfície do CFV apresenta a superfície de fratura menos rugosa – característica de menor consumo de energia por crescimento de trinca e menos danos. Enquanto isso, o laminado híbrido precisa de mais energia para propagar a trinca, fator que indica superfícies de fratura mais rugosas e maior presença de padrões de fratura (AMARAL *et al.*, 2015; GREENHALGH, 2009b). Semelhantemente ao modo I, o erro da medida de tamanho de trinca se propaga para o cálculo em fadiga, que neste caso é ainda maior devido a maiores dificuldades de se medir a trinca em modo II.

Figura 36. da/dN versus dU/dN para o modo I.

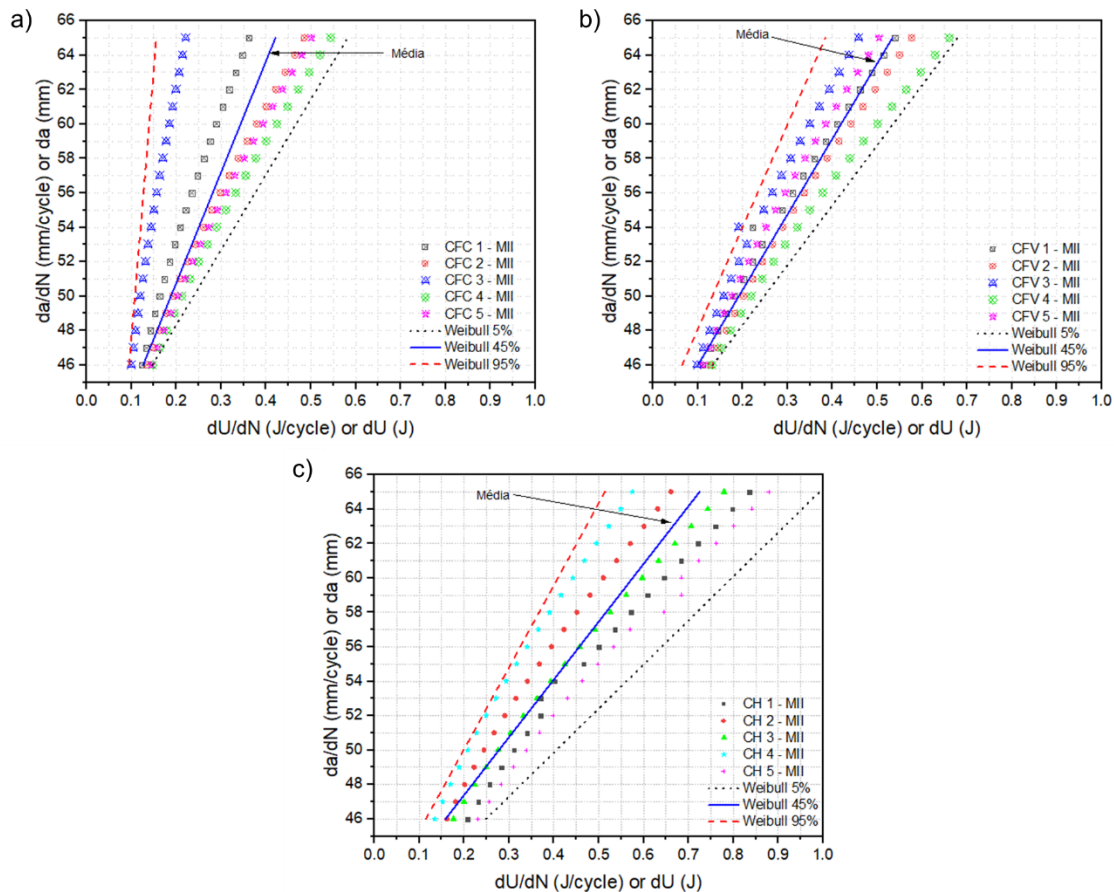


Fonte: Elaborado pelo autor.

A maior rugosidade de fratura e a maior demanda de energia por área de trinca são responsáveis pelo aumento da resistência interlaminar na delaminação do modo I para a interface híbrida carbono/vidro/epóxi. O mesmo comportamento é visualizado pelo ajuste de balanço de energia para o modo II, apresentado na Figura 37. Neste ensaio observa-se também um comportamento de maior dispersão para os laminados CFC e CH, considerando o maior desvio padrão. Por outro lado, o laminado de fibra de vidro (Figura 37b) apresentou uma baixa dispersão, devido ao baixo desvio padrão referente a uma propagação de trinca mais estável.

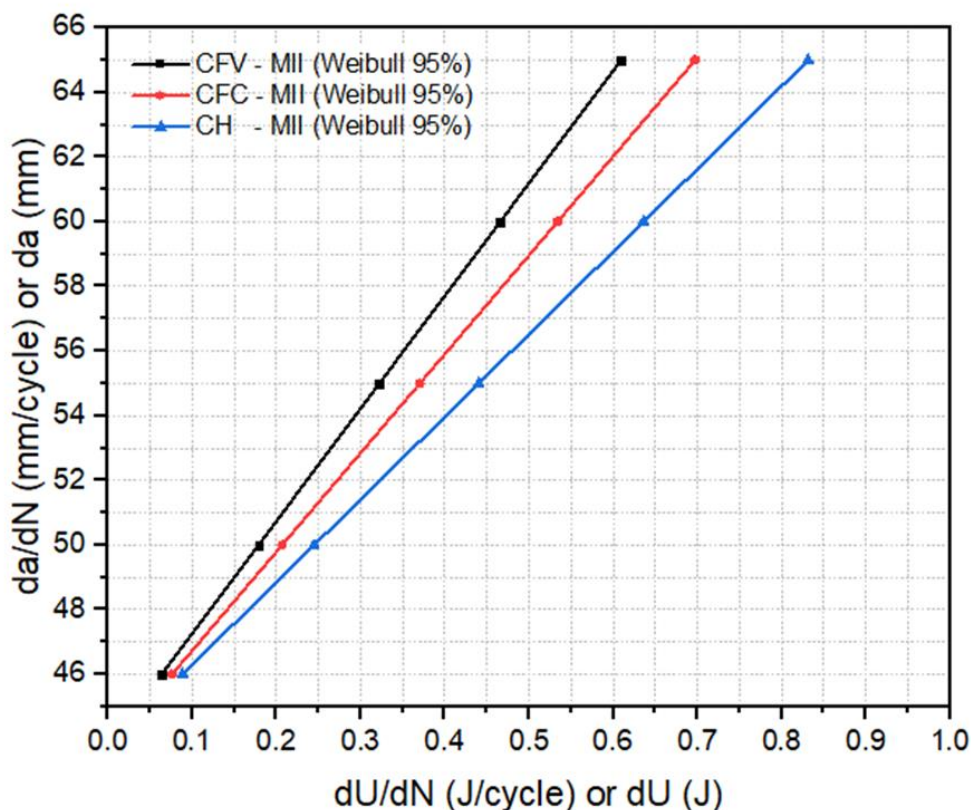
O modelo de distribuição de Weibull também foi considerado nas equações lineares, para garantir níveis de confiabilidade. A curva média apresentou uma redução para 45%, comparado ao modo I. Isso ocorre devido à maior dificuldade de medição de crescimento de trinca no modo II, resultando em maior desvio padrão. A Figura 38 representa o ajuste com a curva média para análise comparativa. O ajuste da curva do laminado CFV ficou localizada entre as curvas dos laminados CFC e CH, sendo escolhida como referência. O significado é que o laminado CFC apresenta a superfície de fratura menos rugosa e necessita de menor energia para a trinca se propagar. O resultado da Figura 38 confirma que o laminado híbrido apresenta maior resistência à propagação, com taxa de delaminação menor, uma vez que o mesmo necessita de maiores níveis de energia por propagação de trinca.

Figura 37. da/dN versus dU/dN para o modo II: a) CFC, b) CFV e c) CH.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 38. da/dN versus dU/dN para o modo II.

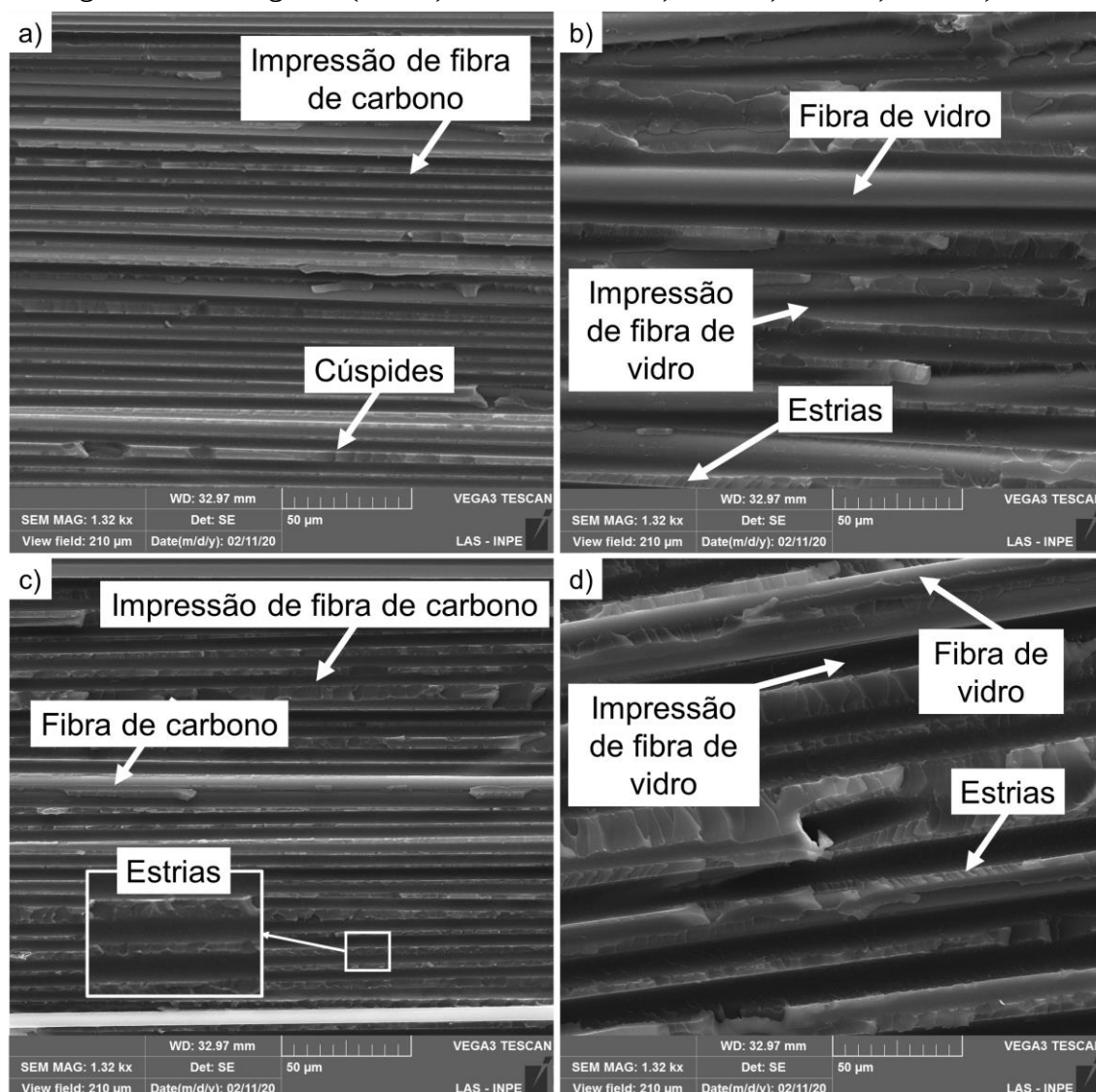


Fonte: Elaborado pelo autor.

Os resultados apresentados nesta seção confirmam a necessidade de maior energia para propagar a trinca nos laminados híbridos em ambos os modos de delaminação (I e II). O desprendimento de fibra foi o padrão de fratura dominante para cada laminado, conforme apresentado na Figura 39. O maior diâmetro da fibra de vidro produziu uma superfície mais lisa (Figura 39b) em comparação com o CFC (Figura 39a).

O laminado híbrido apresentou padrões distintos de fratura gerando impressão de dois tipos de fibras no mesmo plano de delaminação (Figuras 39c,d), confirmando a presença de um caminho mais tortuoso de trincas e em um padrão de superfície mais rugoso. A mudança na direção da ponta da trinca, entre os dois reforços, requer uma energia adicional para superar a restrição do caminho heterogêneo.

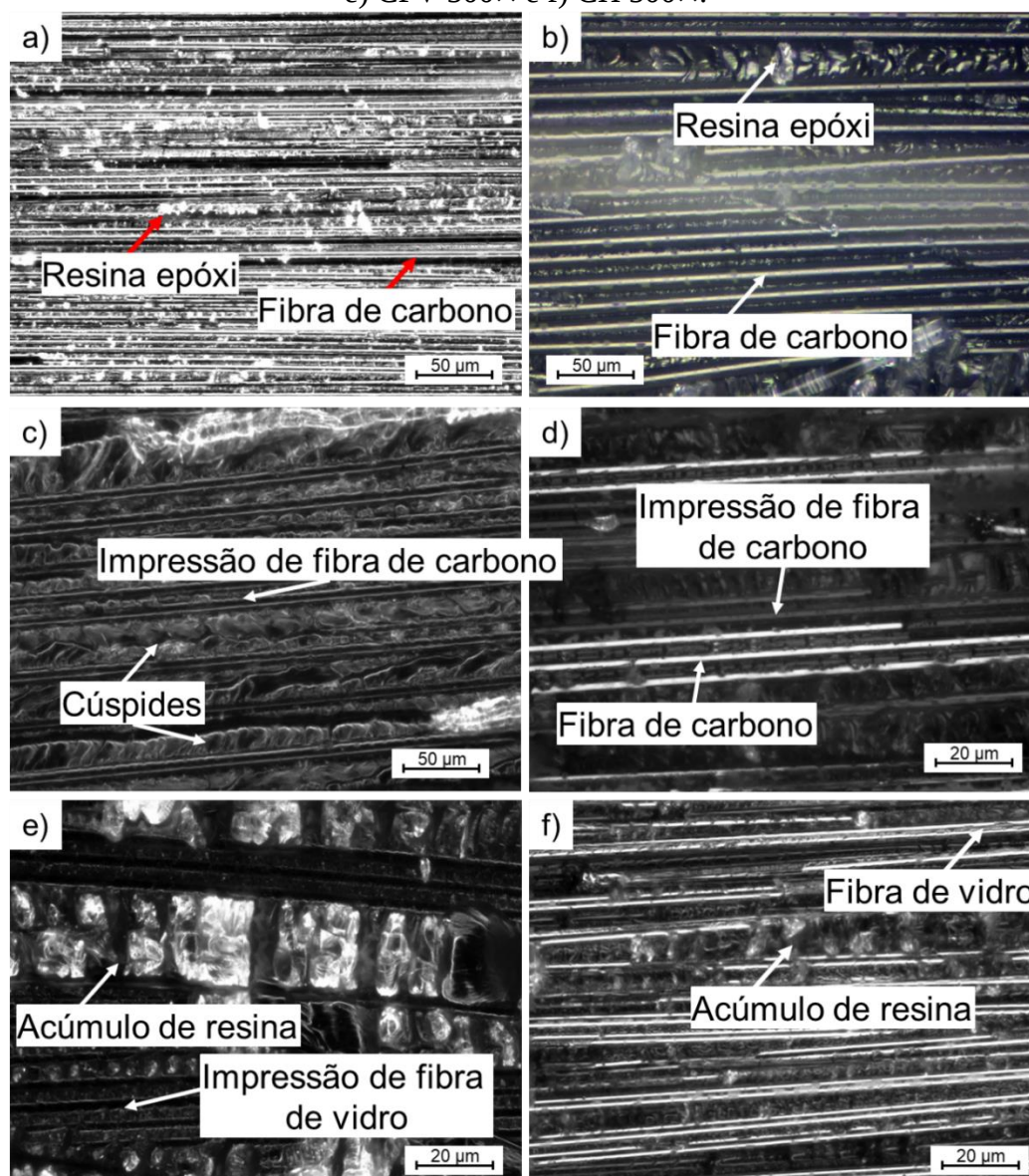
Figura 39. Fractografia (1,3k $\times$) dos laminados: a) CFC, b) CFV, c) CH e d) CH.



Fonte: Elaborado pelo autor.

As imagens de superfície de fratura (Figura 40) indicam cúspides predominante, atribuída ao rasgo da matriz. Além disso, uma superfície rugosa mostra a morfologia do padrão associada à trinca em escala microscópica de matriz frágil, formadas perpendicularmente à aplicação de carga, principalmente para o laminado híbrido, que ainda apresentou uma variação de dois tipos de marcas de impressão de fibra. As cúspides são encontradas principalmente em compósitos de fibra de vidro e híbridos (na superfície do tecido de vidro), devido às regiões ricas em resina entre as fibras (Figuras 40e,f).

Figura 40. Fractografia do modo II: a) CFC 200×, b) CFV 200×, c) CH 200×, d) CFC 500×, e) CFV 500× e f) CH 500×.



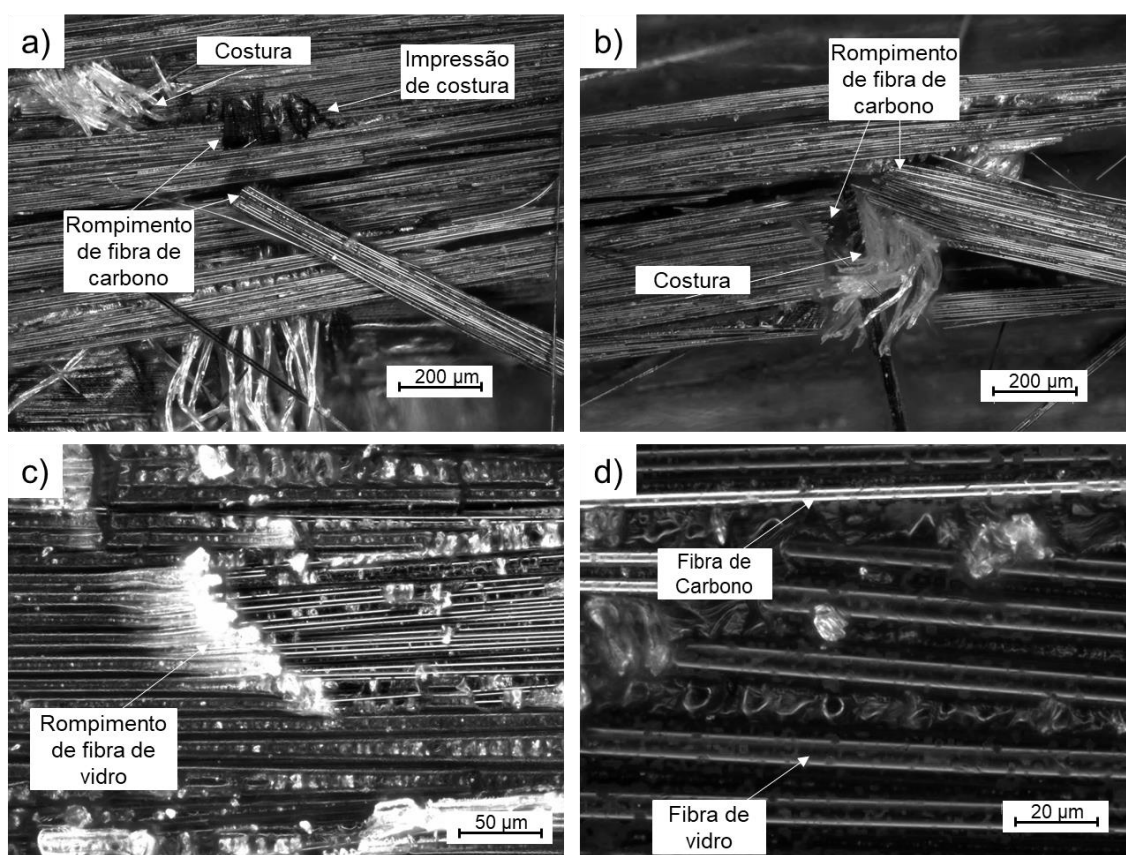
Fonte: Elaborado pelo autor.

A estrutura do padrão de cúspide indica a direção da propagação da trinca (BONHOMME *et al.*, 2009). A superfície de fratura indicou uma descontinuidade entre as interfaces epóxi/vidro e epóxi/carbono (Figuras 40c,f), confirmando a maior energia requerida para propagação da trinca no laminado CH.

O elevado desvio observado para o compósito de fibra de carbono, principalmente para as amostras de compósitos de carbono CFC1 - MII e CFC3 - MII, é resultado de uma fratura prematura de fibra de carbono, mostrada na Figuras 41a,b. A costura de poliestireno (PS) induz ausência de afinidade química com a matriz polimérica, resultando em uma maior presença de porosidade e, conseqüentemente, a falha de adesão local (MONTICELI *et al.*, 2019d; SHIINO

et al., 2017). Além disso, a incidência de costuras no início da pré-trinca diminuiu a resistência à propagação, explicada pela concentração de tensão e ocasionando fratura da fibra de carbono, o que reduz a taxa de liberação de energia para as duas amostras de compósito de fibra de carbono e aumenta o desvio padrão resultante. A Figura 41 foi obtida por microscopia óptica, utilizando método de iluminação para destacar o reforço, deixando a matriz translúcida.

Figura 41. Fractografia do modo II: a) CFC 1 50×, b) CFC 3 50×, c) CFV 200× e d) CH 500×.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 41c mostra que o rompimento da fibra de vidro também ocorreu durante a delaminação no meio da região de cisalhamento. No entanto, essa alteração nas duas interfaces (carbono/vidro/epóxi) – nomeada como trajetória tortuosa, aumenta a energia necessária para propagação e possibilidade de rompimento de fibras. A Figura 41d mostra uma superfície de laminado híbrido com ambas as fibras (indicando micro descontinuidade na direção da trinca).

CAPÍTULO 7 – MODELO DE PREDIÇÃO QUASE-ESTÁTICO

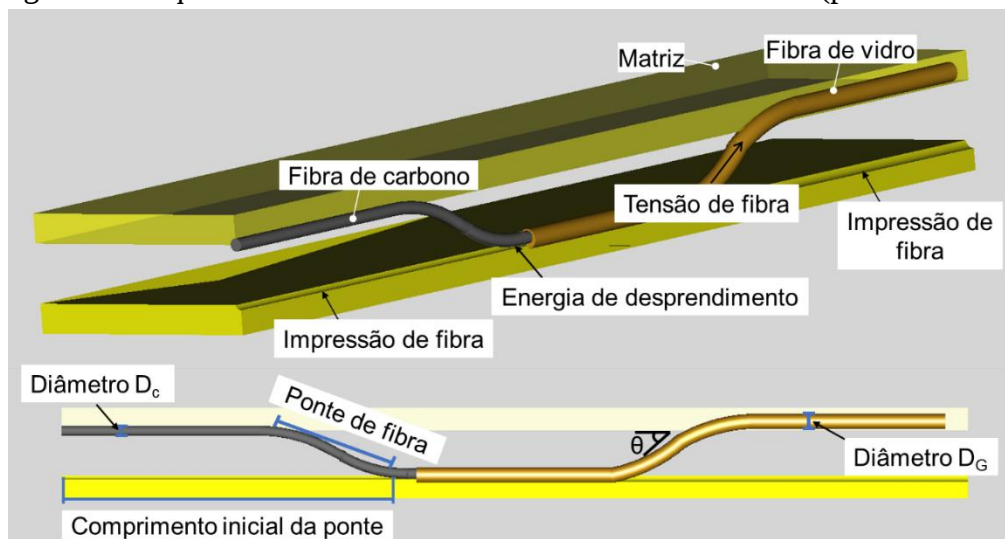
7.1 DESENVOLVIMENTO DO MODELO DE PREDIÇÃO

Estudos na literatura mostram que falha adesiva e ponte de fibra correspondem à faixa de 80 – 90% do mecanismo de fratura, principalmente para laminados com elevado teor de reforço, sendo o principal fator que influencia o valor da tenacidade à fratura para a delaminação (KHAN, 2013; PASCOE, 2016a). Para aplicação de um modelo que considere os mecanismos de fratura em uma interface híbrida, foi considerada a metodologia de ensaio para avaliar a adesão da interface, através do desprendimento de fibra sobre a superfície da matriz (FREITAS *et al.*, 2015).

A Figura 42 apresenta um esquema de desprendimento (*fiber peel-off*) e ponte de fibra (*fiber bridging*) de uma interface híbrida constituída por dois reforços. Segundo a norma ASTM D3167-15, (2015), a tensão de desprendimento é calculada pela somatória das duas tensões, a tensão referente à fratura adesiva (desprendimento de fibra) e tensão da fibra. A aplicação das tensões de fratura ao longo da superfície de desprendimento de fibra e tensão da fibra resulta na taxa de liberação de energia, dada pela equação (15).

$$G_{FBZ} = (G_{po} + G_n) \quad (15)$$

Figura 42. Esquema de micro mecanismos de fratura no modo I (ponte de fibra).



Fonte: Elaborado pelo autor.

No entanto, o presente estudo possui dois tipos de reforços, os quais precisam ser discriminados. A energia da adesão de ambos os reforços é descrita na equação (16). A distribuição de energia entre cada reforço é intrinsecamente relacionada à fração de área com as impressões de fibra e às respectivas propriedades mecânicas. Para um modelo de energia de adesão geral, a equação (17) descreve a soma de j reforços utilizados, na qual o índice i representa cada reforço. Este modelo também é aplicado para mais de dois reforços em uma matriz.

Baseado no ensaio de desprendimento de fibra, com suas respectivas propriedades mecânicas, é removida da superfície da matriz ao longo do comprimento. A primeira energia de desprendimento, é a relação tensão/módulo (relação de deformação de tração) ao longo da fratura gerada (relação área circular e comprimento de estrias) – modo I. Para o modo II, é uma relação direta na tenacidade à fratura gerada ao longo do volume do padrão de fratura formada.

$$G_{po} = \frac{A/A_{(vf)} \cdot \pi \cdot D_{(vf)}^2 \cdot \sigma_{(vf)}^2 \cdot L_{pe(vf)}}{12 \cdot E_{(vf)}} + \frac{A/A_{(cf)} \cdot \pi \cdot D_{(cf)}^2 \cdot \sigma_{(cf)}^2 \cdot L_{pe(cf)}}{12 \cdot E_{(cf)}} \quad (16)$$

$$G_{po} = \sum_{i=1}^j \left[\left(\frac{A_{if}}{A_t} \cdot L_{pe(if)} \right) \times \frac{\pi \cdot D_{(if)}^2 \cdot \sigma_{(gf)}^2}{12 \cdot E_{(if)}} \right] \quad (17)$$

A energia de adesão é representada pela relação de área de impressão (A_f) por área total da superfície de fratura (A_t), tamanho de marca de impressão (L_{pe}) resultante do desprendimento de fibra com diâmetro D , a partir da relação de tensão (σ) da fibra por módulo (E) de cada reforço. O índice v significa fibra de vidro, e c fibra de carbono.

A equação (18) descreve uma distribuição genérica de tensão de fibra, semelhante à abordagem da equação (17). A integração da função T_n ao longo do deslocamento de abertura leva à energia de tensão da fibra. A abertura de delaminação gera acúmulo de energia que impede propagação da trinca por conta da formação de ponte de fibra, aumentando a tenacidade à fratura (KHAN, 2013; PASCOE, 2016a). Portanto, a energia resultante da ponte de fibra é a soma da energia de adesão e da energia elástica da tensão da fibra de ambos os reforços (fibra de carbono e de vidro). A relação de abertura normal (δ_n) e tangencial (δ_t) gera o ângulo θ de abertura, detalhe na Fig. 42.

A função da equação (18), função de *fiber bridging* é representação do estresse da fibra, considerando a maneira que ela está presa nas duas faces (forma adesiva), em função da abertura e direção de carregamento. Primeira parte é sempre a tensão da fibra (considerando o ângulo

gerado pela abertura – semelhança de triângulos). A segunda parte da equação é a redução do estresse devido ao deslizamento da fibra, considerando a maneira em que ela está presa em ambas as faces.

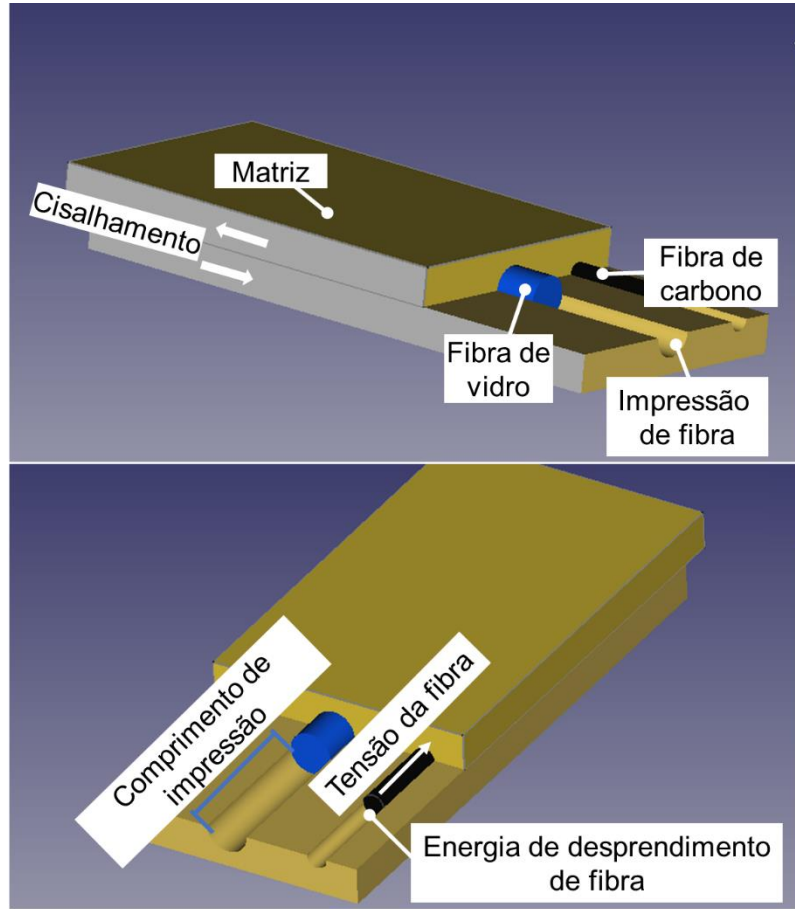
$$G_n(\delta_n) = \int_0^{\delta_{max}} \sum_{i=1}^j \left\{ \frac{nA_{if}}{A_t} \left[\frac{E_{if} \cdot \tan^2 \theta}{16} \left(\frac{\delta_n}{l_0 + \delta_t} \right) + \sqrt{\frac{2\tau_i E_{if} l_0}{D}} \left(\frac{\delta_n}{l_0 + \delta_t} \right) \left(\frac{2\delta_t}{l_0} + \frac{\delta_n^2}{l_0^2} \right)^{\frac{1}{2}} \right] \right. \\ \left. \times \exp \left[\frac{l}{l_{ref}} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{ref}} \right)^m \right] \right\} d\delta \quad (18)$$

Da mesma forma para o modo II de aplicação de carga, foi realizada uma correlação com cálculo de adesão por cisalhamento de reforço na matriz. A Figura 43 mostra o cisalhamento de uma interface híbrida, através do arrasto das fibras, gerando marcas de impressão de fibra. Da mesma forma, a taxa de liberação de energia consiste na soma da tensão gerada pela fibra e adesão liberada por cisalhamento. A equação (19) apresenta a taxa de liberação de energia por cisalhamento, que consiste na fração de desprendimento de fibra (A_{if}/A_t) – área de impressão por área total, o raio (r) e comprimento de impressão de fibra que representa a área em contato entre fibra/matriz e, finalmente, a contribuição da resistência ao cisalhamento do material (τ_t) para j reforços, considerando i cada tipo de reforço utilizado na equação genérica (20) para um, dois ou mais aplicações de reforços na interface.

$$G_{pu} = \left(\frac{A_{if}}{A} \right)_{(vf)} \pi(r)_{(vf)} (L_{pu}^2)_{(vf)} (\tau_t)_{(vf)} + \left(\frac{A}{A} \right)_{(cf)} \pi(r)_{(cf)} (L_{pu}^2)_{(cf)} (\tau_t)_{(cf)} \quad (19)$$

$$G_{pu} = \sum_{i=1}^j \left[\left(\frac{A_{if}}{A_t} \right) \pi(L_{pu}^2) \tau_{it} \right]_i \quad (20)$$

Figura 43. Esquema de micro mecanismos de fratura no modo II.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O fato de a fibra estar parcialmente presa em duas superfícies influencia no modo de cisalhamento através da sua tensão, apresentado na equação (21), pela qual a integral da superfície fraturada gera a energia associada ao tracionamento das fibras. A equação é similar à apresentada na abertura, porém o sentido de aplicação de força é gerado paralelamente entre a superfície da fibra e matriz.

$$G_t(\delta_t) = \int_0^{\delta_{max}} \sum_{i=1}^j \left\{ \frac{nA_{if}}{2A_t} \left[\frac{E_{if} \cdot \tan^2 \theta}{16} + \sqrt{\frac{2\tau_i E_{if} l_0}{D}} \left(\frac{2\delta_t}{l_0} + \frac{\delta_n^2}{l_0^2} \right)^{1/2} \right] \right. \\ \left. \times \exp \left[\frac{l}{l_{ref}} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{ref}} \right)^m \right] \right\} d\delta \quad (21)$$

Com isso, a equação de determinação de energia para o modo I é apresentada na equação (22) e para o modo II na equação (23), levando-se em consideração os padrões de

desprendimento (adesão matriz/reforço) e pontes de fibras durante a propagação da delaminação, gerada pela análise de zona de ponte de fibra (*fiber bridging zone* – FBZ).

$$G_{FBZ I} = G_{ipo} + \int_0^{\delta} G_{in}(\delta_n) \cdot D_i d\delta \quad (22)$$

$$G_{FBZ II} = G_{ipu} + \int_0^{\delta} G_{it}(\delta_t) \cdot D_i d\delta \quad (23)$$

7.2 APLICAÇÃO DE VALIDAÇÃO DO MODELO QUASE-ESTÁTICO

Considerando isso, a tenacidade à fratura da zona de ponte de fibra foi medida usando os parâmetros da Tabela 6 e aplicando a soma das equações gerais desenvolvida para ambos os modos de delaminação. Os resultados de G_{FPZ} calculados usando o modelo analítico e balanço energético idêntico G^* - equação (14), foram utilizados como meio de comparação.

A energia do desprendimento de fibra (G_{pe} e G_{pu}), associada à adesão fibra/matriz, confirma que a elevada resistência interfacial da fibra de carbono combinada com a adesão da fibra de vidro/matriz. Como resultado foi observado a propagação através da interface em um caminho não-linear (superfície de fratura mais rugosa), aumentando assim a tenacidade à fratura do compósito híbrido. O número de *fiber bridging* foi considerando sempre que ocorre uma fratura adesiva, com uma média de 17 fibras de carbono por mm^2 e 10 fibras de vidro por mm^2 .

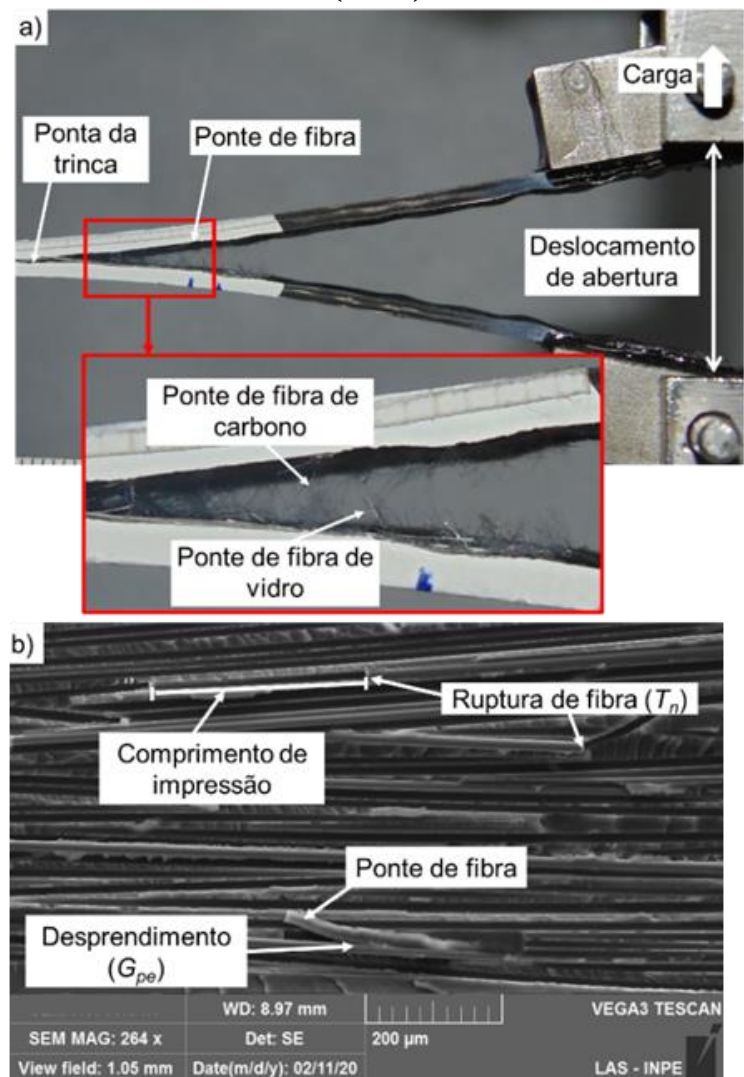
Tabela 6. Parâmetros físicos e mecânicos dos materiais utilizados.

Parâmetros	Fibra de carbono	Fibra de vidro
Diâmetro da fibra – D (μm)	7,06	16,40
Comprimento inicial de impressão – L_0 (μm)	200	200
Módulo da fibra – E_f (GPa) ^{a,b}	141	80
Tensão da fibra – σ_{bf} (GPa) ^{a,b}	5,60	2,05
Tenacidade à fratura da matriz – G_{IC} ($\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$) ^c	279	279
Tenacidade à fratura da matriz – K_{IC} (MPa/m) ^c	0,96	0,96
Módulo de cisalhamento – G_f (GPa) ^{a,b}	26	30
Cisalhamento interlaminar – τ_t (MPa) ^{a,b}	17,6	24,1
Desprendimento de fibra – L_{pe} (μm)	2,47	1,96
Comprimento referente de Weibull – L_{ref} (μm) ^d	25	25
Tensão referente de Weibull – σ_{ref} (MPa) ^d	4,52	1,63
Módulo referente de Weibull – m ^d	2,4	3,1

* Seguindo as referências: a) (Hexcel, 2018) b) (BARRACUDA, 2019), c) (Solway, 2019), e d) (DANESHJOO; SHOKRIEH; FAKOOR, 2018).

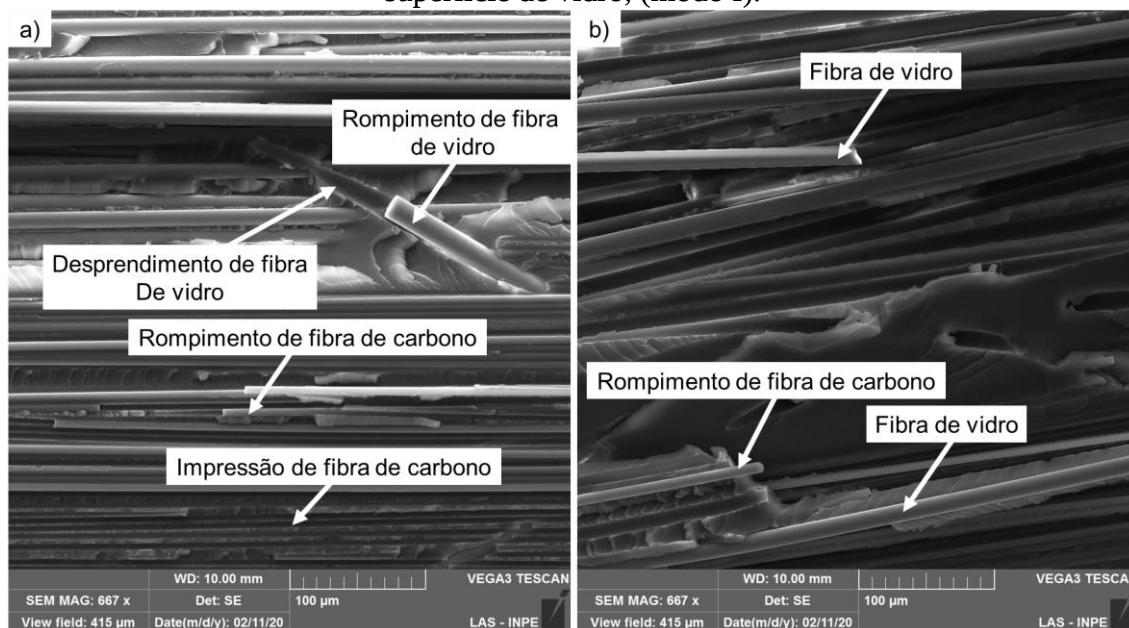
A energia do processo de ponte de fibra é composta por adesão à interface e tensão do filamento da fibra (DANESHJOO; SHOKRIEH; FAKOOR, 2018; KHAN, 2019), conforme ilustrado na Figura 44. O compósito de carbono tende a formar mais pontes de fibra do que a de fibra de vidro; no entanto, a fibra de vidro apresenta uma maior área de impressão, considerando o respectivo diâmetro. A ponte de fibra para fibra de vidro e carbono é mostrado na Figura 45, onde é possível observar desprendimento de ambas as fibras em uma mesma superfície. Este comportamento aumentou a energia elástica devido às restrições impostas pelas duas fibras (TABRIZI *et al.*, 2019), resultando em superfície de delaminação irregular.

Figura 44. Ponte de fibra: a) ponte de fibra híbrida e b) identificação dos parâmetros de fratura (264×).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 45. Superfície de fratura híbrida (667×): a) superfície de carbono (modo I), b) superfície de vidro, (modo I).



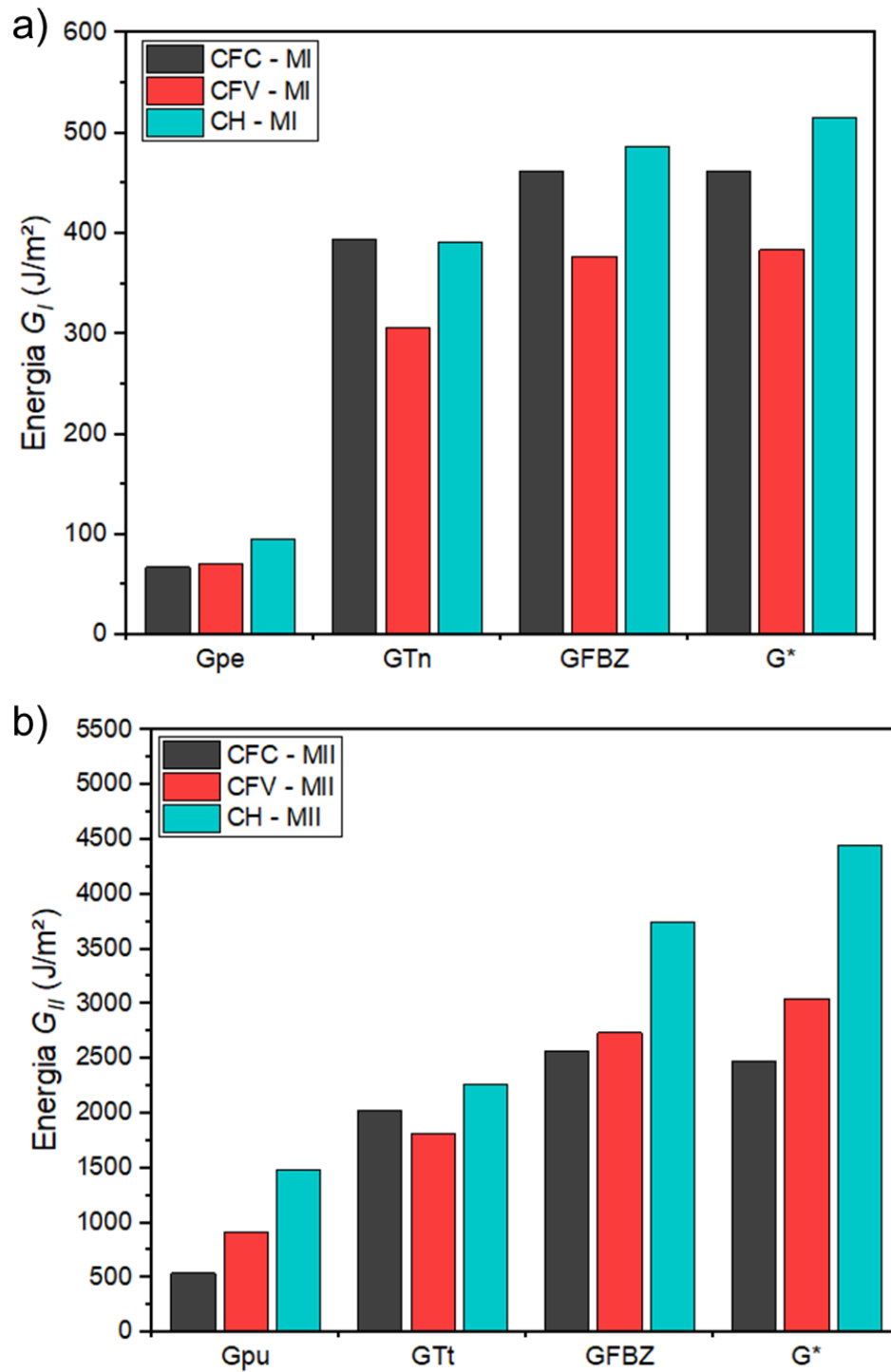
Fonte: Elaborado pelo autor.

A combinação do alto número de pontes de fibras de carbono e diferentes características mecânicas de ambos os reforços resultou em energia próxima às tensões das fibras (G_n e G_t) para o compósito híbrido e CFC, para os modos I e II (Figura 46). A fibra de carbono apresenta maior tensão e módulo; assim, libera uma quantidade significativa de energia durante a ruptura da ponte de fibra, induzindo os grandes saltos de trinca, como discutido anteriormente.

Segundo Amaral *et al.* (2015) e Alderliesten (2016b), o método de balanço de energia G^* apresenta valores mais realistas de propagação de trinca. Os parâmetros do modelo analítico da G_{FPZ} são obtidos por medições de imagens microscópicas, o que fornece uma abordagem por conceitos de micro mecanismos de fratura para a estimativa da taxa de crescimento de trincas pelo princípio físico. Os valores de G_{FPZ} podem ser inferiores aos princípios do balanço energético G^* , pois o modelo G_{FPZ} considera apenas as energias resultantes da ponte e desprendimento de fibra, negligenciando outros padrões de fratura.

Essas diferenças resultaram em baixo erro para todo o material no modo I ($\pm 6\%$), o que confirma a análise da fractografia, cujo principal padrão de fratura que influencia a taxa de energia liberada observada é a ponte de fibra (isto é, tensão e impressão da fibra - desprendimento). Para o modo II, o erro chega a $\pm 15\%$, pois além da existência de outras marcas e padrões de fratura, a fração das faces durante a propagação pode ter apagado ou modificado as impressões de fratura ocorrida na frente de delaminação, aumentando, assim, o erro de análise microscópica através das marcas de progressão de dano.

Figura 46. Análise comparativa de liberação energia.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O modelo analítico e o princípio da energia de equilíbrio confirmaram a vantagem do uso do compósito laminado híbrido, no qual a adição de tecido de fibra de vidro contribuiu com a adição das ligações de organosilano, juntamente com a rigidez da fibra de carbono, aumentando,

assim, a tenacidade à fratura com uma propagação de trinca mais estável. A taxa de liberação de energia na interface híbrida no modo I apresentou um aumento de 11% em comparação ao CFC e a 34% para o CFV, para o método físico de balanço de energia (G^*), enquanto para o modelo G_{FPZ} , apresentou 5% de aumento comparado aos resultados de CFC e 29% ao CFV – Figura 46a.

Para o modo II (Figura 46b), os resultados de CH apresentaram um aumento de 79% comparado ao CFC e 45% comparado ao CFV, considerando o método de balanço de energia G^* . Enquanto isso, para o modelo de zona de ponte de fibra (G_{FPZ}), a interface híbrida aumentou a energia em 45% comparada ao CFC e 36% ao CFV.

Como conclusão inicial, a interface híbrida apresenta uma interface com características novas, gerando um aumento da tenacidade à fratura nos modos I e II. Essa conclusão foi confirmada por dois modelos de propagação quase-estáticos com considerações físicas dos micro mecanismos de falha gerados nas superfícies fraturadas. A continuidade deste trabalho foi a análise do comportamento de delaminação com aplicação de carga cíclica em amplitude constante, apresentada a partir da próxima seção.

CAPÍTULO 8 – ENSAIOS EM FADIGA

8.1 METODOLOGIA

8.1.1 Ensaios de Fadiga

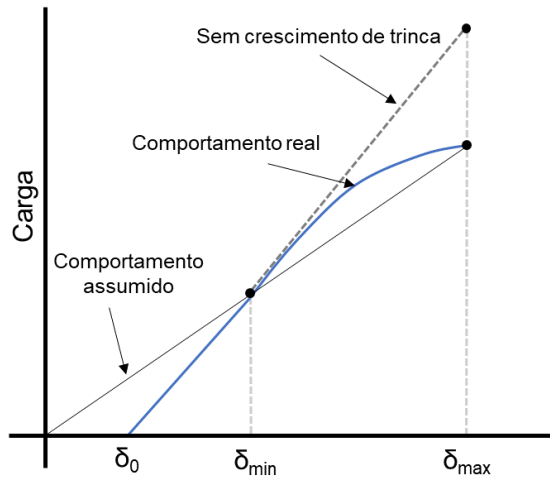
O ensaio de fadiga no modo I foi realizado de acordo com a norma ASTM D6115-97, (2019). O equipamento utilizado foi a máquina servo-hidráulica de ensaios universal INSTRON 8801, com célula de carga de 2 kN. O dimensionamento e dispositivos utilizados seguem os mesmos modelos apresentados para os ensaios quase-estáticos. Foi aplicado o equivalente a 90% do deslocamento crítico (δ_C). Os ensaios foram realizados na frequência de 5 Hz, sob razão de deslocamento ($R = \delta_{min}/\delta_{max} = 0,2; 0,4$ e $0,5$ em amplitude de deslocamento constante. O incremento da trinca e os valores de carregamento máximo e mínimo foram medidos a cada 100 ciclos até 10 mil ciclos aumentado para a cada 500 ciclos a partir de então. As aquisições das imagens foram sincronizadas com as aquisições de carga e obtidas através da câmera Nikon d3200 utilizando o *software* de controle *DigiCam* e processadas usando o *software ImageJ*.

A execução do ensaio de fadiga para delaminação do modo II foi semelhante ao modo I, assim como para aquisição de dados para a taxa de delaminação versus o critério energético, porém seguindo a norma ASTM D7905/D7905M-19, (2019). A adoção do G_{max} foi determinada entre os valores de 100% e 50% de G_{IIC} , 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 crítica correspondente a G_{IIC} , calculado pelo método da NL do ensaio quase-estático. Para ambos os modos, foram ensaiadas uma amostras para cada laminado em cada razão de carregamento cíclico ($R = 0,2; 0,4$ e $0,5$).

8.1.2 Método de dissipação por balanço de energia

Desenvolvida por PASCOE, (2016b), esse método consiste na medição de energia dissipada por ciclo, considerando a porção monotônica (U_{mon}) e cíclica (U_c) do carregamento em associação com a propagação de trinca por ciclos (da/dN). A Figura 47 ilustra os componentes monotônicos e cíclicos do ensaio de fadiga, e como essa proporção pode ser alterada quando a razão de carregamento é aumentada, aumentando o valor de abertura mínima e mantendo a abertura máxima fixa. A equação (24) descreve a parte monotônica de energia, na qual P representa o carregamento e δ o deslocamento.

Figura 47. Ilustração das energia monotônica e cíclica em função da variação de R.



Fonte: Adaptada de Pascoe (2016b).

$$U_{mon} = \frac{1}{2} P_{min} (\delta_{min} - \delta_0) \quad (24)$$

A porção cíclica é representada pela equação (25), regida pela variação de abertura mínima e máxima e seus respectivos valores de carga – P , onde $\delta_0 = \delta_{min} - C_c \cdot P_{min}$. A energia total de dissipação é representada pela soma de ambas as partes, apresentada na equação (26). Os valores de P_{max} e P_{min} diminuem de acordo com o incremento da trinca e decaimento da rigidez, considerando a aplicação do presente trabalho de controle de deslocamento.

$$U_C = \frac{1}{2} (P_{max} - P_{min}) (\delta_{max} - \delta_{min}) + P_{min} (\delta_{max} - \delta_{min}) \quad (25)$$

$$U_{total} = U_{mon} + U_C \quad (26)$$

Através das equações acima, é possível realizar uma verificação do valor de energia por ciclos (dU/dN) para realização da comparação com a progressão da trinca.

8.1.3 Espectroscopia de infravermelho

A espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier (*Fourier transform infrared* FTIR) foi realizada foram obtidos no modo ATR pelo método da transmitância, em espectrofotômetro Perkin Elmer – modelo Spectrum 100. A análise foi realizada na faixa de

4000 a 500 cm^{-1} com 10 varreduras, encontra no Laboratório de física do departamento de física – FEG/UNESP.

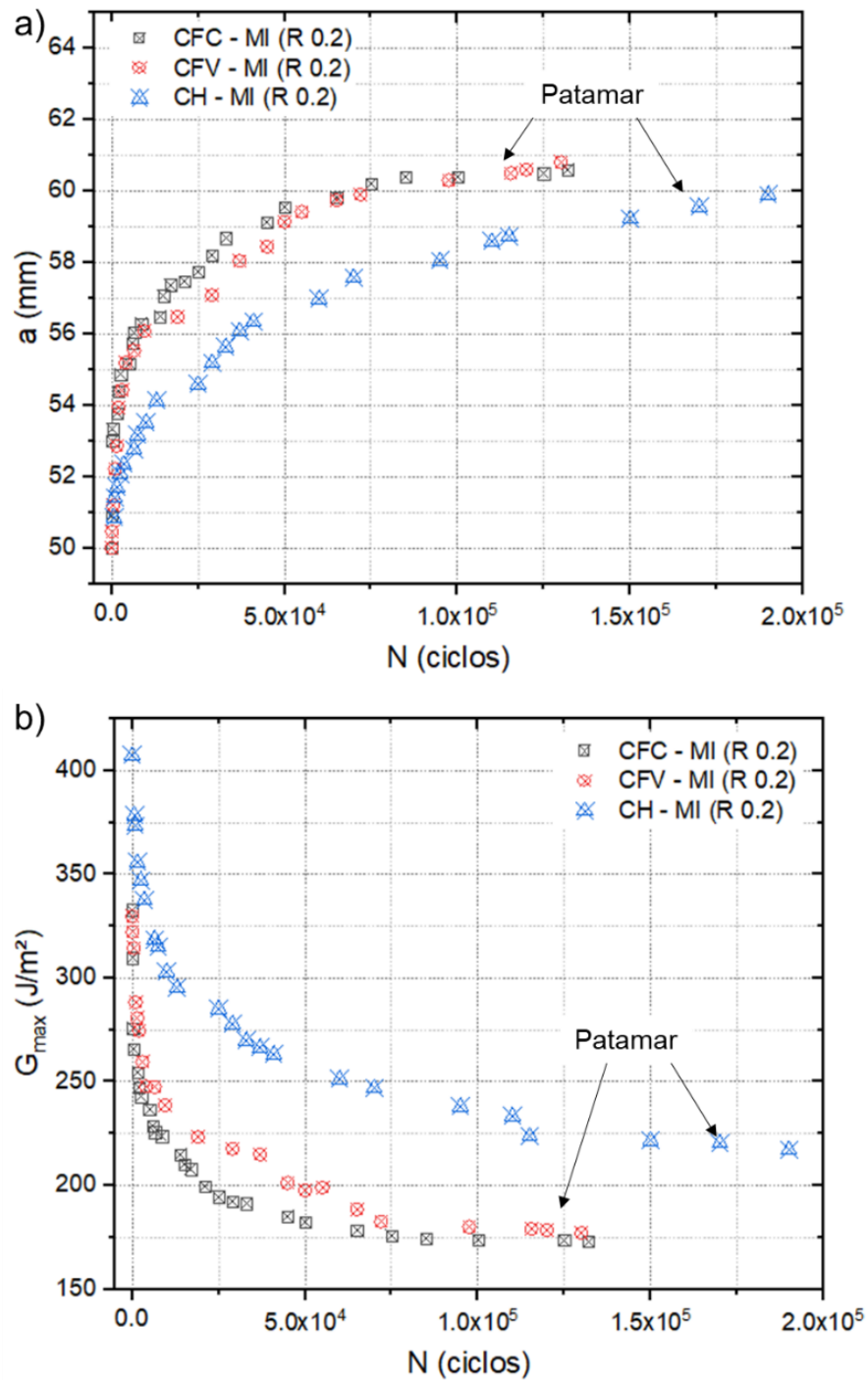
8.2 RESULTADOS DE DELAMINAÇÃO NO REGIME CÍCLICO

Nesta seção, são apresentados os resultados de delaminação para os compósitos de fibra de carbono, de fibra de vidro e os laminados híbridos em carregamento cíclico. Os ensaios foram conduzidos através do controle de deslocamento em amplitude constante sob frequência de 5Hz, no qual foi medida a propagação de trinca, o decaimento da carga máxima e mínima em três razões de deslocamento ($R = 0,2; 0,4$ e $0,5$). A equação utilizada para calcular a taxa de liberação de energia nos modos individuais I e II foram os mesmo empregados nos ensaios quase-estáticos.

As razões escolhidas foram limitadas pelo ensaio no modo II, pois de acordo com a literatura (ALLEGRI *et al.*, 2011; TANAKA; TANAKA, 1997), razões de carregamento menores do que 0,2 podem causar instabilidade abrupta na rigidez do material durante a propagação da trinca, modificando o posicionamento do corpo de prova no apoio do ensaio. Tal instabilidade gera uma mudança do posicionamento do corpo de prova e gera um erro nas medições de carregamento, invalidando os resultados. Para isso não ocorrer e para manter um padrão de ensaio para ambos os modos, foram aplicados carregamentos a partir de $R = 0,2$.

A variação da razão (R) foi utilizada mantendo constante a abertura máxima – δ_{max} (diretamente relacionado a G_{max}). Para aumentar a razão, foi aumentado o valor de abertura mínima – δ_{min} . Essa modificação sempre aumenta o valor de abertura média e isso influencia diretamente na proporção de carga monotônica, previamente estudada por Pascoe *et al.*, (2016) e Khan *et al.*, (2014, 2014b). Para uma razão da carga maior e, consequentemente, região monotônica maior (aumento da carga mínima), foi observado um aumento da propagação de trinca nos primeiros ciclos, alcançando a região de patamar (10^5 ciclos) mais rapidamente (Figura 48).

Figura 48. Resultado de fadiga no modo I: a) tamanho de trinca versus ciclos e b) Energia máxima versus ciclos.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 48 apresenta a propagação da trinca para os três laminados como exemplo com a razão 0,2 de deslocamento para o modo I de delaminação. Os três materiais apresentaram crescimento de trinca semelhante em função do número de ciclos (Figura 48a). Os laminados CFC e CFV apresentaram curvas de propagação semelhantes, enquanto o laminado híbrido

apresentou uma maior resistência à propagação, alcançando maiores ciclos com menor tamanho de trinca.

O mesmo comportamento é observado no decaimento de energia máxima (Figura 48b), no qual ocorre um maior decaimento no início dos ciclos, devido a rápida propagação nos ciclos iniciais e, após um intervalo de 10^5 ciclos, ocorre um patamar de mínimo de energia, fator que dificulta a propagação de trinca.

Considerando que os níveis de abertura foram determinados de acordo com os resultados quase-estáticos, cada material apresentou seu nível específico de energia máxima. Por isso, o laminado CH apresentou maior energia máxima inicial requerida (referente a maior tenacidade à fratura G_c). O laminado híbrido além de apresentar maior resistência à propagação, gerando menor tamanho de trinca em elevado número de ciclos, exibiu aproximadamente 80% a mais da energia máxima média (G_{max}), comparado aos laminados não híbridos. Isso significa uma resistência à propagação de trinca em fadiga interlaminar mais elevada para os níveis de energia máxima média, indicando número de ciclos mais elevado para cada G_{max} .

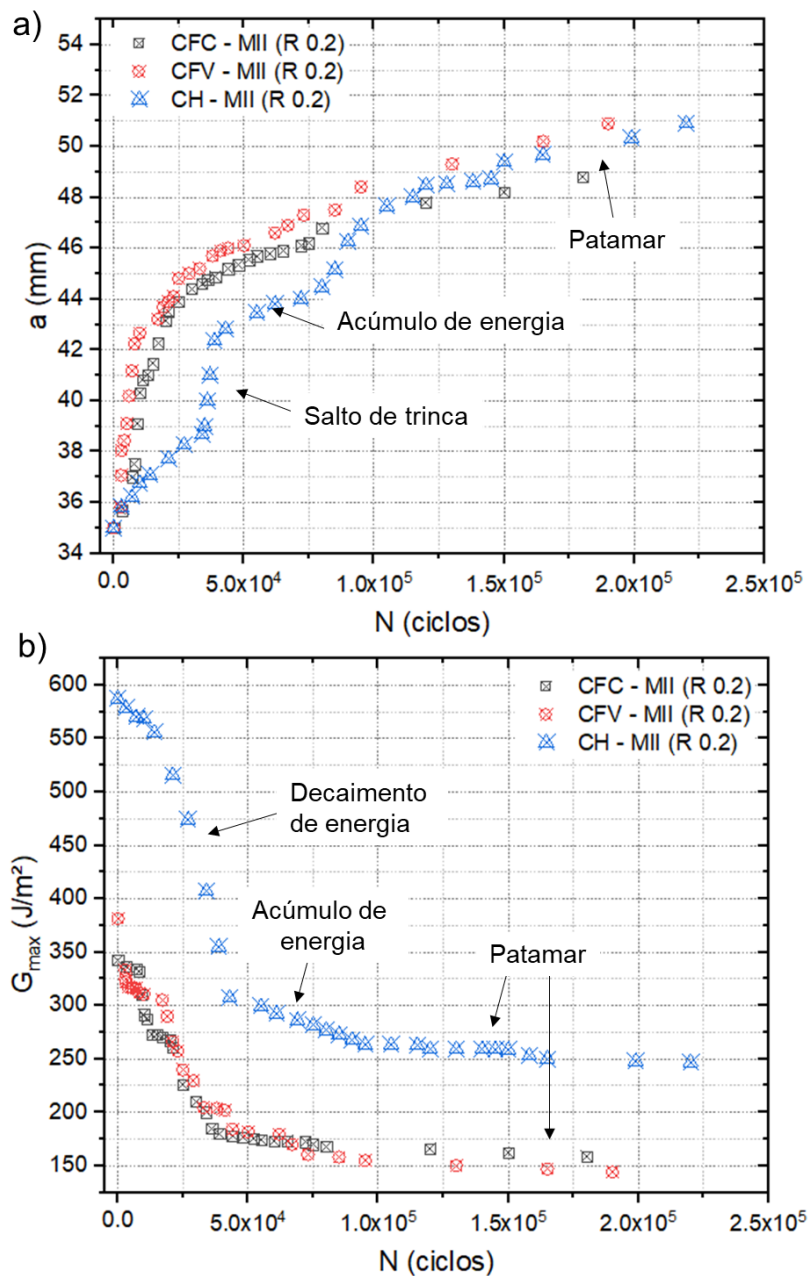
O resultado de delaminação por carregamento cíclico no modo II de propagação foi apresentado primeiramente com $R = 0,2$ na Figura 49. O modo II apresentou, para todas as razões, regiões de acúmulo de energia, onde ocorreu uma interrupção da propagação da trinca. Entende-se que houve acúmulo de danos sem propagação macroscópica que ocasionou um incremento maior de delaminação, resultando em decaimento mais acentuado da energia máxima. O desenvolvimento da delaminação por cisalhamento não ocorre por uma ponta da trinca bem definida, mas por uma região ao seu redor que toma forma pela coalescência de múltiplos pontos de formação das cúspides e sua união gerando a macro trinca, resultando em um salto de delaminação, combinado com o decaimento acentuado da energia máxima. Esse comportamento também foi observado por Amaral *et al.*, (2017), indicando a dificuldade de modelamento de taxa de propagação de trinca.

A Figura 49a apresentou um menor crescimento de trinca por número de ciclos para o laminado híbrido, ou seja, apresenta maiores níveis de energia e maior número de ciclos para ocorrer a delaminação para uma faixa até 10^5 ciclos, comparado ao comportamento das curvas CFC e CFV.

A partir de 10^5 , o comportamento da curva de propagação e decaimento da energia máxima se torna semelhante aos dos laminados não-híbridos. A mudança de direção na ponta da trinca para o compósito híbrido nas interfaces carbono/epóxi e vidro/epóxi é uma condição para o acúmulo energia e salto de propagação de trinca no carregamento cíclico, que foi mais profundamente evidenciada nas análises fractográficas.

Embora a propagação de trinca no laminado CH tenha apresentado níveis semelhantes aos laminados não-híbridos para elevado número de ciclos, a energia inicial máxima do laminado híbrido é consideravelmente maior, mediante a maior tenacidade à fratura encontrados nos ensaios quase-estáticos. No patamar, a energia máxima no laminado híbrido ainda é apresenta aproximadamente 70% a mais de G_{max} comparado aos laminados não-híbridos, indicando a maior resistência a delaminação do laminado híbrido para o modo de cisalhamento.

Figura 49. Resultado de fadiga no modo II: a) tamanho de trinca versus ciclos e b) Energia máxima versus ciclos.



Fonte: Elaborado pelo autor.

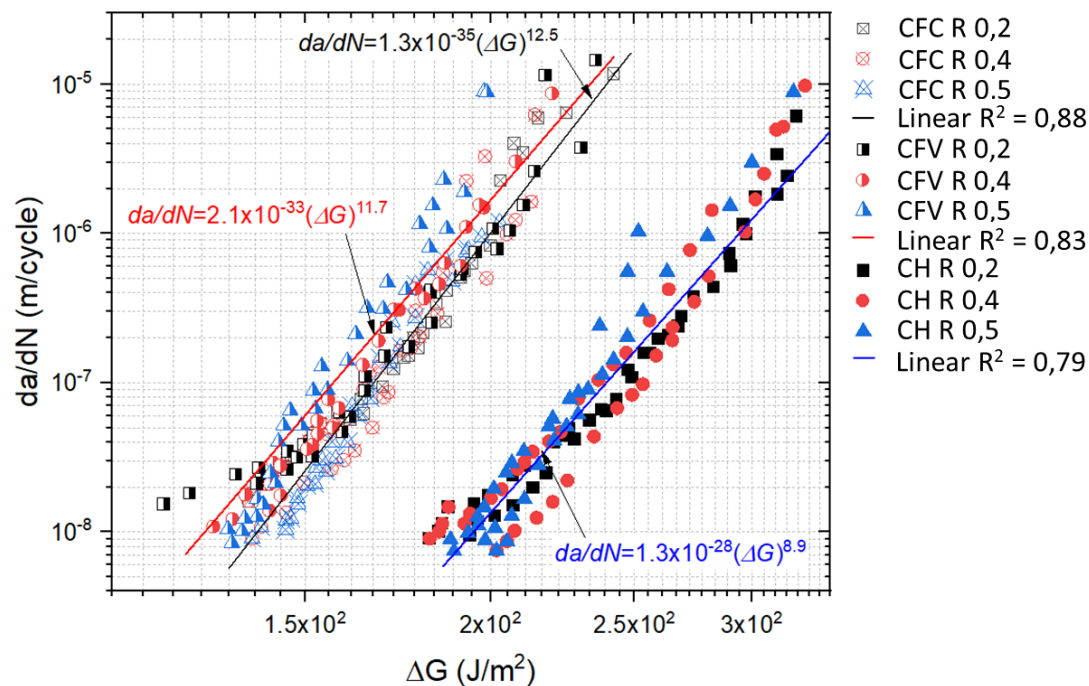
A partir dos resultados de propagação através de carregamento cíclico foi possível analisar a aplicação de modelos analíticos para descrição e predição de propagação de trinca, detalhados nas próximas seções.

8.2.1 Modelo de Paris

O modelo de Paris foi aplicado a partir da região linear da curva $\log (da/dN)$ e $\log (\Delta G)$ – Equação (5). A Figura 50 apresenta os resultados para as três razões de carregamento, e a linha de tendência que resulta no modelo de Paris para cada material.

Seguindo o mesmo comportamento apresentado nos ensaios quase-estáticos, a região de energia (ΔG) relacionada a propagação de trinca (da/dN) foi semelhante para o CFC e CFV, sendo ainda menor para o laminado CFV. Enquanto, para o laminado híbrido a região de energia é significativamente maior. O valor de β representa a inclinação da curva, coeficiente que indica a taxa de propagação da trinca. Os valores apresentados foram bem próximos, sendo maior para o CFC (12,55), intermediário para o CFV (11,67) e a menor inclinação para o CH (11,15).

Figura 50. Resultados do modelo de Paris para o modo I.



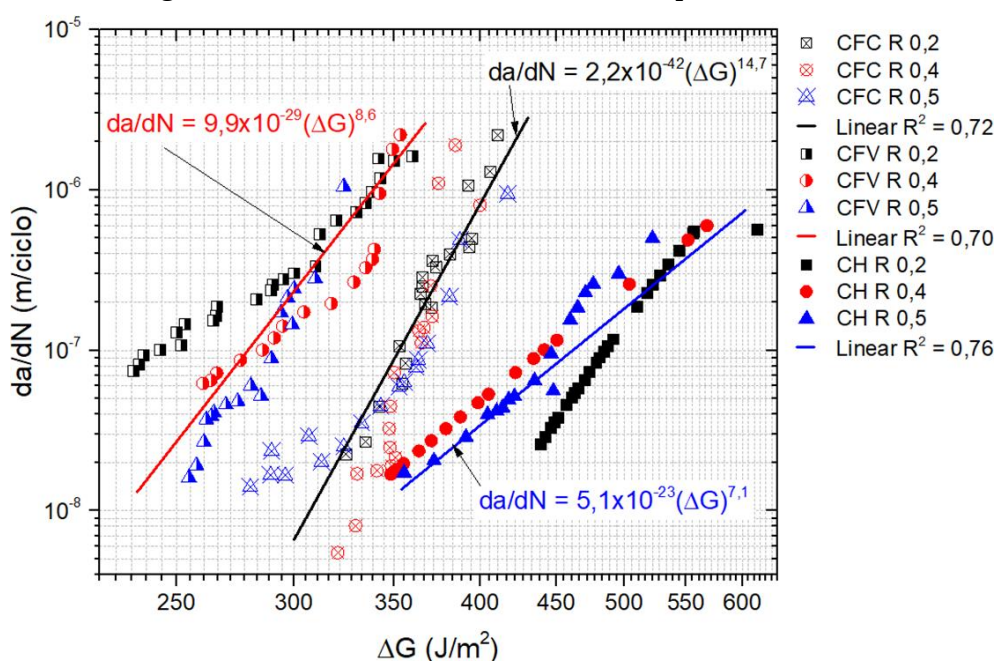
Fonte: Elaborado pelo autor.

Embora os resultados tenham evidenciado a diferença na taxa de liberação de energia, os resultados subestimados (sem considerações da porção energética monotônica, por exemplo) normalmente apresentados pelo presente modelo dificulta a análise do comportamento real de propagação de trinca, negligenciando a função de danos físicos microestruturais e a influência do carregamento monotônico no regime cíclico. Por outro lado, é uma aplicação viável na engenharia, pois sendo um valor conservador garante o uso do material com uma margem de erro.

Semelhantemente, para os resultados do modo II de delaminação foi apresentado na Figura 51 a linha de tendência de Paris para a curva comparativa de $\log (da/dN)$ versus $\log (\Delta G)$. Entretanto, a dispersão dos resultados foi significativamente maior, como uma resposta dos pontos de acúmulo de energia e salto de trinca, fator que dificulta e gera erros durante a medição de propagação de delaminação. Como resultado da elevada dispersão e aplicação das três razões de carregamento, o coeficiente de determinação (R^2) apresentou valores que indicam menor ajuste, quando comparados aos resultados do modo I.

As dimensões apresentadas nos gráficos no eixo x – taxa de liberação de energia, foi diferente para cada material, pois os laminados apresentam uma dispersão mais acentuada de ΔG no modo II de propagação. O laminado CH apresentou maior taxa de liberação de energia com maior região de ΔG (eixo x), seguido pelo laminado de fibra de carbono e, finalmente pelo laminado CFV.

Figura 51. Resultados do modelo de Paris para o modo II.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Embora a taxa de liberação de energia (ΔG) tenha apresentado valores próxima para os laminados não-híbridos, a inclinação da curva representada pela expoente β indica, segunda a tendência do modelo de Paris, que haverá maior energia necessária para a propagação da trinca em elevados ciclos para o laminado de fibra de vidro, comparado ao CFC. Da mesma forma, o laminado híbrido requer maior energia para propagação da trinca, pois em elevada razões de abertura é necessária elevada energia para superar a resistência de propagação apresentada pela nova interface, e os níveis de energia permanecem maiores até o estágio final de propagação da trinca.

Considerando a dispersão apresentada entre os pontos experimentais e a linha de tendência, principalmente para a modelagem dos dados experimentais no modo II, o modelo de Paris apresenta uma abordagem conservadora, o que torna difícil uma comparação mais realística no comportamento de delaminação entre os materiais. Entretanto, deixa a desejar quanto a fração monotônica atuante no material, pois não o leva em consideração nos cálculos. Da mesma forma, desconsidera mecanismos microestruturais de fratura, por se tratar de uma consideração fenomenológica. Os resultados de inclinação revelados por β indicam uma similaridade entre os resultados dos laminados CFV e CH, sendo que para a interface híbrida uma maior energia é requerida para a propagação da trinca, para ambos os modos estudados.

8.2.2 Influência da razão de abertura/deslocamento

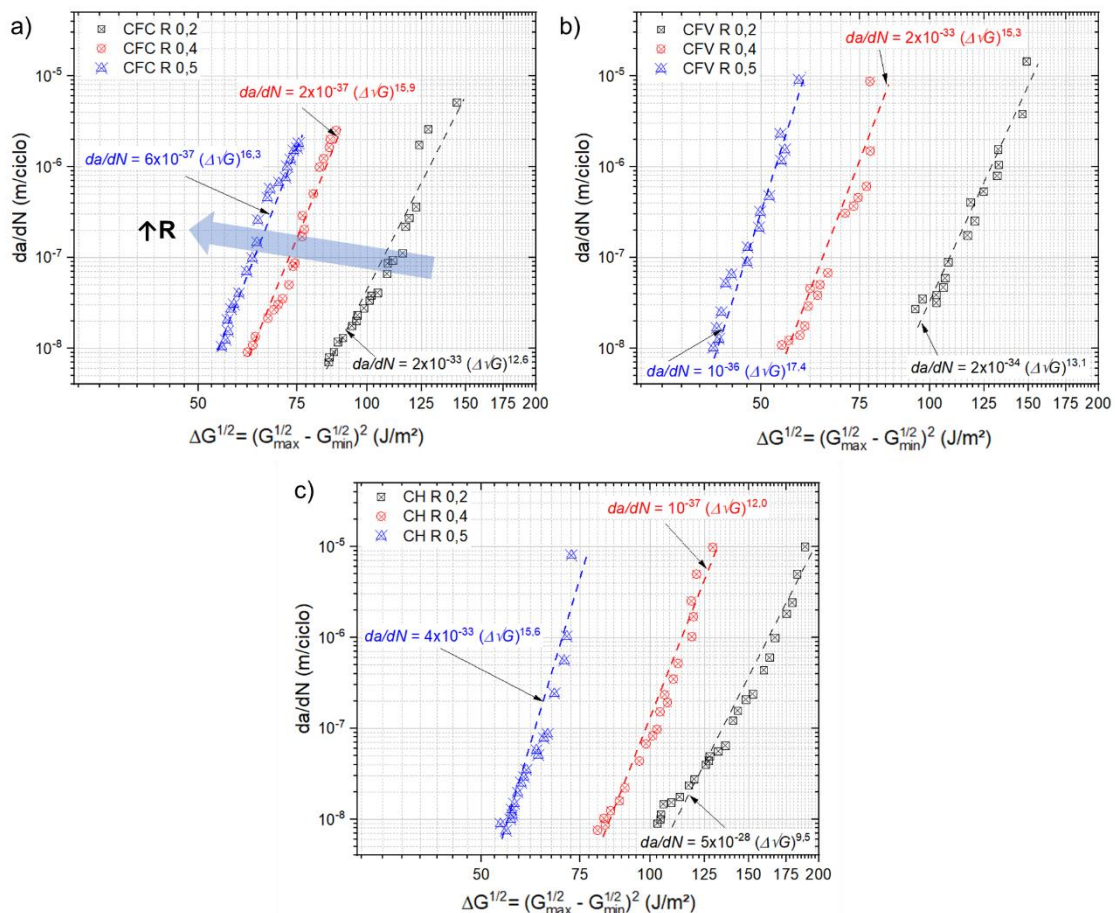
Um parâmetro da mecânica da fratura que representa a faixa de tensão em carregamento cíclico é o fator intensidade de tensão ($\Delta K = K_{max} - K_{min}$), que quando utilizado o parâmetro de Griffith pode ser apresentado por $\Delta\sqrt{G} = (\sqrt{G_{max}} - \sqrt{G_{min}})^2$. Os dados observados a partir deste parâmetro são normalmente fenomenologicamente correlacionados e formulados como característica do material na forma de relações do tipo Paris. A equivalência de variação da taxa de liberação de energia e da/dN é desenvolvida de maneira puramente empírica (ALDERLIESTEN, 2016b; ALDERLIESTEN; BRUNNER; PASCOE, 2018; PARIS, 1963).

O parâmetro de similitude $\Delta\sqrt{G}$ não apresenta a mesma relação linear de Paris, exibindo uma variação em função da razão de deslocamento. A utilização desse parâmetro resulta em uma tendência de taxa de liberação de energia semelhante à observada para materiais metálicos, considerando a correlação entre G e K^2 (ALDERLIESTEN *et al.*, 2018). Esse parâmetro é normalmente utilizado em correlação com outros tanto fenomenológicos quanto modelagem

física, pois apresenta o resultado da variação de razão R (ALDERLIESTEN, 2016b; ALDERLIESTEN *et al.*, 2018).

Para o presente trabalho, o parâmetro $\Delta\sqrt{G}$ com relação a taxa de propagação de trinca (da/dN) foi utilizada para avaliar a influência da razão R nos diferentes materiais, principalmente para o laminado híbrido. A Figura 52 apresenta a relação do parâmetro $\Delta\sqrt{G}$, o que naturalmente resulta no efeito da razão R em cada laminado no modo I de propagação. O aumento da razão de deslocamento muda as curvas conforme indicado quando $\Delta\sqrt{G}$ é tomado como parâmetro de similitude, ilustrado na Figura 52a, comportamento similar para os três laminados. O deslocamento das curvas da direita para a esquerda (decaimento da taxa de liberação de energia) ocorre considerando a equivalência $\Delta\sqrt{G} = G_{max}(1 - R)^2$, tornando a curva dependente da razão de carregamento, considerando que o G_{max} é constante para as diferentes razões de carregamento, o aumento de R resulta no decréscimo do $\Delta\sqrt{G}$.

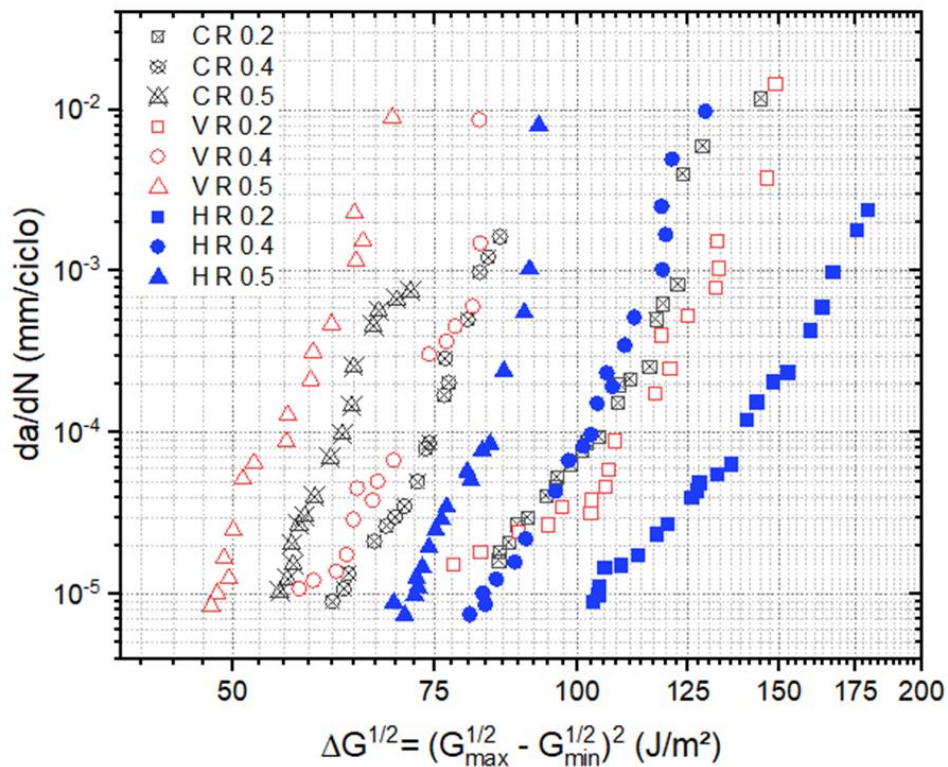
Figura 52. Efeito da razão R no modo I: a) CFC, b) CFV e c) CH.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os laminados CFC (Figura 52a), CFV (Figura 52b) e CH (Figura 52c) apresentam as variações da taxa de energia liberada correspondente à razão R. Por outro lado, quando todos os dados são plotados juntos como análise comparativa (Figura 53), é possível observar claramente como o laminado híbrido requer maior energia para dissipação em todas as razões utilizadas, enquanto os laminados não-híbridos apresentaram resultados similares entre si, principalmente para as razões $R = 0,2$ e $0,4$.

Figura 53. Análise comparativa do efeito da razão R no modo I.

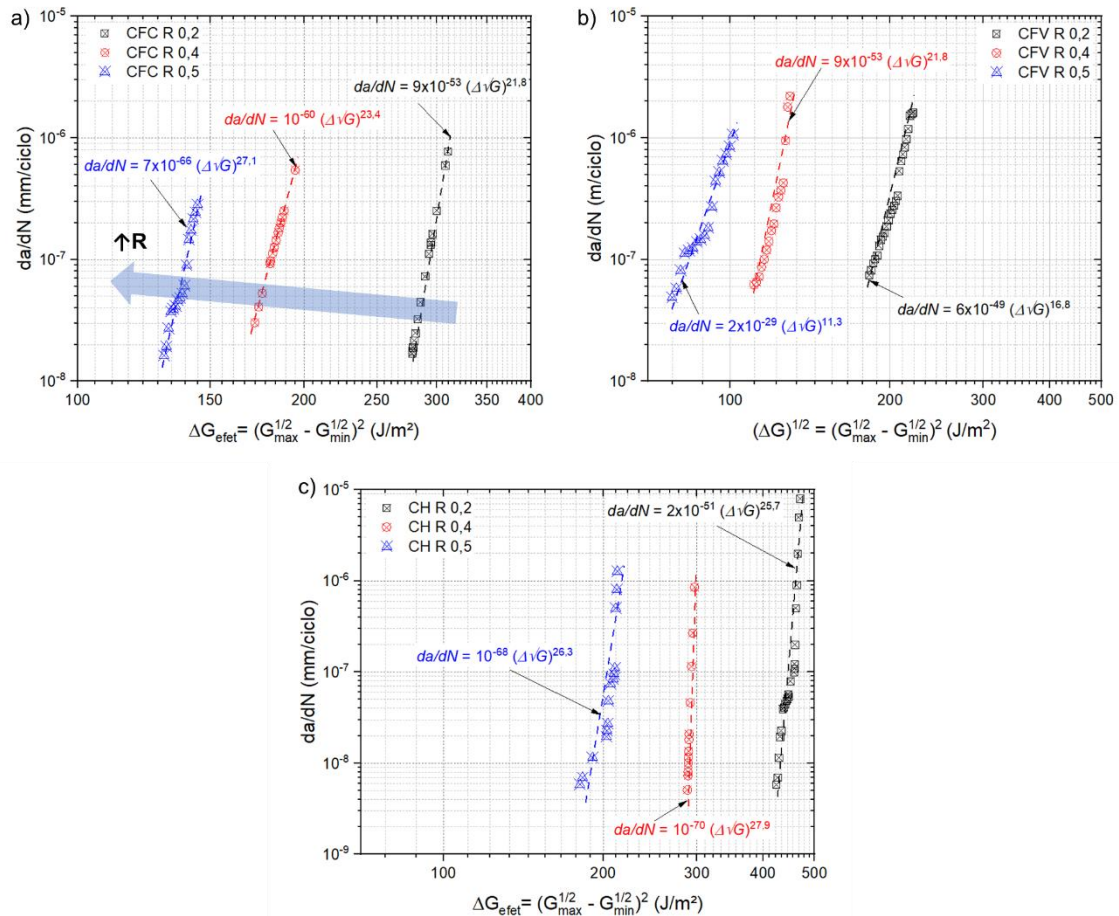


Fonte: Elaborado pelo autor.

O comportamento da taxa de energia liberada para a razão $R = 0,2$ para os laminados não-híbridos (CFC e CFV) é semelhante ao comportamento $R = 0,4$ do laminado híbrido. A razão $R = 0,4$ para o laminado CH é ainda superior ao resultado de $R = 0,5$ para os laminados não-híbridos, e a razão $R = 0,2$ do laminado híbrido é consideravelmente superior aos demais. Para δ_{min} menores resultam em maior abertura da ponta da trinca, aumentando a severidade do processo, já que a abordagem $\Delta\sqrt{G}$ leva em consideração a amplitude de carregamento. Em outras palavras, esse comportamento confirma a maior resistência da interface híbrida à delaminação, apresentando solicitando maior taxa de liberação de energia independente da razão de carregamento de abertura da trinca comparado aos resultados dos laminados não-híbridos.

Da mesma forma para o modo II de delaminação, foi plotado um gráfico para cada material comparando a taxa de propagação de trinca por número de ciclos versus taxa de liberação de energia $\Delta\sqrt{G}$, com o objetivo de avaliar a influência da razão de abertura da trinca, ou para esse caso em específico, a razão de deslocamento de cisalhamento (Figura 54).

Figura 54. Efeito da razão R no modo II: a) CFC, b) CFV e c) CH.



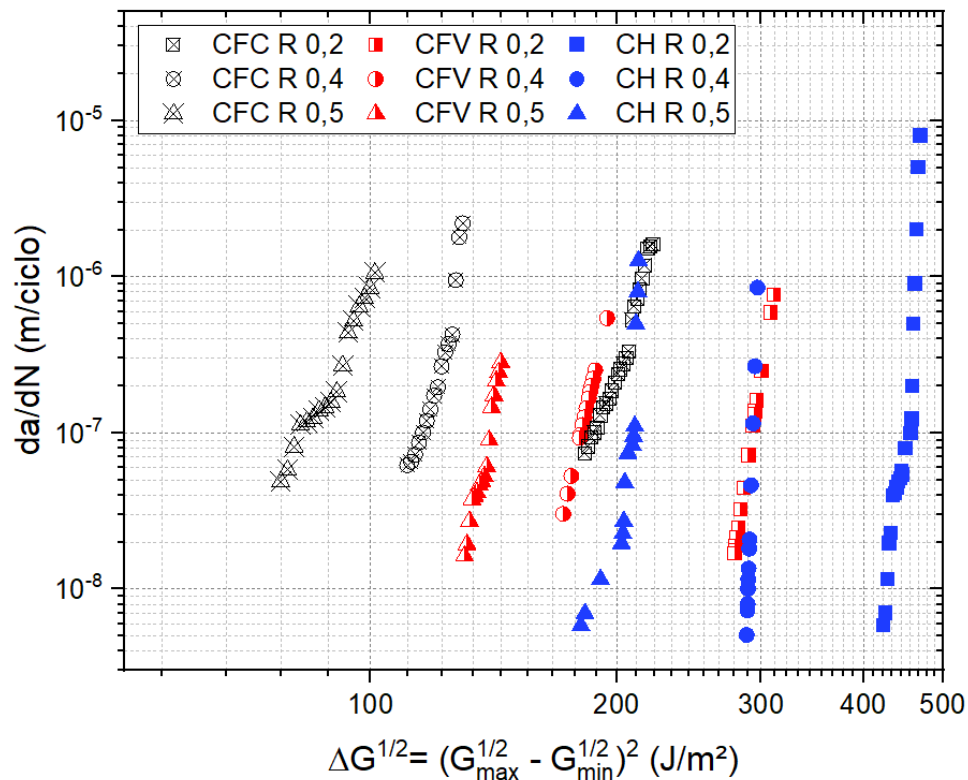
Fonte: Elaborado pelo autor.

A diferença da influência da razão de deslocamento foi mais acentuada comparada com o modo I, principalmente para os laminados CFC (Figura 54a) e CH (Figura 54c). A rigidez do material com fibra de carbono sofre alteração mais significativa quando são utilizadas diferentes razões de energia, influenciando o esforço gerado para a delaminação. Enquanto isso, o laminado CFV (Figura 54b) apresenta uma menor influência (comparada ao CFC e CH), indicando que mesmo com mudança das razões de deslocamento, a flexibilidade do material gera um comportamento mais próximo de delaminação em variações diferentes.

A partir da Figura 55 é possível realizar uma análise comparativa entre os materiais mediante a variação das razões. Da mesma forma que a razão R influenciou no modo I, o modo

II apresentou maiores níveis de energia para os laminados híbridos, sendo o maior nível de liberação de energia para a razão $R = 0,2$. O laminado híbrido ainda apresenta taxa de liberação de energia na razão $R = 0,4$ próxima aos resultados da razão $R = 0,2$ para o laminado CFC e CFV, e $R = 0,5$ próximo aos resultados da razão $R = 0,4$ para o laminado CFC e CFV. Esse comportamento foi ainda mais evidenciado para o modo II, com maiores diferenças de dissipação de energia, considerando que já nos ensaios quase-estáticos os materiais apresentaram maior divergência no comportamento de taxa de liberação de energia para a delaminação em cisalhamento.

Figura 55. Análise comparativa do efeito da razão R no modo II.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Com isso, é possível concluir que a razão de carregamento influencia diretamente na taxa de propagação $\Delta\sqrt{G}$, na qual, para ambos os modos de delaminação, o laminado híbrido (CH) apresenta maior resistência à propagação. Isso indica que o laminado híbrido é capaz de suportar razões mais exigentes de abertura/deslocamento, quando comparados aos laminados não-híbridos. Em outras palavras, a interface híbrida solicita maior taxa de liberação de energia para todas as razões de carregamento de deslocamento da trinca comparado aos resultados dos laminados não-híbridos.

Todos os resultados encontrados apresentam e confirmam o aumento da taxa de liberação de energia necessário para a interface híbrida. Entretanto, para uma análise ainda mais precisa e melhor explicação do comportamento microestrutural de fratura gerada na interface híbrida como resposta ao aumento de energia, foram aplicados e desenvolvidos modelos físicos de propagação de dano nas próximas seções.

8.2.3 Método físico de propagação de trinca (balanço de energia)

Conforme evidenciado ao longo deste trabalho, a utilização de modelos físicos auxilia na determinação mais realística do comportamento de dissipação de energia associada à propagação de trinca baseado no comportamento micro estrutural de fratura (ALDERLIESTEN *et al.*, 2018; SHIINO *et al.*, 2017). O método apresentado por PASCOE, (2016b), além da contabilização de forma distinta as proporções de carregamento monotônico e cíclico, considera a dissipação de energia no momento de propagação por meio da mudança da rigidez do material.

O método foi aplicado para os três materiais e para os dois modos de propagação de dano. Os resultados gerados estão apresentados nas Figuras 56 e 57 via análise da taxa de propagação de trinca por número de ciclos (da/dN) associado à taxa de energia dissipada por ciclo (dU/dN).

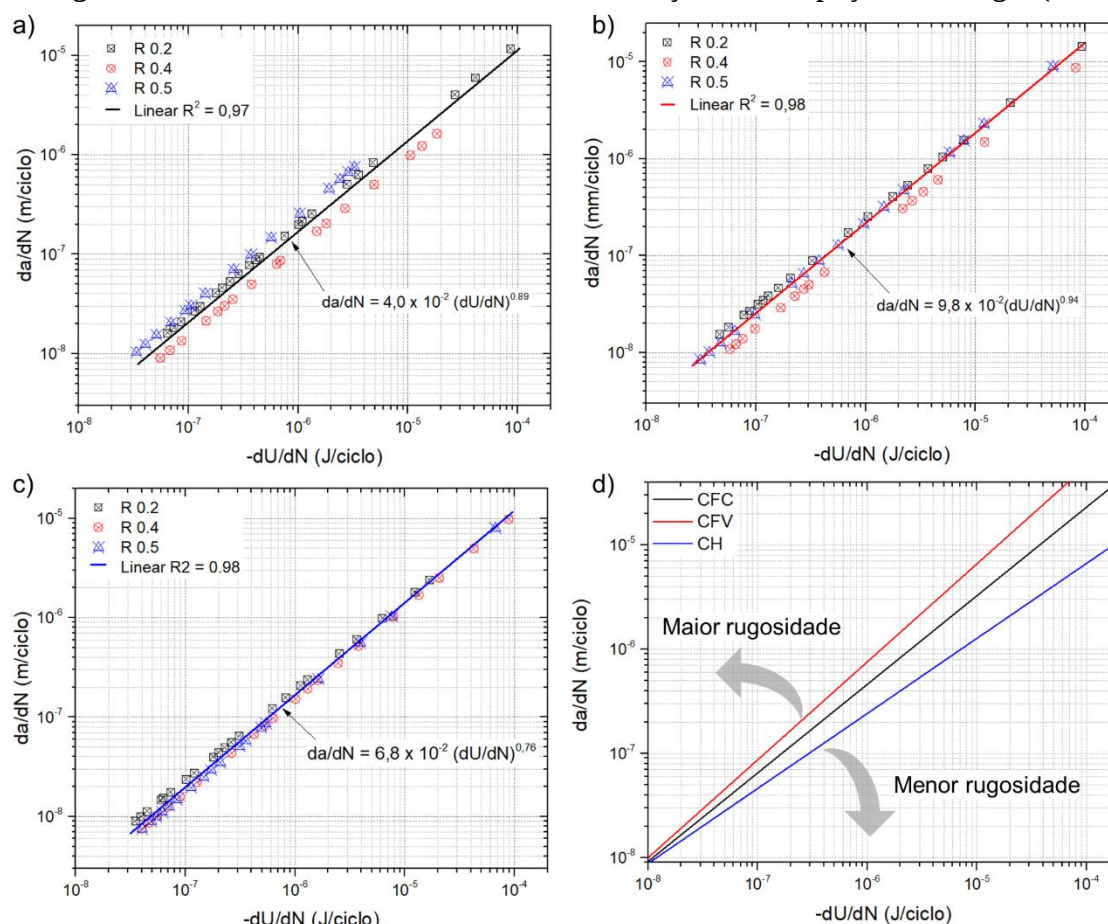
A Figura 56 apresenta o resultado de $\log (da/dN)$ por $-\log (dU/dN)$ para o modo I de delaminação dos compósitos. A linearidade dos resultados para todos os materiais, medida através do coeficiente de determinação R^2 , demonstrou valores elevados (0,99), indicando uma boa correlação com baixa dispersão dos resultados experimentais e correlação apropriada entre energia dissipada e taxa de crescimento de trinca. O baixo valor do coeficiente de determinação é um indicativo da influência que outros modelos apresentam quanto a variação de razão de abertura da trinca. Por exemplo, ao comparar a Figura 50 e Figura 56 é notório observar como a influência da razão de abertura é reduzida ao plotar da/dN versus dU/dN .

O expoente β indica a inclinação da curva $(da/dN)=C \cdot (dU/dN)^\beta$, que apresentou menor valor para o laminado CH (Figura 56c), intermediário para o CFC (Figura 56a) e maior valor para o laminado CFV (Figura 56b). O Coeficiente para o laminado de fibra de carbono foi semelhante aos encontrados na literatura com os mesmos parâmetros e procedimentos experimentais (AMARAL *et al.*, 2015; PASCOE, 2016b; PASCOE; *et al.*, 2015), indicativo de reprodutibilidade do método apresentado. A maior reprodutibilidade garante uma maior confiabilidade dos resultados para aplicação do material com requisito estrutural.

A Figura 56d apresenta a análise comparativa entre as equações geradas de da/dN e dU/dN . Da mesma forma da apresentada na seção 6.2.1, o expoente indica uma superfície de

fratura mais ou menos rugosa (associada à resistência interfacial), onde a inclinação resultante do ajuste linear entre variação de energia e propagação de trinca reflete na rugosidade da superfície. Uma rugosidade mais elevada está diretamente associada ao aumento da resistência da interface (AMARAL *et al.*, 2015; PASCOE, 2016b).

Figura 56. Taxa de crescimento de trinca em função da dissipação de energia (modo I).



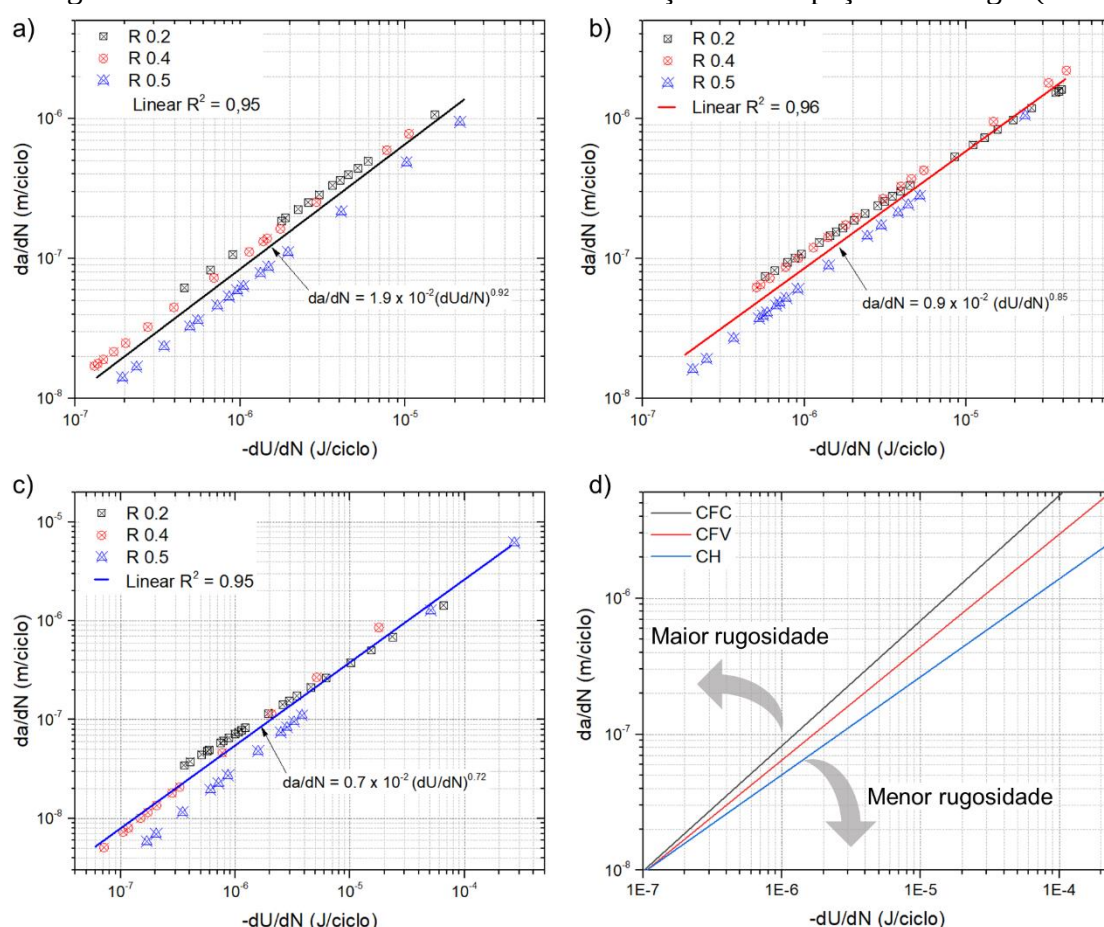
Fonte: Elaborado pelo autor.

O laminado CFC apresenta resultado intermediário, comparado aos laminados CFV e CH. A inclinação mais elevada do laminado CFV indica que esta interface requer menos energia para propagar a trinca. Por outro lado, o laminado CH apresenta um coeficiente angular menor, resultado de uma maior energia necessária para a abertura de trinca. Esse fenômeno pode ser associado à maior resistência à delaminação desse material, o qual tem capacidade de suportar maior número de ciclos quando comparado aos laminados não-híbridos; este comportamento é associado à maior tenacidade proporcionada pela fibra de vidro. Os resultados apresentados na Figura 56 corroboram com a afirmativa de que a interface híbrida é capaz de aumentar a

resistência à delaminação, como resultado da descontinuidade da direção da frente da trinca entre as interfaces fibra de vidro/epóxi e fibra de carbono/epóxi.

Para o modo II de delaminação também foi realizada a plotagem da dissipação de energia por ciclos (dU/dN) versus a taxa de propagação de trinca (da/dN) – Figura 57. O coeficiente de determinação foi menor comparado aos resultados do modo I, devido a maior dificuldade de leitura do tamanho da trinca e dispersão natural encontrado nos ensaios do modo II. Ainda assim, o método apresentou resultados com baixa dispersão, garantindo boa reprodutibilidade e confiabilidade nos dados encontrados.

Figura 57. Taxa de crescimento de trinca em função da dissipação de energia (modo II).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Maiores níveis de dissipação de energia no modo II foi observada para laminado híbrido, seguido do laminado de fibra de vidro e finalmente do compósito de fibra de carbono, resultado da Figura 57. O expoente β apresentou maior valor para o laminado CFC (Figura 57a), seguido do CFV (Figura 57b) e finalmente do laminado CH (Figura 57c).

A Figura 57d apresenta a análise comparativa entre a taxa de propagação de trinca e a taxa de liberação de energia por ciclo. O laminado CFV apresenta resultado intermediário,

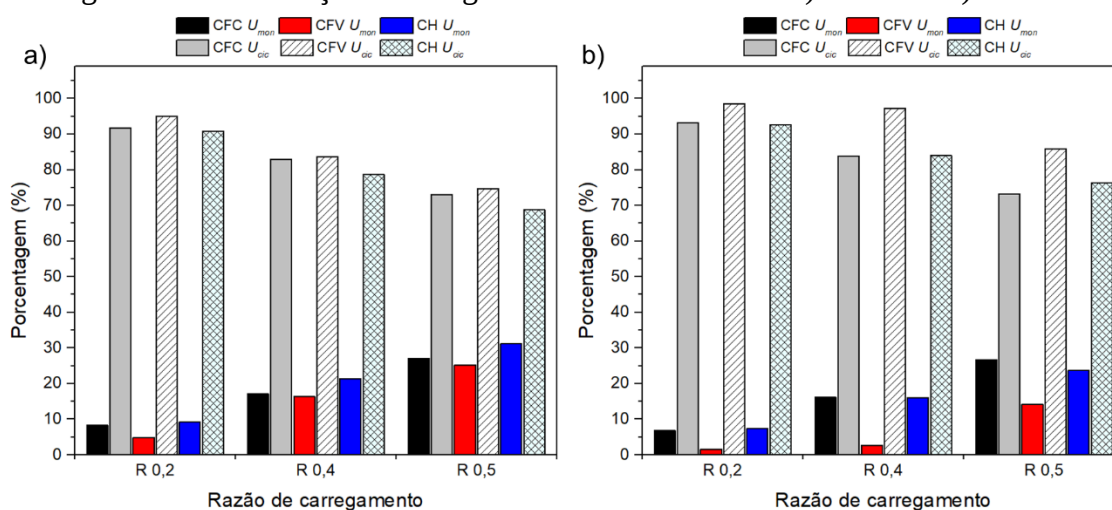
comparados aos laminados CFC e CH. A inclinação mais elevada do laminado CFC indica que esta interface requer menos energia para propagar a trinca por cisalhamento. Por outro lado, o laminado CH apresenta o coeficiente angular menor, porém mais acentuado do que o modo I, resultado de uma maior necessidade de energia para propagação da trinca por cisalhamento. O laminado híbrido apresenta ainda maior diferença no modo II de propagação, comparado aos laminados não-híbridos, resultando em maior energia requerida para a delaminação.

Para finalizar, o método físico de balanço de energia também apresenta uma característica diretamente proporcional à superfície de fratura dos materiais, os quais, segundo a literatura, para uma maior rugosidade observa-se a dificuldade de propagação da trinca (AMARAL *et al.*, 2015; PASCOE, 2016b; PASCOE *et al.*, 2015). A taxa de dissipação de energia é uma resposta direta da superfície de fratura, sendo que o método descritivo revela quantitativamente (inclinação da curva) que o laminado híbrido apresenta maior resistência interfacial à delaminação para os modos individuais I e II.

Os resultados do presente equacionamento apresentaram a mesma tendência dos ensaios quase-estáticos. Sendo assim, espera-se uma maior rugosidade na superfície dos laminados híbridos comparados aos laminados não-híbridos, para ambos os modos de delaminação. A rugosidade pertencente à variação da micro direção na ponta da trinca entre as interfaces de ambos os reforços, aumenta a energia necessária para a continuidade de propagação. Essa rugosidade foi apresentada nas seções de fractografia dos corpos de prova para ensaios cíclicos.

A Figura 58 demonstra a porcentagem da energia monotônica (U_m) e cíclica (U_c) com base no valor total (U_{total}) para cada material em cada razão de carregamento para o modo I (Fig. 58a) e para o modo II (Fig. 58b). Para ambos os modos de progressão de dano é possível visualizar o aumento da contribuição da energia monotônica e redução da contribuição cíclica com o aumento da razão de carregamento R. Isso ocorre devido ao aumento da abertura mínima, evidenciando a importância da escolha do método utilizada para considerar o comportamento mecânico real dos laminados.

Figura 58. Contribuição da energia monotônica e cíclica: a) modo I e b) modo II.



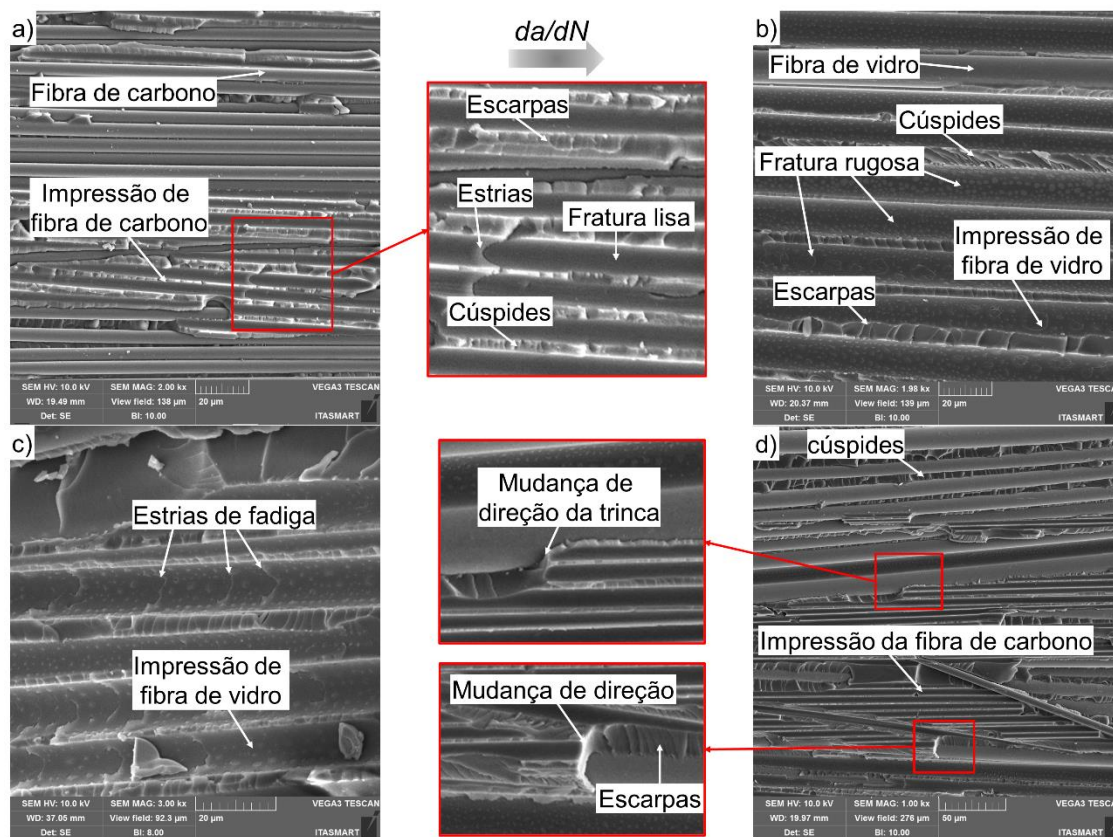
Fonte: Elaborado pelo autor.

8.2.4 Análise fractográfica

Nesta seção, os padrões de fratura por fadiga de delaminação nos modos I e II foram analisados. A Figura 59 ilustra os padrões de fratura medidos a partir da análise de microscopia eletrônica de varredura. Os padrões de fratura observados repetidamente foram: início de propagação de dano na matriz em vários planos ligeiramente diferentes, seguindo para uma conversão em um único plano – escarpas; cúspides, proveniente da fratura tridimensional por coesão (GREENHALGH, 2009a); impressão da fibra e estrias de fadiga a partir da remoção de fibra da matriz, produzidas devido ao trabalho cíclico da interface fibra/matriz (KHAN *et al.*, 2014a).

O principal padrão de fratura observado é a falha adesiva, considerando a elevada fração volumétrica da fibra e a menor resistência interfacial fibra/matriz em comparação com a ligação coesiva do sistema epóxi. Os resultados apresentados se assemelham aos da literatura para compósitos com alta fração volumétrica de fibra (KHAN *et al.*, 2014a, 2014b).

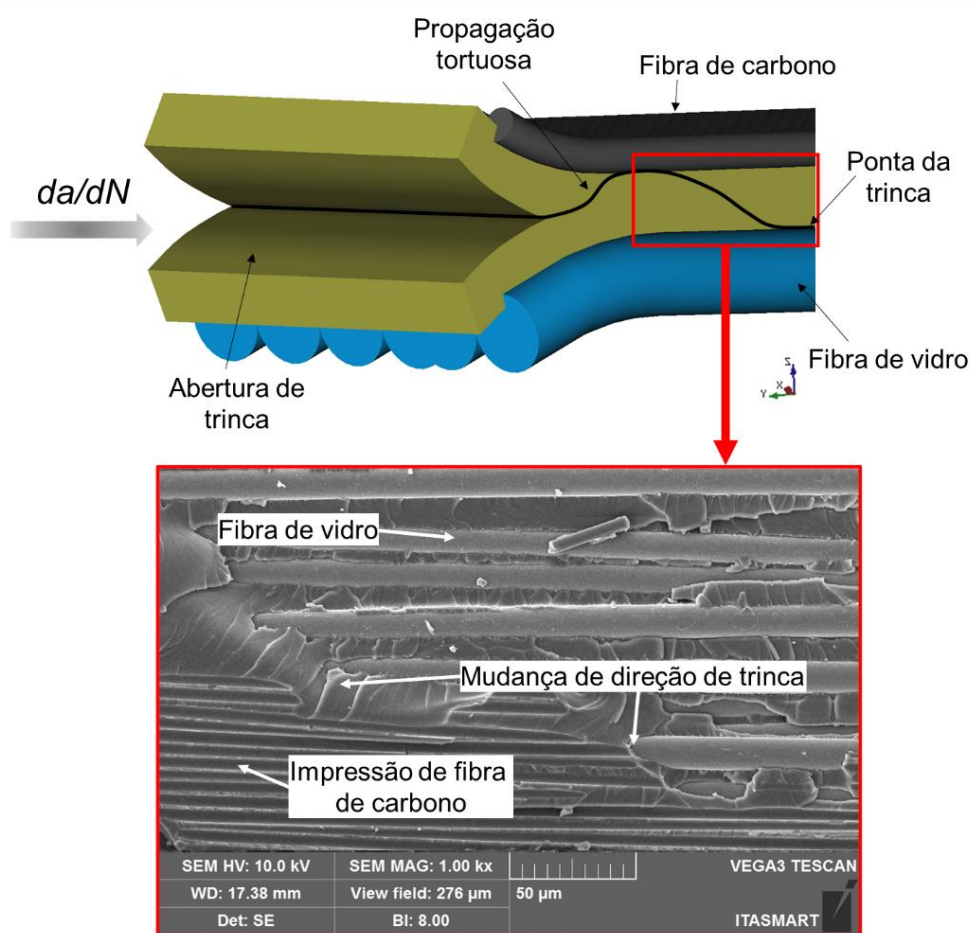
Figura 59. Superfícies de fratura por fadiga no modo I: a) CFC 2k×, b) CFV 2k×, c) CH 1k× e d) CH 3k×.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O laminado híbrido exibe regiões com características de fratura de carbono e fibra de vidro ao longo de toda a superfície de fratura (Figura 59d). Isso indica uma mudança micrométrica na direção da trinca localizada nas interfaces entre a fibra de carbono/epóxi e fibra de vidro/epóxi, conforme mostrado na Figura 60. Essa mudança de direção está associada à diferença na rigidez de cada superfície (assimetria do laminado) e na adesão interfacial entre os dois reforços utilizados. Quando as direções da trinca oscilam entre os dois reforços (laminado híbrido), um incremento de energia é necessário para superar a restrição do caminho heterogêneo. Esse comportamento confirma a análise do balanço de energia, em que a inclinação da curva da/dN versus dU/dN está relacionada a um grau de dano maior (superfície mais rugosa), associado à resistência interfacial mais alta e, conseqüentemente, à uma vida em fadiga mais longa, quando comparado aos laminados não-híbridos.

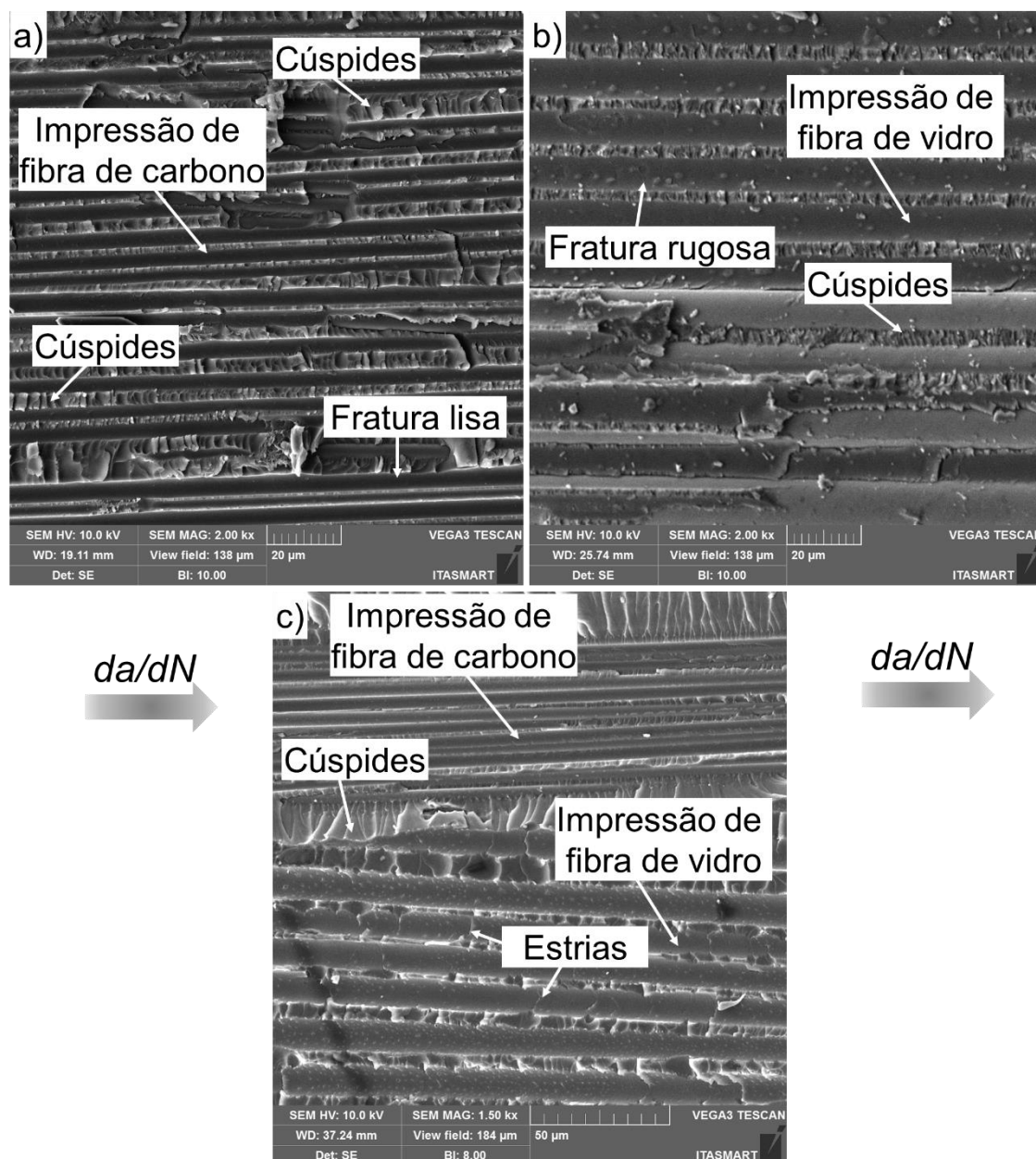
Figura 60. Comportamento de fratura na interface do compósito híbrido no modo I (1k×).



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 61 apresenta as superfícies de fratura no modo II para os laminados de fibra de carbono (Fig. 61a), fibra de vidro (Fig. 61b) e compósito híbrido (Fig. 61c). A superfície de fratura por cisalhamento apresenta maior rugosidade, principalmente pela presença predominante de cúspides, formato mais serrilhado que aparecem na superfície como plaquetas hasteadas. Semelhantemente ao modo I, o desprendimento de fibra é evidenciado ao longo de toda a superfície fratura, considerando a maior tendência de falha adesiva fibra/matriz – impressão de fibra de carbono (Fig. 61a) e impressão de fibra de vidro (Fig. 61b). O laminado híbrido exibiu a presença de fratura na interface fibra de vidro/epóxi e fibra de carbono/epóxi, confirmando o mesmo comportamento de tortuosidade da superfície de fratura.

Figura 61. Superfícies de fratura por fadiga no modo II: a) CFC 2k×, b) CFV 2k× e c) CH 1k×.

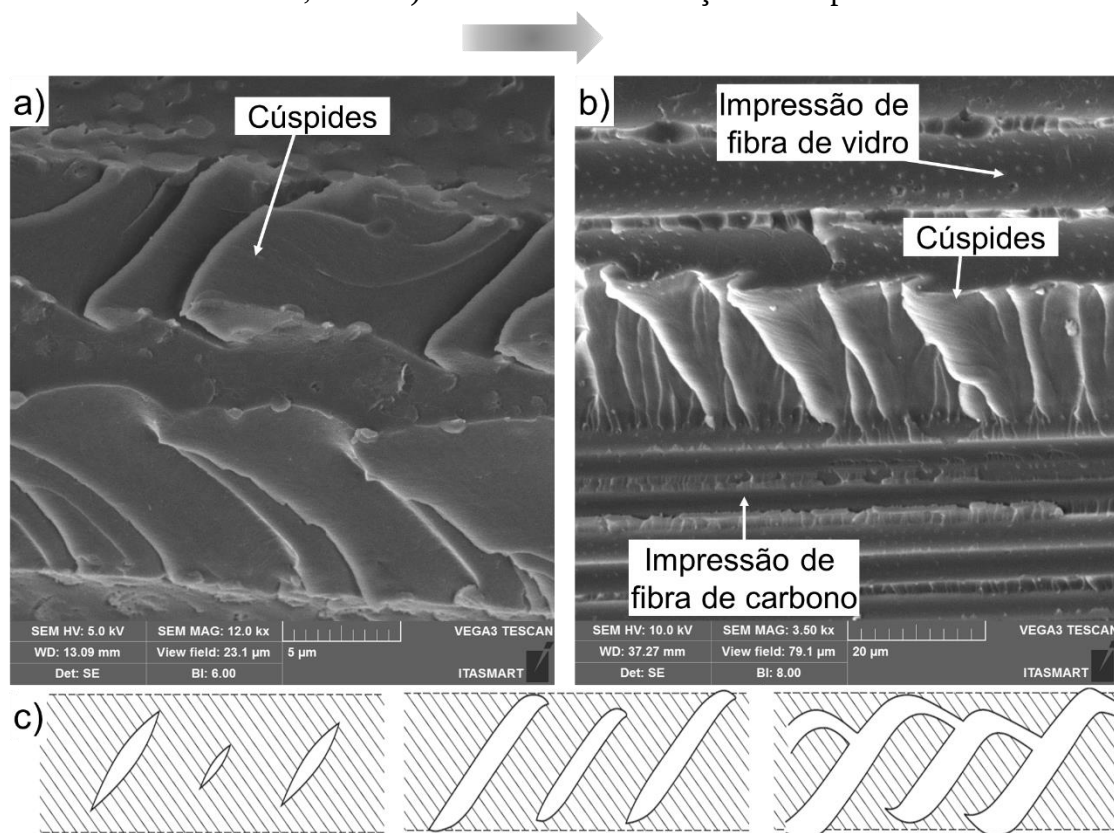


Fonte: Elaborado pelo autor.

A fratura de cúspide está evidenciada na Figura 62a. O tamanho e a distribuição das cúspides são influenciados pelo espaçamento entre as fibras, condições de processamento, tenacidade da matriz e parâmetros de ensaio (GREENHALGH, 2009b). Como resultado das condições de carregamento, a tensão atribuída na ponta da trinca gerar microfraturas anguladas, que cresce até se conectar e gerar esse padrão de fratura (Fig. 62c). A Figura 62b demonstra esse padrão de fratura para o laminado híbrido com interface entre a fibra de vidro e a fibra de carbono. O formato identificado no padrão de fratura demonstrou uma inclinação, com

serrilhado mais alongado na interface com a fibra de vidro; serrilhados menores para a interface de fibra de carbono e com maior frequência. A dependência do tamanho dos padrões ocorre devido a limitação da prolongação de fratura, restrita pelo diâmetro de ambas as fibras e espaçamento entre as fibras. Esse formato encontrado para as cúspides aumenta a rugosidade de fratura e auxilia na mudança de direção da trinca, fatores que contribuem para o aumento da tenacidade à fratura do material.

Figura 62. Detalhamento de formação: a) cúspide 12k $\times$, b) cúspide no laminado híbrido 3,5k $\times$ e c) mecanismo de formação de cúspides.

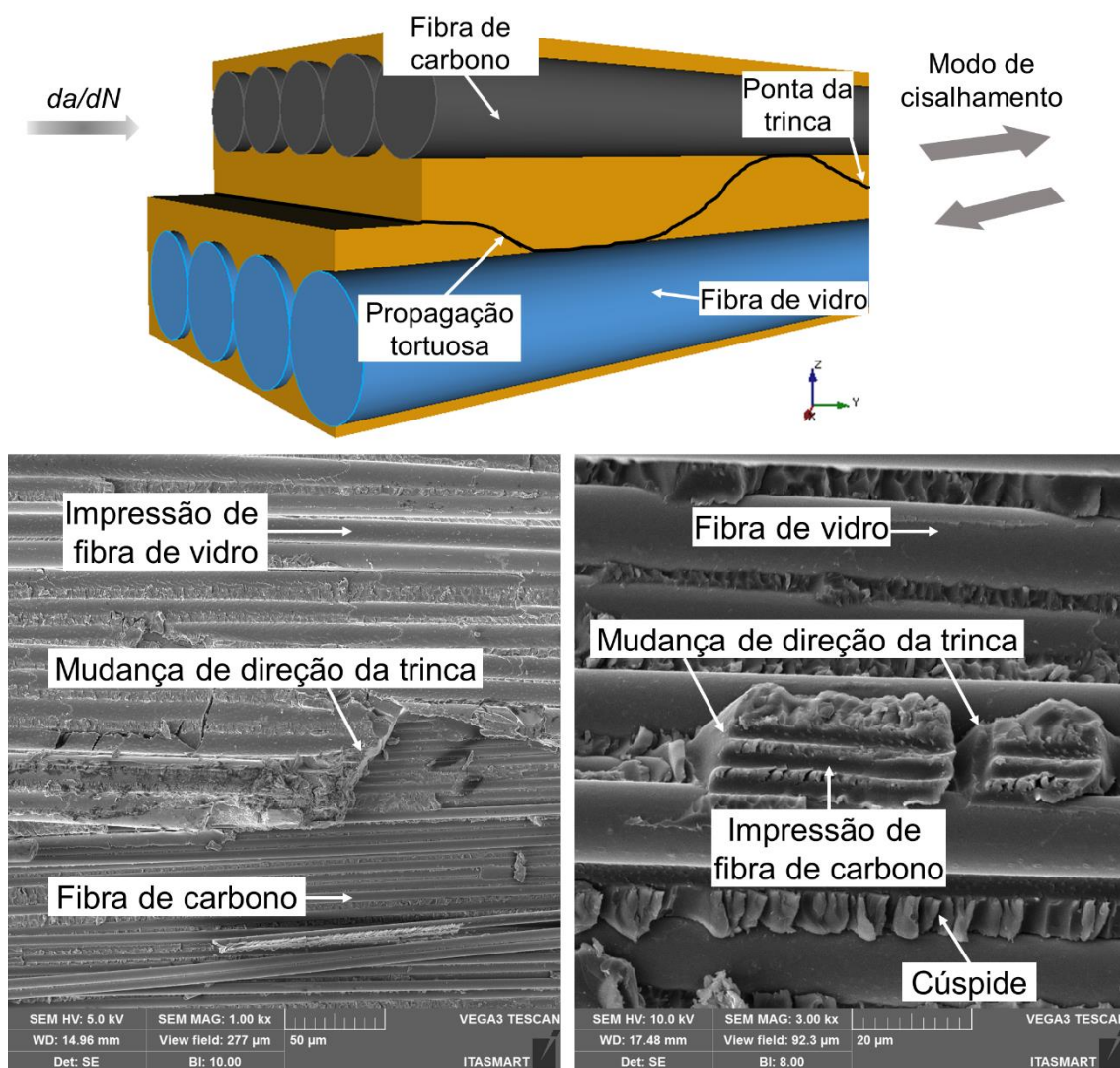


Fonte: Elaborado pelo autor.

Semelhantemente ao modo I, a fratura no modo II apresentou o mesmo comportamento de mudança de direção da trinca entre a superfície fibra de carbono/epóxi e fibra de vidro/epóxi (Figura 63). A mudança de direção da trinca na superfície híbrida migra da face da fratura adesiva fibra/matriz, passando pela fratura coesiva da matriz, e aumentando a energia de necessária para propagação, uma vez que a maior energia associada à alta densidade de reticulação da matriz. Esse comportamento confirma uma superfície com maior rugosidade, onde o laminado híbrido requer maior taxa de energia liberada para progressão de dano, confirmado pelo equacionamento do balanço de energia na seção anterior. A modificação do

comportamento de fratura, conforme ilustrado na Figura 62 com a angulação das cúspides também foi um fator fundamental na maior rugosidade da superfície híbrida fratura.

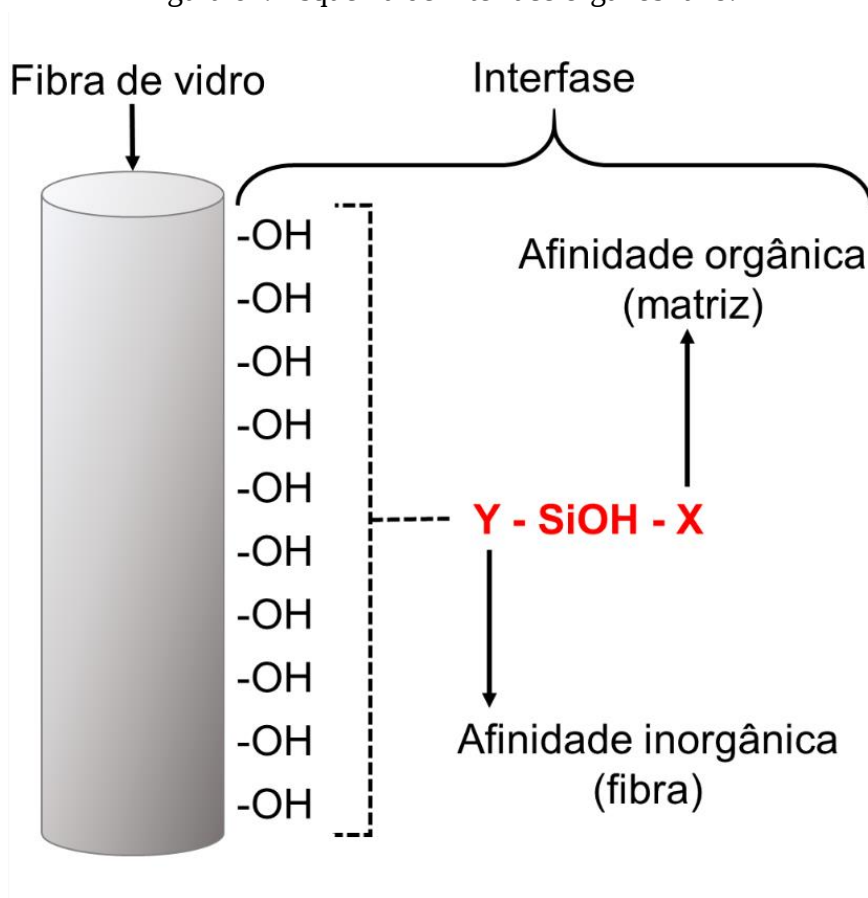
Figura 63. Comportamento de fratura na interface do compósito híbrido no modo II (1-3k $\times$).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Outro fator observado na análise fractográfica foi a superfície mais rugosa da fratura da interface fibra de vidro/epóxi. A fibra de vidro contém agentes de acoplamento de silano em sua superfície (agente tenacificante) (MONTICELI *et al.*, 2020a, 2020c), que apresenta um acoplamento com grupo organosilano, representado pela estrutura Y-SiOH-(X)_3 , ilustrada na Figura 64. O grupo X representa a afinidade inorgânica (reforço) e Y possui afinidade orgânica como o sistema da matriz (KUBÁT *et al.*, 1990; LAZZARI *et al.*, 2017; RIAÑO *et al.*, 2018).

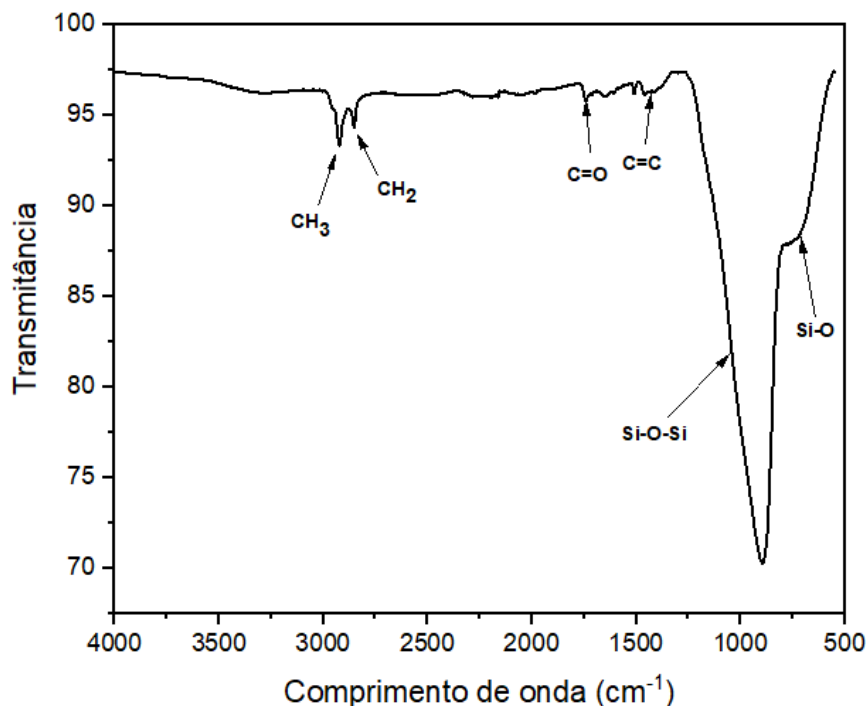
Figura 64. Esquema de interface organosilano.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A utilização de tecido de fibra de vidro no compósito de fibra de carbono (ou seja, compósito híbrido) introduz ligação organosilano entre superfície contínua de vidro e a matriz. A Figura 65 apresenta a análise de comprimento de onda da função química por espectroscopia no infravermelho (FT-IR), através da qual é possível observar a presença do grupo silano, agente tenacificador utilizado em tratamentos superficiais de fibra e partículas, buscando contribuir na tenacidade interfacial matriz/fibra (FERESEN BET *et al.*, 2003; NEVES *et al.*, 2019; WAN *et al.*, 2014; ZHENG *et al.*, 2016).

Figura 65. FT-IR da fibra de vidro.



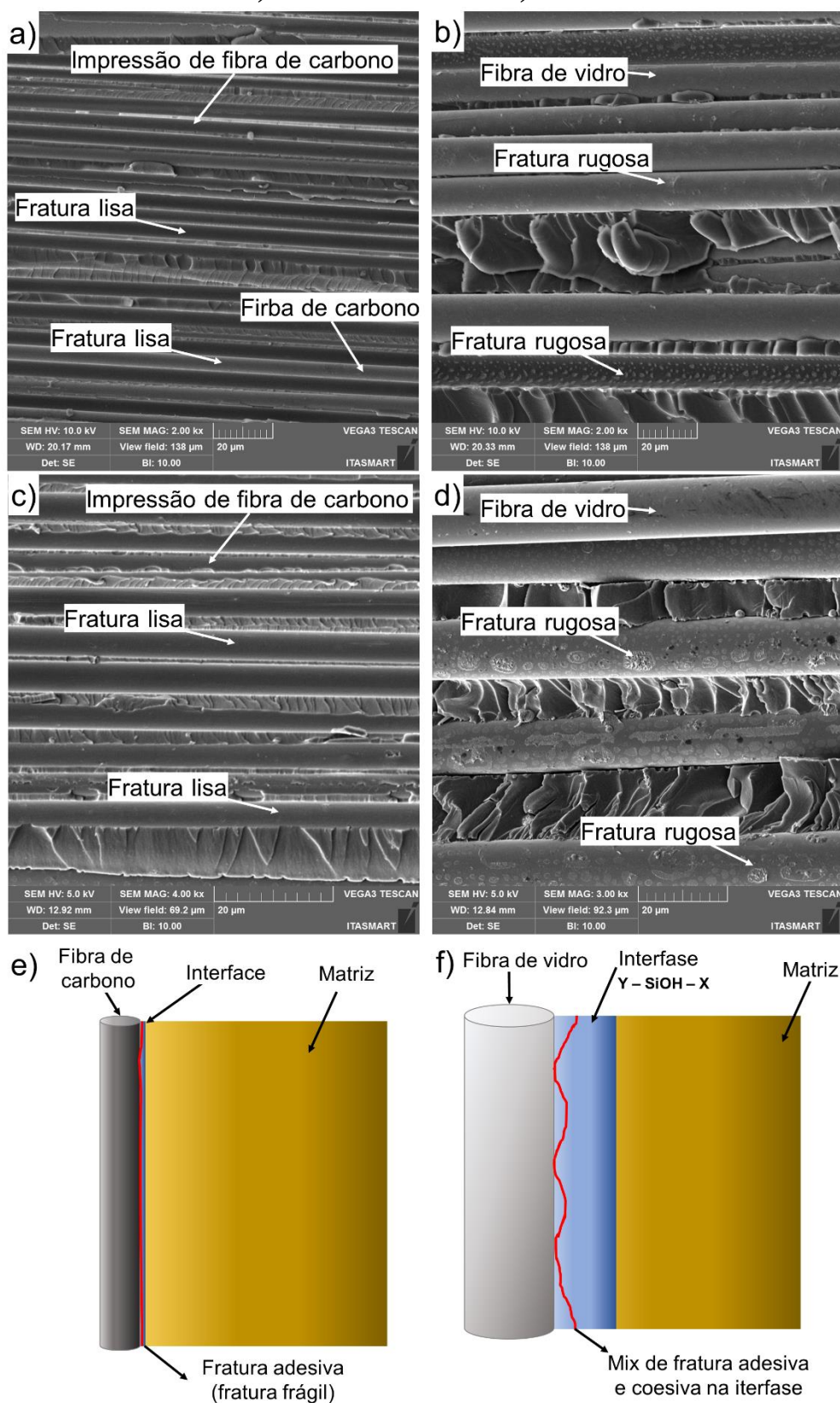
Fonte: Elaborado pelo autor.

A ligação organosilano estende a interface da cadeia fibra/matriz, criando uma região também denominada interfase. As regiões de interfase apresentam maior capacidade de deformações devido ao aumento da cadeia de ligação fibra/matriz, o que diminui a fragilidade interfacial e aumenta a capacidade de transmissão de energia (CHOWDHURY *et al.*, 2021; DEY *et al.*, 2014; GAO *et al.*, 2008).

A Figura 66 demonstra a diferença nos padrões de fratura nas interfaces fibra de carbono/epóxi (modo I – Figuras 66a e modo II – Figura 66c) e fibra de vidro/epóxi (modo I – Figuras 66b e modo II – Figura 66d). A Figura 66e exibe uma fratura interfacial (adesiva), vista pela fratura lisa na superfície da fibra (Figuras 66a, c). Com relação à rugosidade superficial da fibra de vidro e das regiões de impressão da fibra, as Figuras 66b, d demonstram uma combinação de fratura adesiva e coesiva na interfase devido à presença de cadeia de silano (Figura 66f). Este tipo de dano é sensível a melhorias na resistência da interfase e absorção de energia (GAO *et al.*, 2008).

O agente de acoplamento de grupo silano na superfície da fibra de vidro (atuando como agente de tenacidade), combinado com a característica de rigidez da fibra de carbono, atuam sinergicamente, aumentando a tenacidade à fratura dos laminados híbridos, com maior resistência interfacial e maior vida em fadiga para os laminados CH.

Figura 66. Padrões de fratura adesiva e coesiva: a) fibra de carbono 2k× e b) fibra de vidro 2k×; no modo II: b) fibra de carbono 4k× e d) fibra de vidro 3k×; esquema de fratura interfacial e) na fibra de carbono e f) na fibra de vidro



Fonte: Elaborado pelo autor.

CAPÍTULO 9 - MODELO DE PREDIÇÃO SOB CARREGAMENTO CÍCLICO

9.1 DESENVOLVIMENTO DO MODELO DE PREDIÇÃO

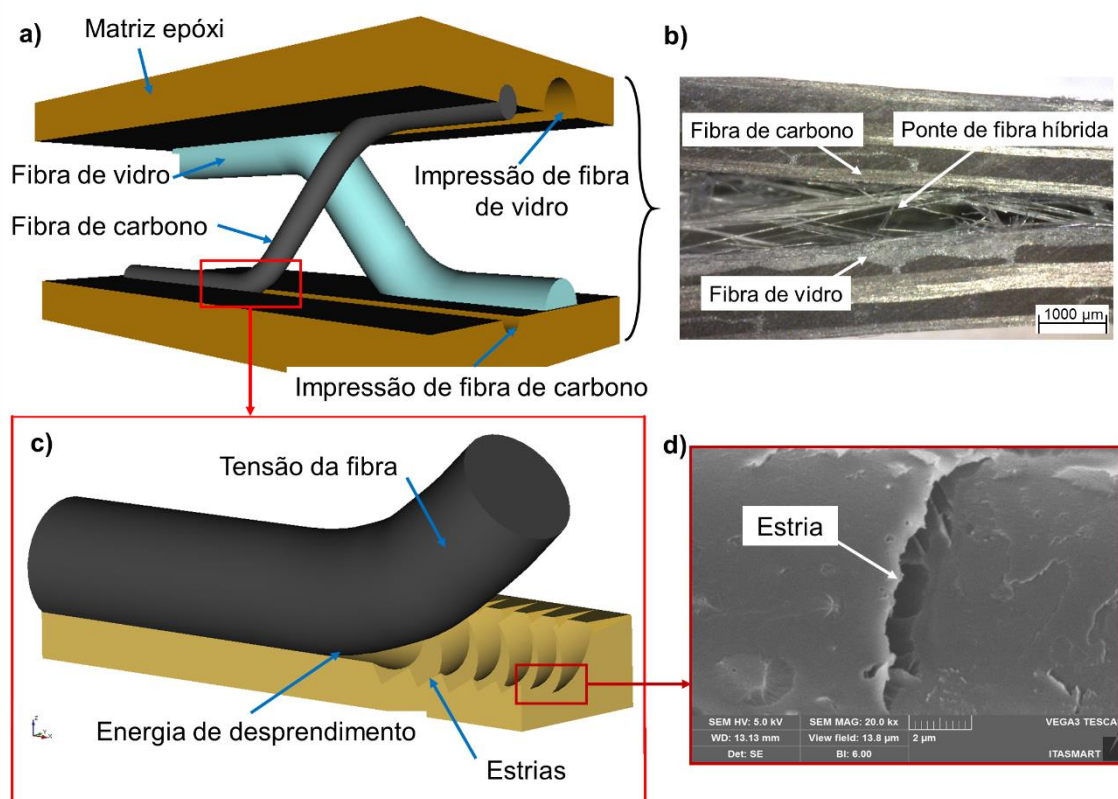
Será apresentada nesta seção o modelo desenvolvido na *seção* 6.2.3 para a propagação de trinca em regime cíclico baseado nas marcas de fratura adesiva e pontes de fibras, considerando um compósito polimérico reforçado com dois tipos de reforços (compósito híbrido).

O fenômeno da ponte de fibra relaciona-se à fratura adesiva interfacial, as fibras permanecem presas em ambas as superfícies fraturadas do laminado, gerando uma ponte de tração, que cria resistência à propagação da trinca e aumentando a tenacidade à fratura (KHAN, 2019). A presença de pontes de fibra é evidenciada no ensaio de delaminação por fadiga, no qual as pontes de fibra de carbono e de vidro são observadas simultaneamente no laminado híbrido. Neste estudo, o envolvimento de dois tipos de fibra em um mesmo mecanismo de fratura é denominado ponte de fibra híbrida, com a presença de dois ou mais reforços no processo de ponte de fibra (associado à definição de híbrido).

A fratura adesiva na interface fibra/epóxi é o caminho mais comumente observado na delaminação, considerando que a falha adesiva requer menor energia devido à rede do sistema epóxi reticulado de alta densidade (KHAN *et al.*, 2014a). A Figura 67 demonstra um esquema da fratura adesiva das fibras de carbono e vidro sob delaminação de abertura (Figuras 67a, b). Isso resulta na dissipação da energia na fratura da interface fibra/epóxi (desprendimento de fibra) e da energia associada à tensão do reforço por meio do efeito de ponte de fibra (Fig. 67c).

A falha adesiva incremental (interface fibra/epóxi) forma o padrão de estrias (Fig. 67d) durante os ciclos de fadiga subsequentes. O crescimento microscópico da trinca se propaga em torno do diâmetro da fibra e ao longo do comprimento da fibra. Após o crescimento da delaminação adesiva, a extensão subsequente da falha ocorre e coalescem com a propagação anterior, formando os padrões de estrias (KHAN *et al.*, 2014b). As estrias foram utilizadas como padrão para aferição de energia disponível durante a delaminação, considerando as impressões geradas pelo carbono e pela fibra de vidro simultaneamente na superfície fraturada.

Figura 67. Esquema de micro mecanismos de fratura sob carregamento cíclico: a) esquema de ponte de fibra híbrida, b) ponte de fibra híbrida, c) descolamento de fibra e d) ampliação do padrão de estria (20 k $\times$).

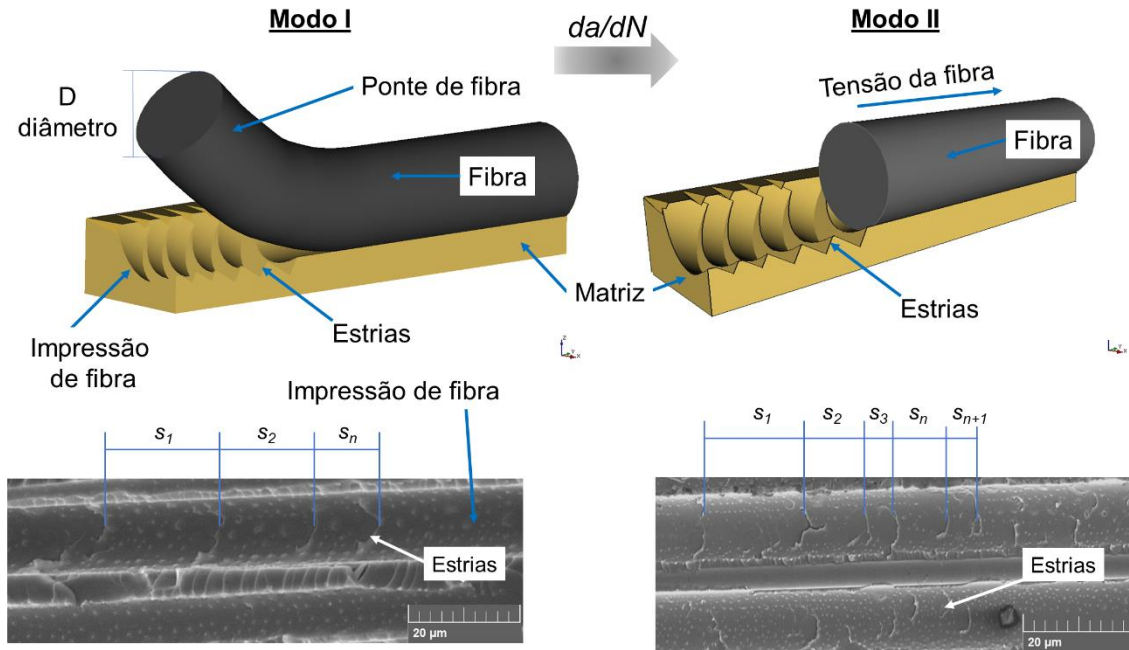


Fonte: Elaborado pelo autor.

Da mesma forma para o modo II, a tensão da fibra influencia na distribuição de energia, uma vez que a aplicação de carga no ensaio de cisalhamento é gerada em direção paralela as fibras. O desprendimento da fibra gera o mesmo padrão de estrias, uma vez que a cada ciclo de fadiga subsequente essa marca de fratura é gerada na superfície da região fraturada.

A medição das estrias foi realizada ao longo da impressão da fibra até que a fibra se rompesse ou houvesse uma mudança de direção (entre carbono/epóxi e vidro/epóxi). A energia de desprendimento e de ponte de fibra foi medida ao longo da superfície fraturada. A Figura 68 demonstra a medição das estrias após o crescimento da delaminação para os modos I e II. O comprimento das estrias é maior durante os ciclos iniciais, pois a carga aplicada é máxima nos primeiros ciclos e diminui após a propagação do dano, considerando o decaimento da rigidez.

Figura 68. Medição do padrão de estrias para o modo I e modo II.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Considerando a dissipação de energia com base na zona de ponte de fibra determinada na equação (22) para o modo I e equação (23) para o modo II, o comportamento de delaminação considerando a aplicação de carga cíclica é descrito nas equações (27) e (28). A energia de desprendimento da fibra (primeira parte da equação) é somada à resistência gerada pela tensão da ponte de fibra integrada entre a abertura de delaminação máxima e mínima (segunda parte da equação), que corresponde à taxa de liberação de energia durante a aplicação de carga cíclica, para cada incremento de ciclo.

$$\Delta G_{FBZ}^I = \sum_{i=1}^k G_{ipo} + \left(\sum_{i=1}^k \int_{\delta_{min}}^{\delta_{max}} G_{in}(\delta_n) D_i \frac{n_i A_f}{A_t} d\delta \right) \quad (27)$$

$$\Delta G_{FBZ}^{II} = \sum_{i=1}^k G_{ipu} + \left(\sum_{i=1}^k \int_{\delta_{min}}^{\delta_{max}} G_{it}(\delta_t) D_i \frac{n_i A_f}{A_t} d\delta \right) \quad (28)$$

Aplicando a relação do tipo lei de potência da taxa de propagação de trinca com a taxa de liberação de energia (ΔG_{FBZ}) como o parâmetro de similitude, obtém-se uma abordagem de geral do tipo Paris, como visto na equação (29), na qual C e β são parâmetros constantes do material, e dS é propagação do tamanho de estrias, equivalente ao incremento de trinca da . A equação (29) representa o modelo para prever o comportamento de propagação de trincas,

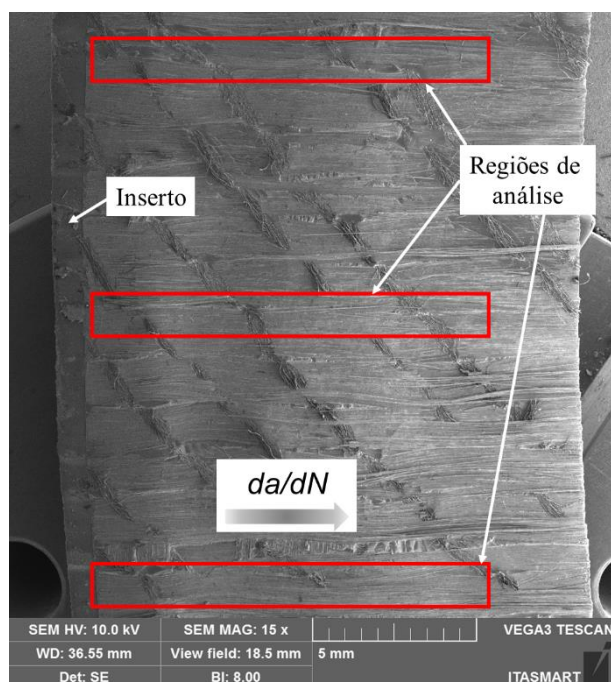
baseado em um micro mecanismo para o padrão de fratura do compósito usando um ou mais tipos de reforços.

$$\frac{dS}{dN} = \frac{da}{dN} = C(\Delta G_{FBZ})^\beta \quad (29)$$

9.2 APLICAÇÃO DO MODELO DE PREDIÇÃO EM FADIGA PROPOSTO

As medições fractográficas foram realizadas de acordo com a ilustração da Figura 69, na qual as regiões em vermelho são as áreas escolhidas como referência para a aferição dos distanciamentos das estrias. A contabilização dos ciclos foi realizada de acordo com a contagem das cúspides, uma vez que as estrias apresentam comprimento equivalente a uma faixa de 10 a 20 cúspides, gerando uma maior aproximação entre o número de ciclos e a propagação de trinca. Semelhantemente ao modelo de Paris, o comprimento de estrias foi calculado por número de ciclos (número de cúspides), resultando na curva dS/dN . Posteriormente as energias medidas para cada incremento de estria foi realizado de acordo com a aplicação das equações (27) para o modo I e a equação (28) para o modo II.

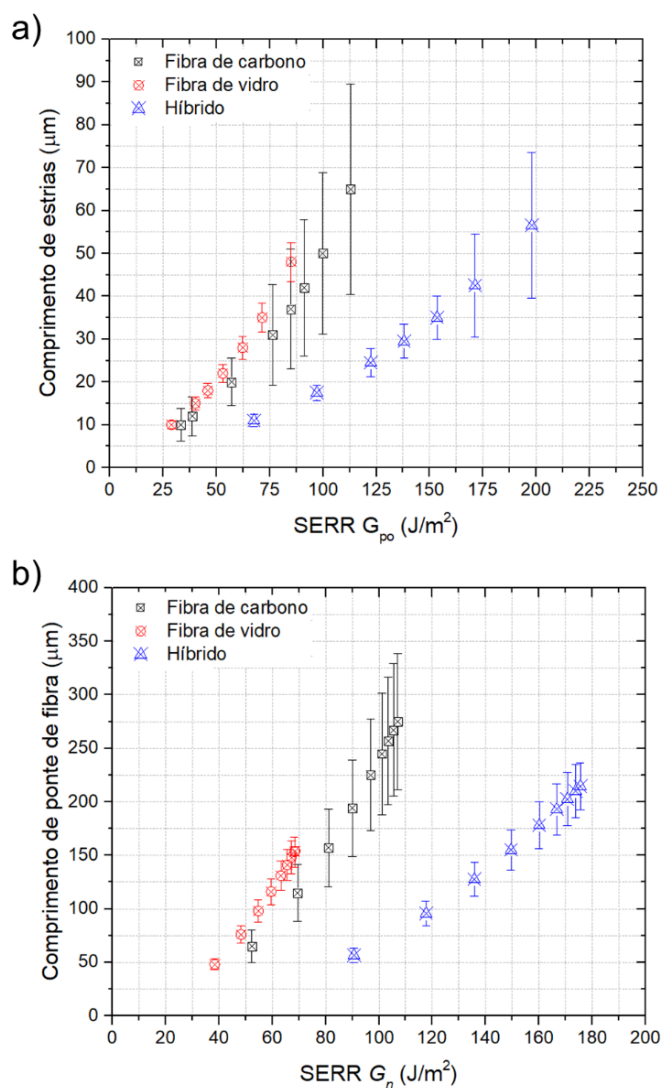
Figura 69. Esquema de medições de estrias na superfície de fratura (15×).



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 70 demonstra o comprimento de estrias versus energia de desprendimento de fibra G_{po} (Fig. 70a) e o comprimento de estria versus energia de tensão de ponte de fibra G_n (Fig. 70b), medido independentemente para o carbono e fibra de vidro seguindo padrões de fratura com $R = 0,2$ para o laminado híbrido em delaminação no modo I. A medição foi realizada em regiões diferentes, na qual os maiores comprimento de estrias são maiores na região inicial e diminui de acordo com o decaimento do carregamento. A energia de desprendimento da fibra no laminado híbrido é resultado da soma da energia gerada pela fratura interfacial da fibra de carbono e vidro. O mesmo método foi aplicado à energia gerada pela tensão da ponte de fibra.

Figura 70. Comprimento de estrias versus SERR para o modo I: a) energia de desprendimento de fibra e b) energia de ponte de fibra.



Fonte: Elaborado pelo autor.

As barras de erro na Figura 70 são baseadas no desvio padrão da medição de estrias, uma vez que em cada região foram apresentados diferentes tamanho de espaçamento entre as estrias. Com um comprimento maior de estrias, as barras de erro aumentam, devido aos saltos de trinca e instabilidade na propagação no início da delaminação, aumentando a variação nas medidas tomadas na superfície de fratura. A barra de erro diminui para um pequeno espaço de estrias, indicando maior estabilidade de propagação de dano a baixas taxas de propagação.

A impressão deixada pela fibra de carbono possui maior espaçamento de estrias devido à maior fragilidade na interface carbono/epóxi. O comprimento menor de estria na impressão gerada pela fibra de vidro está associado ao comportamento de tenacidade à fratura, com base na interface organosilano. A fibra de carbono fornece um maior número de ponte de fibra do que a fibra de vidro, porém, a fibra de vidro apresenta maior área de impressão devido ao maior diâmetro, resultando em dissipação de energia semelhante para os dois reforços.

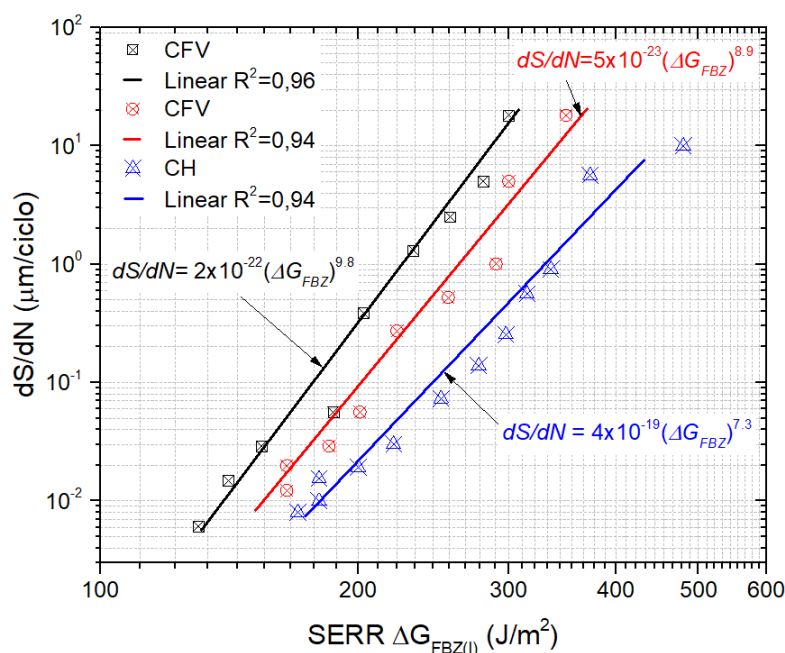
O comprimento médio de estrias e a respectiva energia dissipada foram integradas ao longo da superfície fraturada para gerar a taxa de liberação de energia (ΔG_{FBZ}) versus a taxa de propagação da trinca (Figura 71). Pode-se observar uma semelhança entre os valores experimentais, usando o ajuste de lei de potência, mesmo com uma variação na razão de carregamento. A taxa de propagação de estrias (dS/dN) obtida com o parâmetro de similitude ΔG_{FBZ} foi utilizada para estabelecer o modelo de predição de propagação de trinca, dado na equação (30) para o laminado CFC, equação (31) para o CFV e equação (32) para o compósito híbrido.

$$\frac{dS}{dN} = 2 \cdot 10^{-22} (\Delta G_{FBZ})^{9,8} = 2 \cdot 10^{-22} \left(\sum_{i=1}^k G_{ipo} + \sum_{i=1}^k \int_{\delta_{min}}^{\delta_{max}} G_{it}(\delta) D_i \delta \frac{n_i}{A_t} \right)^{9,8} \quad (30)$$

$$\frac{dS}{dN} = 5 \cdot 10^{-23} (\Delta G_{FBZ})^{8,9} = 5 \cdot 10^{-23} \left(\sum_{i=1}^k G_{ipo} + \sum_{i=1}^k \int_{\delta_{min}}^{\delta_{max}} G_{it}(\delta) D_i \delta \frac{n_i}{A_t} \right)^{8,9} \quad (31)$$

$$\frac{dS}{dN} = 4 \cdot 10^{-19} (\Delta G_{FBZ})^{7,3} = 4 \cdot 10^{-19} \left(\sum_{i=1}^k G_{ipo} + \sum_{i=1}^k \int_{\delta_{min}}^{\delta_{max}} G_{it}(\delta) D_i \delta \frac{n_i}{A_t} \right)^{7,3} \quad (32)$$

Figura 71. Taxa de propagação da estrias versus ΔG_{FBZ} para o modo I.



Fonte: Elaborado pelo autor.

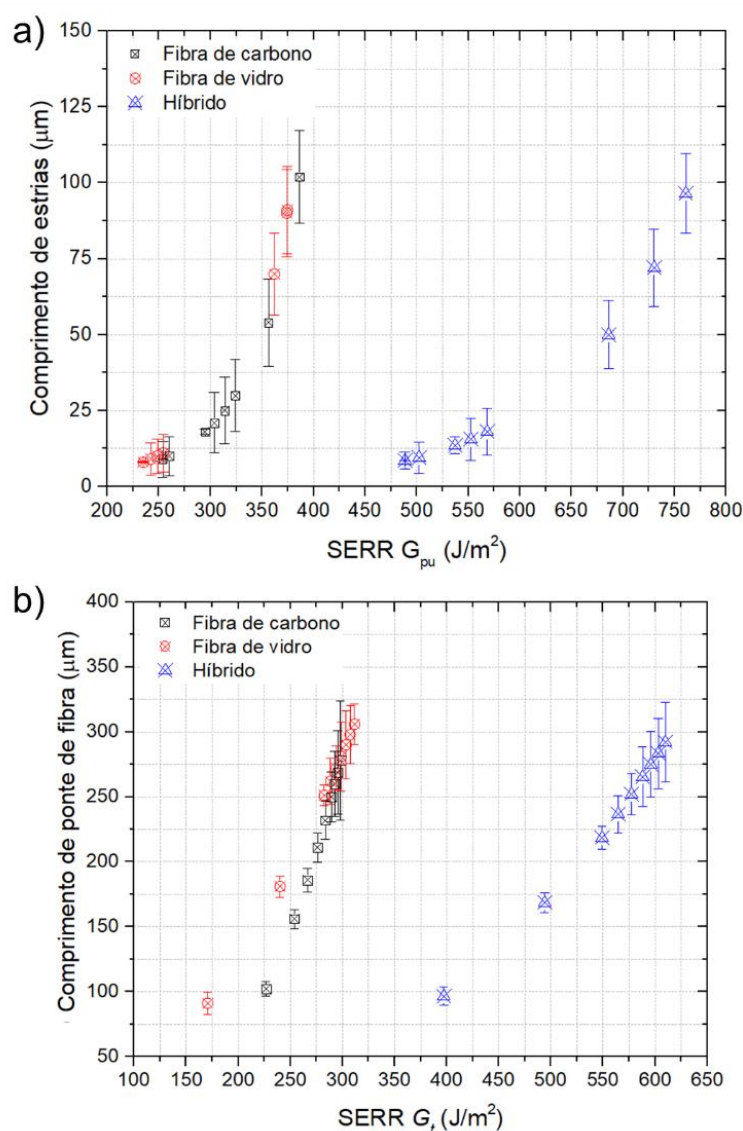
Considerando a medida do padrão de microfratura para a delaminação do compósito híbrido, foi possível gerar um modelo de predição com alta confiabilidade $R^2 = 0,94$; $R^2 = 0,96$; e $0,94$ para os laminados CFC, CFV e CH, respectivamente. O resíduo demonstra que os erros no presente modelo foram normalmente distribuídos dentro de uma faixa de $\pm 2,0 \mu\text{m}$ por ciclo. Este modelo demonstrou uma faixa de liberação de energia maior para todos os laminados no modo I de delaminação por fadiga comparado ao modelos convencionais da literatura (Paris, por exemplo). Isso está associado a um método menos conservador e mais realista em relação ao comportamento de progressão de dano.

O valor de β demonstra a inclinação da curva e é definido na necessidade de maior ou menor energia para gerar a delaminação. O uso do parâmetro de similitude ΔG_{FBZ} leva a um expoente β inferior (CFC – 9,8; CFV – 8,9 e CH – 7,3) com relação à constante de Paris (CFC – 12,5; CFV – 11,7 e CH – 8,6) para todos os laminados, o que indica um aumento na capacidade de medição da resistência à delaminação pelo método FBZ. O modelo de zona de ponte de fibra híbrida obtido é altamente específico, pois considera efeitos como o tipo de fibra e a variedade de mecanismos de fratura potencialmente envolvidos, além de gerar uma melhor análise comparativa dos resultados.

Para o modo II de propagação de trinca, utilizou-se o mesmo método aplicado anteriormente. Entretanto, houve uma maior dificuldade de medição dos padrões de fratura (estrias) no modo de cisalhamento, pois a continuidade de fricção das superfícies fraturadas

interfere na medição da carga e modifica os padrões de dano. A Figura 72a apresenta o comprimento de estrias versus energia de desprendimento de fibra G_{pu} (Fig. 72a) e o comprimento das estrias versus energia de tensão de fibra G_t (Fig. 72b), ambos medidos independentemente para a fibra de carbono e para a fibra de vidro seguindo padrões de fratura com $R = 0,2$ para o laminado híbrido em delaminação no modo II. Pode-se observar saltos na medição de estrias, que se repetiu ao longo da superfície fraturada. Fator indicativo de descontinuidade de fratura, podendo ser relacionado à maior descontinuidade na direção da ponta da trinca ou modificação dos padrões de fratura por cisalhamento.

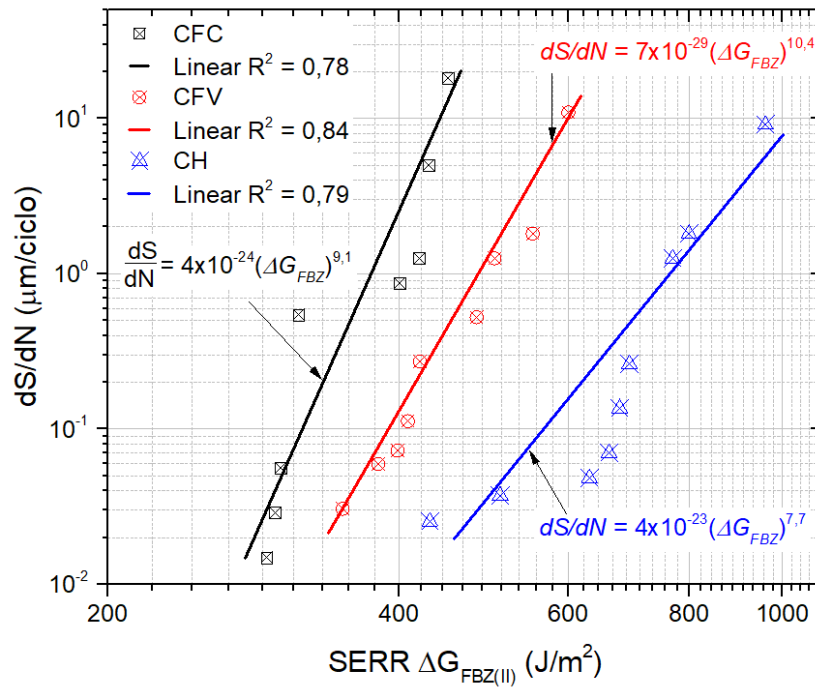
Figura 72. Comprimento de estrias versus SERR para o modo II: a) energia de desprendimento de fibra e b) energia de ponte de fibra.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A dissipação de energia através dos padrões de estrias no modo II (Figura 73) gerou um modelo de predição com maior desvio: CFC – $R^2 = 0,79$; CFV – $R^2 = 0,84$; e CH – $R^2 = 0,78$, considerando a maior dificuldade de medição no tipo de padrão de fratura gerado. O erro no presente modelo foi normalmente distribuído dentro de uma faixa de $\pm 10,0 \mu\text{m}$ por ciclo. A faixa da taxa de liberação de energia e o valor de β demonstram um aumento na capacidade de medição da resistência à delaminação pelo método desenvolvido, considerando maior energia ΔG_{FBZ} e menor coeficiente β comparados aos parâmetros de Paris. As equações (33) – (35) foram os modelos gerados pelas curvas na Figura 73 para cada um dos laminados (CFC, CFV e CH, respectivamente).

Figura 73. Taxa de propagação da estria versus ΔG_{FBZ} para o modo II.



Fonte: Elaborado pelo autor.

$$\frac{dS}{dN} = 4 \cdot 10^{-24} (\Delta G_{FBZ})^{9,1} = 4 \cdot 10^{-24} \left(\sum_{i=1}^k G_{ipo} + \sum_{i=1}^k \int_{\delta_{min}}^{\delta_{max}} G_{it}(\delta) D_i \delta \frac{n_i}{A_t} \right)^{9,1} \quad (33)$$

$$\frac{dS}{dN} = 7 \cdot 10^{-29} (\Delta G_{FBZ})^{10,4} = 7 \cdot 10^{-29} \left(\sum_{i=1}^k G_{ipo} + \sum_{i=1}^k \int_{\delta_{min}}^{\delta_{max}} G_{it}(\delta) D_i \delta \frac{n_i}{A_t} \right)^{10,4} \quad (34)$$

$$\frac{dS}{dN} = 4 \cdot 10^{-23} (\Delta G_{FBZ})^{7,7} = 4 \cdot 10^{-23} \left(\sum_{i=1}^k G_{ipo} + \sum_{i=1}^k \int_{\delta_{min}}^{\delta_{max}} G_{it}(\delta) D_i \delta \frac{n_i}{A_t} \right)^{7,7} \quad (35)$$

Posteriormente a medição e determinação do modelo baseado na ponte de fibra híbrida, o mesmo foi aplicado através das medições macroscópica de delaminação nos modos I e II, demonstrado na Figura 74. A equação (29) foi aplicada para cada variação de razão de carregamento nos três tipos de laminados estudados. Os pontos experimentais apresentaram uma linearidade do tipo lei de potência, gerando proximidade com o modelo representado, para o modo I, pelas equações (37) – (39) para os laminados CFC, CFV e CH, respectivamente. Para o modo II, representado pelas equações (40) – (42) para os laminados CFC, CFV e CH, respectivamente.

$$\frac{da}{dN} = 2 \cdot 10^{-31} (\Delta G_{FBZ})^{10,8} \quad (37)$$

$$\frac{da}{dN} = 10^{-28} (\Delta G_{FBZ})^{9,0} \quad (38)$$

$$\frac{da}{dN} = 4 \cdot 10^{-26} (\Delta G_{FBZ})^{7,8} \quad (39)$$

$$\frac{da}{dN} = 10^{-33} (\Delta G_{FBZ})^{10,1} \quad (40)$$

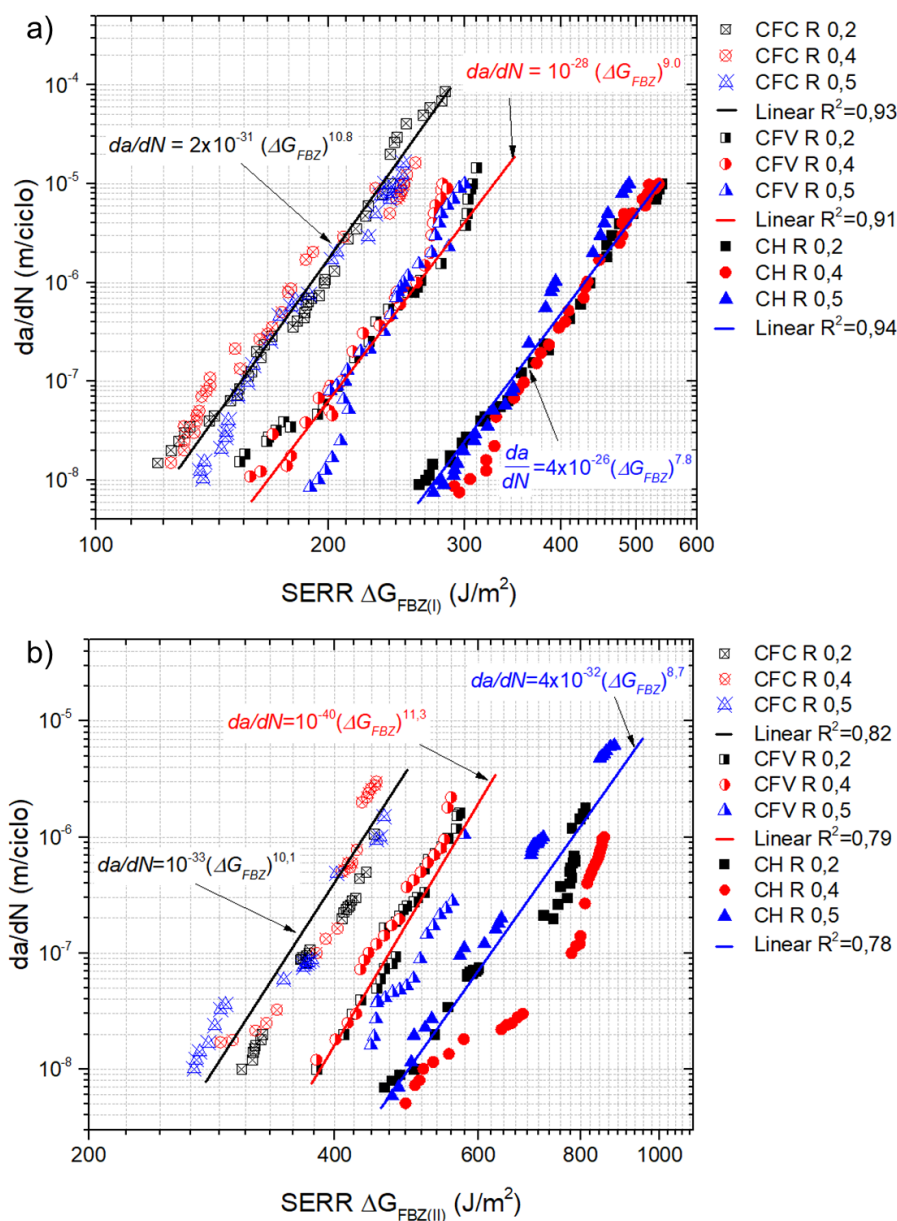
$$\frac{da}{dN} = 10^{-40} (\Delta G_{FBZ})^{11,3} \quad (41)$$

$$\frac{da}{dN} = 4 \cdot 10^{-32} (\Delta G_{FBZ})^{8,7} \quad (42)$$

O modelo apresentado baseado em medição macroscópica resultou em tendências dos valores das constantes de β e C próximos daqueles encontrados por medição microscópica, indicando que os padrões microscópicos formados durante o crescimento da delaminação refletem a taxa de crescimento no nível macroscópico sob carga cíclica.

O erro residual da aplicação do modelo gerado através dos pontos experimentais para o modo I foi de $\pm 2,5 \mu\text{m}$ e para o modo II foi de $\pm 30,0 \mu\text{m}$ por ciclo. O maior erro de medição para o modo II está associado a dificuldade de medição de propagação da trinca através da fratura por cisalhamento, além dos fatores mencionados anteriormente.

Figura 74. Taxa de propagação da trinca macroscópica vs. ΔG_{FBZ} : a) modo I e b) modo II.



Fonte: Elaborado pelo autor.

9.2.1 Análise comparativa do modelo desenvolvido

As Tabelas 7 e 8 apresentam o resumo dos coeficientes dos modelos aplicados de Paris (lei de potência), $\Delta\sqrt{G}$ (somente para a razão R 0,2), método desenvolvido por Pascoe (2016), modelo de Andersons (2004) (utilizando o G_{max} como referência) e o modelo proposto neste estudo, para o modo I e para o modo II. A constante C sofre variação de acordo com a unidade adotada (comprimento de estrias $S = \mu m$, e tamanho de trinca $a = m$), e dos parâmetros utilizados, uma vez que ele reflete o ponto de intersecção do eixo da/dN – ponto na qual a

energia dissipada alcança valor mínimo. O constante β apresenta a velocidade de progressão da trinca, e quanto menor for esse valor, maior será a energia necessária para a progressão de dano.

Para todos os casos é possível observar menores valores dos expoentes para os laminados híbridos, indicativo de maior resistência interlaminar da interface fibra de carbono/vidro. Embora apresente valores distintos para cada modelo ou método aplicado, a tendência do comportamento de cada um dos laminados indica um comportamento análogo ao gerado pelo modelo apresentado neste trabalho, apresentando comportamento com elevado rigor devido às menores constantes e valores dos expoentes comparado ao modelo normatizado de lei de potência (ΔG), modelo de $\Delta\sqrt{G}$, e valores relativos aos apresentado por Andersons (2004), Pascoe (2016) e Khan (2013), que considera aspectos de energia monotônica e cíclica, além de apresentar elevado coeficiente de variação ($R^2 > 0,9$).

O modelo proposto por Khan (2013) é o método da literatura que mais se aproxima com o modelo proposto neste trabalho, uma vez que o modelo apresentado é resultado das medições macro e microscópicas dos padrões na superfície de fratura. A utilização do parâmetro de similitude $\Delta\sqrt{G}$ (ou ΔG_s) e de $\Delta G = G_{max} - G_{min}$, pode subestimar o valor de dissipação de energia por taxa de progressão de dano. Por isso, o modelo desenvolvido no presente estudo considera as energias de desprendimento de fibra e tensão da ponte de fibra para o desenvolvimento do parâmetro de similitude, por apresentar o comportamento realista da dissipação de energia através dos mecanismos de fratura analisados.

O modelo de predição desenvolvido apresentou boa confiabilidade considerando a medição do padrão de microfratura associado à delaminação compósito híbrido, com maior capacidade de análise do comportamento entre os laminados híbrido e não-híbrido, uma vez que é possível distinguir o efeito de cada reforço na distribuição de dissipação de energia por taxa de progressão de dano. O comportamento semelhante observado para os níveis micro e macroscópicos analisados para o modo I e II de delaminação por fadiga também é esperado para o modo III e modo misto, utilizando um ou mais tipos de reforço. No entanto, a aplicação deste tipo de abordagem à superfície de fratura em modos de cisalhamento mostrou-se ser um desafio, aumentando o erro de medição comparado ao modo I.

Tabela 7. Resumo das leis de propagação para o modo I.

Modelo	Parâmetro de similitude	Compósito	C constante (m/ciclo)	β expoente (velocidade da trinca)	R^2
Variação de G	ΔG	CFC	$1,3 \times 10^{-35}$	12,5	0,88
		CFV	$2,1 \times 10^{-33}$	11,7	0,83
		CH	$1,3 \times 10^{-28}$	8,9	0,79
Delta efetivo	$\Delta\sqrt{G} = \Delta G_s$	CFC R0,2	$2,0 \times 10^{-33}$	12,6	0,99
		CFV R0.2	$2,0 \times 10^{-34}$	13,1	0,99
		CH R0,2	$5,0 \times 10^{-28}$	9,5	0,99
Pascoe	$\frac{dU}{dN}$	CFC	$4,0 \times 10^{-2}$	0,89	0,97
		CFV	$9,8 \times 10^{-2}$	0,94	0,98
		CH	$6,8 \times 10^{-2}$	0,76	0,98
Andersons	$\left(\frac{G_{max} - G_{min}}{G_c - G_m}\right)$	CFC	$1,0 \times 10^{-7}$	6,4	0,88
		CFV	$1,0 \times 10^{-8}$	6,7	0,92
		CH	$1,0 \times 10^{-9}$	6,1	0,94
Khan	$C + A(\Delta\sqrt{G})^m + B(G_{max})^n$		$-2,8 \times 10^{-7}$		
		CFC	$6,0 \times 10^{-14}$	5,1	0,78
			$7,0 \times 10^{-12}$	4,3	
			$-8,0 \times 10^{-6}$		
		CFV	$5,4 \times 10^{-12}$	3,2	0,81
			$5,8 \times 10^{-11}$	2,0	
			$-1,8 \times 10^{-5}$		
		CH	$2,7 \times 10^{-8}$	2,8	0,80
*Micro	$\frac{dS}{dN} = C(\Delta G_{FBZ})^\beta$		$7,1 \times 10^{-10}$	1,6	
		CFC	$2,0 \times 10^{-22}$	9,8	0,96
		CFV	$5,0 \times 10^{-23}$	8,9	0,94
*Macro	$\frac{da}{dN} = C(\Delta G_{FBZ})^\beta$	CH	$4,0 \times 10^{-19}$	7,3	0,94
		CFC	$2,0 \times 10^{-31}$	10,8	0,93
		CFV	$1,0 \times 10^{-28}$	9,0	0,91
		CH	$4,0 \times 10^{-26}$	7,8	0,94

* Micro = medição microscópica; Macro = medição macroscópica, ambas realizadas neste estudo

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 8. Resumo das leis de propagação para o modo II.

Modelo	Parâmetro de similitude	Compósito	C constante (m/ciclo)	β expoente (velocidade da trinca)	R^2
Variação de G	ΔG	CFC	$2,2 \times 10^{-42}$	14,7	0,72
		CFV	$9,9 \times 10^{-29}$	8,6	0,70
		CH	$5,1 \times 10^{-23}$	7,1	0,76
Delta efetivo	$\Delta\sqrt{G} = \Delta G_s$	CFC R0,2	$9,0 \times 10^{-53}$	21,8	0,99
		CFV R0.2	$6,0 \times 10^{-49}$	16,8	0,99
		CH R0,2	$2,0 \times 10^{-51}$	25,7	0,99
Pascoe	$\frac{dU}{dN}$	CFC	$1,9 \times 10^{-02}$	0,92	0,95
		CFV	$9,0 \times 10^{-03}$	0,85	0,96
		CH	$7,0 \times 10^{-03}$	0,72	0,95
Andersons	$\left(\frac{G_{max} - G_{min}}{G_c - G_m}\right)$	CFC	$6,0 \times 10^{-09}$	4,6	0,65
		CFV	$8,0 \times 10^{-08}$	2,1	0,81
		CH	$3,0 \times 10^{-08}$	1,4	0,63
Khan	$C + A(\Delta\sqrt{G})^m + B(G_{max})^n$		$-3,5 \times 10^{-5}$		
		CFC	$8,4 \times 10^{-8}$	4,5	0,78
			$3,4 \times 10^{-11}$	2,4	
			$-2,5 \times 10^{-5}$		
		CFV	$8,2 \times 10^{-8}$	3,4	0,76
			$4,9 \times 10^{-11}$	2,5	
			$-2,7 \times 10^{-4}$		
		CH	$3,4 \times 10^{-7}$	1,8	0,75
*Micro	$\frac{dS}{dN} = C(\Delta G_{FBZ})^\beta$	CFC	$4,0 \times 10^{-24}$	9,1	0,78
		CFV	$7,0 \times 10^{-29}$	10,4	0,84
		CH	$4,0 \times 10^{-23}$	7,7	0,79
*Macro	$\frac{da}{dN} = C(\Delta G_{FBZ})^\beta$	CFC	$1,0 \times 10^{-33}$	10,1	0,82
		CFV	$1,0 \times 10^{-40}$	11,3	0,79
		CH	$4,0 \times 10^{-32}$	8,7	0,78

* Micro = medição microscópica; Macro = medição macroscópica, ambas realizadas neste estudo

Fonte: Elaborado pelo autor.

CAPÍTULO 10 - CONCLUSÕES

Os modos individuais I e II, em aplicação quase-estático de carregamento, apresentaram aumento da taxa de liberação de energia necessária para propagação de trinca na interface híbrida. A interface híbrida apresentou maior rugosidade de fratura – descontinuidade de fratura entre as interfaces carbono/epóxi e vidro/epóxi, gerando uma maior resistência interlaminar. O modelo desenvolvido para o regime quase-estático em cada um dos modos, considerando uma interface híbrida, apresentou uma quantificação adequada com princípios físicos de fratura das superfícies, o que torna mais realístico a predição de delaminação, tanto para regime estático quanto carregamento cíclico.

O crescimento da delaminação nos modos I e II sob carregamento cíclico foi investigado para compósitos híbridos e não-híbridos. Do estudo experimental, as seguintes conclusões podem ser obtidas:

- A aplicação da equação de balanço de energia com base em princípios físico foi promissora para avaliar a taxa de liberação de energia para uma interface mais complexa, evidenciando a maior quantidade de energia necessária para o crescimento da delaminação por fadiga para compósitos híbridos;
- O compósito híbrido possui uma superfície mais rugosa devido a uma mudança micrométrica na direção da trinca entre as interfaces fibra de carbono/epóxi e fibra de vidro/epóxi - presença simultânea de ambos os reforços ao longo de toda a superfície de fratura;
- Os agentes de acoplamento de silano na superfície da fibra de vidro atuam sinergicamente em conjunto com a rigidez da fibra de carbono, potencializando o comportamento mecânico do compósito híbrido;
- A aplicação do projeto de processamento intercalado de fibra de carbono/vidro em um laminado híbrido é uma opção viável para aumentar a resistência à delaminação, uma vez que a interface híbrida requer maior energia de progressão de dano, resultando em maior vida em fadiga.

O modelo preditivo para a taxa de crescimento de delaminação por fadiga em um compósito híbrido foi desenvolvido aplicando o método de zona de ponte de fibra híbrida, no qual foi possível gerar um modelo de predição considerando a medição do padrão de microfratura, portanto com maior confiabilidade devido às interações das cargas com as faturas

microscópicas. Os padrões microscópicos formados durante o crescimento da delaminação refletem a taxa de crescimento no nível macroscópico sob carga cíclica.

10.1 CONTRIBUIÇÕES DO TRABALHO

Estudos no Grupo de Pesquisa de Fadiga e Materiais Aeronáuticos (CIOFFI *et al.*, 2010) demonstraram que durante os ensaios de fadiga de compósitos multidirecionais ocorre a delaminação antes da ruptura e, muitas vezes, sob baixas tensões. A partir das primeiras observações, foram realizados estudos que mostrou que o material, apesar de delaminado, sofreria a fratura somente muitos ciclos depois, especialmente em baixo nível de tensão aplicada. A partir desse e outros estudos na literatura, iniciou-se o estudo de delaminação de compósitos avançados (ASTM D5528-13). Entretanto a maioria dos estudos são voltados à análise fenomenológico de propagação, fator que gera dúvida quanto a real contribuição dos parâmetros de fadiga no processo de dano, além das explicações das constantes da relação de Paris. A partir disso, o presente estudo focou na realização de estudos físicos, considerando os aspectos da fratura gerada nas superfícies de cada laminado.

Em contribuição para a linha de pesquisa da mecânica da fratura, o presente trabalho realizou uma análise comparativa, apresentando as vantagens da utilização de laminado híbrido no comportamento de propagação de trinca em regime estático e cíclico. Através dos dados experimentais, foi possível desenvolver um modelo de propagação para superfícies híbridas de delaminação (superfície com mais de um reforço) para os modos I e II em regime quase-estático e cíclico. O modelo é baseado na dissipação de energia por de fratura adesiva e tensão da fibra, através das pontes de fibra (*fiber bridging*). A tendência no comportamento que o modelo apresentou de acordo com o previsto por modelos reportados na literatura, com baixo erro para o modo I e maior variação dos resultados para o modo II, devido aos desafios de análise de fratura por cisalhamento.

Seguindo a contribuição para o meio científico, o comportamento da propagação em regime cíclico resultou em uma análise comparativa entre os diferentes compósitos através da aplicação do modelo representado pela lei de potência, da razão de deslocamento, do modelo físico de balanço de energia e da aplicação do modelo desenvolvido. A partir das análises realizadas, foi possível confirmar a viabilidade de aumentar a resistência interfacial aplicando laminados híbridos, na qual é capaz de suportar maiores níveis de energia e maior vida em fadiga.

Quanto à contribuição tecnológica, os resultados obtidos com o estudo desse trabalho da tese apresentaram importantes aspectos de melhoria no comportamento mecânico interlaminar, definindo um empilhamento de laminados híbridos, em termos projetos de processamento e no comportamento físico dos mecanismos de fratura, podendo-se estimar as propriedades e o comportamento de progressão de dano. Os principais pontos motivadores também estão relacionados ao custo, na qual a aplicação do laminado híbrido gera redução de custo do reforço mais oneroso, diminuição do tempo de fabricação (maior permeabilidade da fibra de vidro) (Monticeli *et al.*, 2020), além de ampliar a utilização de compósitos em componentes estruturais e diminuir a necessidade de manutenção.

10.2 TRABALHOS PUBLICADOS EM PERIÓDICOS

MONTICELI, F. M.; SHIINO, M. Y.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. The synergy effect of carbon/glass/epoxy hybrid laminate in mode I delamination: a microfracture physic-based analysis. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 239, p. 1107295, 2020.

MONTICELI, F. M.; DAOU, D.; PEKOVIĆ, O.; SIMONOVIC, A.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. FEA simulation and experimental validation of mode I and II delamination at the carbon/glass/epoxy hybrid interface. **Composites Communications**, Oxford, v. 22, p. 100532, 2020.

MONTICELI, F. M.; PITANGA, M. Y.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. Mode I and mode II delamination of carbon/glass/epoxy hybrid composite: A statistics-based analysis. **Polymer Composites**, Brookfield, v. 42, n. 8, p. 3857-3869, 2021.

MONTICELI, F. M.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. Mode II delamination of carbon-glass fiber/epoxy hybrid composite under fatigue loading. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 1, p. 1 – 12, 2021.

MONTICELI, F. M.; ORNAGHI, H. L.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M.O.H. The influence of carbon/glass/epoxy hybrid interfacial adhesion in mode II delamination fracture toughness. **Mechanics of Composite Materials**, Nova York, v. 1, p. 1 – 10, 2021.

10.3 TRABALHOS SUBMETIDOS À PERIÓDICOS

MONTICELI, F.M.; VOORWALD, H.J.C.; CIOFFI, M.O.H. The effect of carbon/glass/epoxy hybrid composite under mode I fatigue loading. Part I: physical-based characterization. **Composite Structures**, Oxford, 2021.

MONTICELI, F.M.; VOORWALD, H.J.C.; CIOFFI, M.O.H. The effect of carbon/glass/epoxy hybrid composite under mode I fatigue loading. Part II: hybrid fiber bridging zone model. **Composite Structures**, Oxford, 2021.

REFERÊNCIAS

- ALDERLIESTEN, R. C. How proper similitude can improve our understanding of crack closure and plasticity in fatigue. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 82, p. 263–273, 2016.
- ALDERLIESTEN, R. C.; BRUNNER, A. J.; PASCOE, J. A. Cyclic fatigue fracture of composites: What has testing revealed about the physics of the processes so far? **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 203, p. 186–196, 2018.
- ALI, M. A.; UMER, R.; KHAN, K. A.; CANTWELL, W. J. In-plane virtual permeability characterization of 3D woven fabrics using a hybrid experimental and numerical approach. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 173, p. 99–109, 2018.
- 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: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 42, n. 7, p. 733–740, 2011.
- AMARAL, L.; YAO, L.; ALDERLIESTEN, R.; BENEDICTUS, R. The relation between the strain energy release in fatigue and quasi-static crack growth. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 145, p. 86–97, 2015.
- AMARAL, L.; ZAROUCAS, D.; ALDERLIESTEN, R.; BENEDICTUS, R. Energy dissipation in mode II fatigue crack growth. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 173, p. 41–54, 2017.
- ANDERSONS, J.; HOJO, M.; OCHIAI, S. Empirical model for stress ratio effect on fatigue delamination growth rate in composite laminates. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 26, n. 6, p. 597–604, 2004.
- ARMANIOS, E.; BUCINELL, R.; WILSON, D.; REEDER, J. Refinements to the Mixed-Mode Bending Test for Delamination Toughness. **Journal of Composites Technology and Research**, Nova York, v. 25, n. 4, p. 11949, 2003.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D3167**: standard test method for floating roller peel resistance of adhesives: Pensilvânia: ASTM, 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D3171**: standard test methods for constituent content of composite materials: Pensilvânia, ASTM, 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D5528**: standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites: Pensilvânia, ASTM, 2013.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D6115**: standard test method for mode I fatigue delamination growth onset of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites: Pensilvânia, ASTM, 2019.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D7905/D7905M**: standard test method for determination of the mode II interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites: Pensilvânia, ASTM, 2019.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E647**: standard test method for measurement of fatigue crack growth rates: Pensilvânia, ASTM, 2015.

BAERE, I. D.; JACQUES, S.; PAEPEGEM, W. Van; DEGRIECK, J. Study of the Mode I and Mode II interlaminar behaviour of a carbon fabric reinforced thermoplastic. **Polymer testing**, Oxford, v. 31, p. 322–332, 2012.

BARRACUDA. **Standard Product Specification C-0900**: Biaxial with binderless. Rio de Janeiro, Barracuda, 2019. *E-Book*.

BLOYER, D. R.; RITCHIE, R. O.; RAO, K. T. V. Fatigue-crack propagation behavior of ductile/brittle laminated composites. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Nova York v. 30, n. 3, p. 633–642, 1999.

BONHOMME, J.; ARGÜELLES, A.; VIÑA, J.; VIÑA, I. Fractography and failure mechanisms in static mode I and mode II delamination testing of unidirectional carbon reinforced composites. **Polymer Testing**, Oxford, v. 28, n. 6, p. 612–617, 2009.

BOTELHO, E. C.; REZENDE, M. C. Caracterização Mecânica de Compósitos de Poliamida/Fibra de Carbono Via Ensaios de Cisalhamento Interlaminar e de Mecânica da Fratura. **Polímeros**, São Carlos, v. 12, n. 3, p. 153–163, 2002.

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: Non-crimp and Woven Fabric Differences. **Materials Research**, Bristol, v. 16, n. 5, p. 1175–1182, 2013.

BRU, T.; HELLSTRÖM, P.; GUTKIN, R.; RAMANTANI, D.; PETERSON, G. Characterisation of the mechanical and fracture properties of a uni-weave carbon fibre/epoxy non-crimp fabric composite. **Data in Brief**, Amsterdam, v. 6, p. 680–695, 2016.

CAMANHO, P. P.; DÁVILA, C. G.; DE MOURA, M. F. Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. **Journal of Composite Materials**, Londres, v. 37, n. 16, p. 1415–1438, 2003.

CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, M. C.; DONADON, M. V.; ALMEIDA, S. F. M. De. Fractografia de compósito estrutural aeronáutico submetido à caracterização de tenacidade à fratura interlaminar em modo I. **Polímeros**, São Carlos, v. 22, n. 1, p. 41–53, 2012.

CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, M. C.; DONADON, M. V.; ALMEIRA, S. F. M. Fractografia de Compósito Estrutural Aeronáutico Submetido ao Ensaio de Tenacidade à Fratura Interlaminar em Modo II. **Polímeros**, São Carlos, v. 24, n. 1, p. 65–71, 2014.

CARRILLO-ESCALANTE, H. J.; ÁLVAREZ-CASTILLO, A.; VALADEZ-GONZÁLEZ, A.; HERRERA-FRANCO, P. J. Effect of fiber-matrix adhesion on the fracture behavior of a

carbon fiber reinforced thermoplastic-modified epoxy matrix. **Carbon Letters**, Tokio, v. 19, n. 1, p. 47–56, 2016.

CHOWDHURY, S. C.; PROSSER, R.; SIRK, T. W.; ELDER, R. M.; GILLESPIE, J. W. Glass fiber-epoxy interactions in the presence of silane: A molecular dynamics study. **Applied Surface Science**, Amsterdam, v. 542, p. 1-12, 2020.

CIOFFI. **Resina epóxi reforçada com tecido de carbono não dobrável por processo RTM**. 2011. Tese (Livre docência em Engenharia Mecânica), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

CIOFFI, M. O. H.; VOORWALD, H. J. C.; CAMARGO, J. A. M.; REZENDE, M. C.; ORTIZ, E. C.; AMBROSIO, L. Fractography analysis and fatigue strength of carbon fiber/RTM6 laminates. **Materials Science and Engineering A**, Lausanne, v. 527, n. 15, p. 3609–3614, 2010.

CUNDIFF, T.R.; MILLER, S.A.. **Resin transfer molding: RTM**. Depositantes: Cundiff, T.R.; Miller, S.A.; Conaway, D.L. US6319447B1. Depositado em 9 abr. 1981, Concessão: 6 abr. 2000.

SOLVAY. **Product**. Londres: SOLVAY, [2019]. Disponível em: <https://www.solvay.com/en/product/prism-ep2400>. Acesso em: 10 jan. 2019.

SILVA, A. A. X.; SOUZA, J. A.; MANES, A.; AMICO, S.C. In-plane Permeability and Mechanical Properties of R-Glass/Aramid Hybrid Composites. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Nova York, v. 29, n. 7, p. 4484–4492, 2020.

DANESHJOO, Z.; SHOKRIEH, M. M.; FAKOOR, M. A micromechanical model for prediction of mixed mode I/II delamination of laminated composites considering fiber bridging effects. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 94, p. 46–56, 2018.

DANESHJOO, Z.; SHOKRIEH, M. M.; FAKOOR, M.; ALDERLIESTEN, R.; ZAROUCAS, D. Physics of delamination onset in unidirectional composite laminates under mixed-mode I/II loading. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 211, p. 82–98, 2019.

DANIEL, I. M.; ISHAI, O. **Engineering mechanics of composite materials**. 2. ed. New York: Oxford University Press, 2006.

DE MORAIS, A. B.; DE MOURA, M. F. S. F. Assessment of initiation criteria used in interlaminar fracture tests of composites. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 72, n. 17, p. 2615–2627, 2005.

DE OLIVEIRA, L. A.; DONADON, M. V. Delamination analysis using cohesive zone model: A discussion on traction-separation law and mixed-mode criteria. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 228, p. 106922, 2020. a.

DE OLIVEIRA, L. A.; DONADON, M. V. A cohesive zone model to predict fatigue-driven delamination in composites. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 235, p. 107124, 2020. b.

DEY, M.; DEITZEL, J. M.; GILLESPIE, J. W.; SCHWEIGER, S. Influence of sizing formulations on glass/epoxy interphase properties. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 63, p. 59–67, 2014.

DONG, C.; DAVIES, I. J. Optimal design for the flexural behaviour of glass and carbon fibre reinforced polymer hybrid composites. **Materials and Design**, Oxford, v. 37, p. 450–457, 2012.

DONG, C.; DAVIES, I. J. Flexural and tensile moduli of unidirectional hybrid epoxy composites reinforced by S-2 glass and T700S carbon fibres. **Materials and Design**, Oxford, v. 54, p. 893–899, 2014.

DONG, C.; DAVIES, I. J. Flexural strength of bidirectional hybrid epoxy composites reinforced by e glass and T700S carbon fibres. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 72, p. 65–71, 2015.

FERESEN BET, E.; RAGHAVAN, D.; HOLMES, G. A. The influence of silane coupling agent composition on the surface characterization of fiber and on fiber-matrix interfacial shear strength. **Journal of Adhesion**, Abingdon, v. 79, n. 7, p. 643–665, 2003.

FERRARI, V. C. G. M.; ENGENHARIAS, F. De; URBANISMO, A.; LOURENÇO, V. L.; DUTRA, R. D. C. L.; DINIZ, M. F.; MARGARETE, F. P.; DAVID, L. H. Caracterização de um Pré-Impregnado Aeronáutico por FT-IR e Análise Térmica. **Polímeros**, São Carlos, v. 22, p. 369–377, 2012.

FREITAS, S. T.; SINKE, J. Test method to assess interface adhesion in composite bonding. **Applied Surface Science**, Amsterdam, v. 3, n. 1, p. 1–13, 2015.

HEXCEL. **IM7 HexTow data sheet**. Stanford: Hexcel, [2019]. Disponível em: https://www.hexcel.com/IM7_HexTow_DataSheet. Acesso em: 19 maio 2019.

GAO, F.; JIAO, G.; LU, Z.; NING, R. Mode II delamination and damage resistance of carbon/epoxy composite laminates interleaved with thermoplastic particles. **Journal of Composite Materials**, Londres, v. 41, n. 1, p. 111–123, 2007.

GAO, X.; JENSEN, R. E.; LI, W.; DEITZEL, J.; MCKNIGHTT, S. H.; GILLESPIE, J. W. Effect of fiber surface texture created from silane blends on the strength and energy absorption of the glass fiber/epoxy interphase. **Journal of Composite Materials**, Londres, v. 42, n. 5, p. 513–534, 2008.

GAY, D.; HOA, S.; TSAI, S. **Composite materials: design and applications**. CRC press, 2. ed. Oxford: Taylor & Francis, 2014.

GREENHALGH, E. Failure Analysis and Fractography of Polymer Composites. In: GREENHALGH, E. **Introduction to failure analysis and fractography of polymer composites**. Oxford: Elsevier, 2009. v. 1, cap. 4, p. 143–163.

GRIFFITH, A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. **Philosophical transactions of the royal society A: contain papers math physical**, v. 221, p. 163–198, 1921.

GUERMAZI, N.; HADDAR, N.; ELLEUCH, K.; AYEDI, H. F. Investigations on the fabrication and the characterization of glass/epoxy, carbon/epoxy and hybrid composites used in the reinforcement and the repair of aeronautic structures. **Materials and Design**, Oxford, v. 56, p. 714–724, 2014.

HAERY, H. A.; KIM, H. S.; ZAHARI, R.; AMINI, E. Tensile strength of notched carbon/glass/epoxy hybrid composite laminates before and after fatigue loading. **Journal of Industrial Textiles**, Thousand Oaks, v. 44, n. 2, p. 307–331, 2014.

HAHN, H. T.; LORENZO, L. Fatigue Failure Mechanism in Composite Laminates. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON FRACTURE, 6., 1986, New Delhi, India, **Proceedings** [...], New Delhi, India, 1986.

HAMIDI, Y. K.; AKTAS, L.; ALTAN, M. C. Three-dimensional features of void morphology in resin transfer molded composites. **Composite Science and Technology**, Oxford, v. 65, p. 1306–1320, 2005.

IKBAL, M. H.; AHMED, A.; QINGTAO, W.; SHUAI, Z.; WEI, L. Hybrid composites made of unidirectional T600S carbon and E-glass fabrics under quasi-static loading. **Journal of Industrial Textiles**, Thousand Oaks, v. 46, n. 7, p. 1511–1535, 2017.

JESSEN, M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R. **Fracture Mechanics**. 2. ed. Oxford: Taylor & Francis, 2004.

JOHNSON, W.; SILVA, C. Observations from exploration of VTOL urban air mobility designs. In: ASIAN/AUSTRALIAN ROTORCRAFT FORUM, 7., 2018, Australia, **Anais** [...], Australia, 2018.

KENANE, M.; BENZEGGAGH, M. L. Mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites under fatigue loading. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 57, n. 5, p. 597–605, 1997.

KHAN, R. **Delamination Growth in Composites under Fatigue Loading**. 2013. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Technische Universiteit Delft, Delft, 2013.

KHAN, R. Fiber bridging in composite laminates: A literature review. **Composite Structures**, Oxford, v. 229, p. 111418, 2019.

KHAN, R.; ALDERLIESTEN, R.; BADSHAH, S.; BENEDICTUS, R. Effect of stress ratio or mean stress on fatigue delamination growth in composites: Critical review. **Composite Structures**, Oxford, v. 124, p. 214–227, 2015.

KHAN, R.; ALDERLIESTEN, R.; BENEDICTUS, R. Two-parameter model for delamination growth under mode I fatigue loading (Part A: Experimental study). **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 65, p. 192–200, 2014. a.

KHAN, R.; ALDERLIESTEN, R.; BENEDICTUS, R. Two-parameter model for delamination growth under mode I fatigue loading (Part B: Model development). **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 65, p. 201–210, 2014. b.

KOH, T. M.; FEIH, S.; MOURITZ, A. P. Experimental determination of the structural properties and strengthening mechanisms of z-pinned composite T-joints. **Composite Structures**, Oxford, v. 93, n. 9, p. 2222–2230, 2011.

KUBÁT, J.; RIGDAHL, M.; WELANDER, M. Characterization of Interfacial Interactions in High Density Polyethylene Filled with Glass Spheres Using Dynamic-Mechanical Analysis. **Journal of Applied Polymer Science**, Hoboken, v. 39, n. 7, p. 1527–1539, 1990.

KUMAR, S. D.; KARTHIK, D.; PARIDA, S. K.; JHA, S. K. Optimization of Semi-solid-Forging Parameters of A356–5TiB2 In Situ Composites Using ANSYS and DEFORM Simulation. **Innovations in Soft Computing and Information Technology**, Nova York, v. 1, p. 279–286, 2019.

KWON, D. J.; WANG, Z. J.; CHOI, J. Y.; SHIN, P. S.; DEVRIES, K. L.; PARK, J. M. Interfacial evaluation of carbon fiber/epoxy composites using electrical resistance measurements at room and a cryogenic temperature. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 72, p. 160–166, 2015.

LADANI, R. B.; WANG, C. H.; MOURITZ, A. P. Delamination fatigue resistant three-dimensional textile self-healing composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 127, p. 105626, 2019.

LAZZARI, L. K.; ZAMPIERI, V. B.; ZANINI, M.; ZATTERA, A. J.; BALDASSO, C. Sorption capacity of hydrophobic cellulose cryogels silanized by two different methods. **Cellulose**, Dordrecht, v. 24, n. 8, p. 3421–3431, 2017.

LOPES, P. E.; SOUSA, J. A. De. Influência das condições de processamento nas propriedades mecânicas de compósitos de polipropileno com fibras de vidro. **Polímeros**, São Carlos, v. 9, p. 85–96, 1999.

MA, Q.; GU, Y.; LI, M.; WANG, S.; ZHANG, Z. Effects of surface treating methods of high-strength carbon fibers on interfacial properties of epoxy resin matrix composite. **Applied Surface Science**, Amsterdam, v. 379, p. 199–205, 2016.

MACHADO, H. A.; MONTICELI, F. M.; COUTINHO JR., L. H.; LINHARES, P. N.; LEITE, N. G. C. Economic viability of thermo-structural integrated system in the SARA sub-orbital platform. **Revista Sul-americana de Engenharia Estrutural**, Passo Fundo, v. 15, n. 2, p. 22–37, 2019.

MONTE VIDAL, D. C. da S.; ORNAGHI, H. L.; ORNAGHI, F. G.; MONTICELI, F. M.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. Effect of different stacking sequences on hybrid carbon/glass/epoxy composites laminate: Thermal, dynamic mechanical and long-term behavior. **Journal of Composite Materials**, Londres, v. 54, n. 6, p. 731–743, 2020.

MONTICELI, F. **Otimização da determinação de vazios em compósitos híbridos processados por RTM**. 2017. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2017.

MONTICELI, F. M.; MONTE VIDAL, D. C. S.; SHIINO, M. Y.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. Hybrid-permeability model evaluation through concepts of tortuosity and

resistance rate: Properties of manufactured hybrid laminate. **Polymer Engineering and Science**, Hoboken, v. 59, n. 6, p. 1215–1222, 2019. a.

MONTICELI, F. M.; DAOU, D.; DINULOVIC, M.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. Mechanical behavior simulation: NCF/epoxy composite processed by RTM. **Polymers and Polymer Composites**, Londres, v. 27, n. 2, 2019. b.

MONTICELI, F. M.; DAOU, D.; PEKOVI, O.; SIMONOV, A.; VOORWALD, J. C.; CIOFFI, M. O. H. FEA simulation and experimental validation of mode I and II delamination at the carbon/glass/epoxy hybrid interface: Physical-based interpretation. **Composites Communications**, Londres, v. 22, p. 100532, 2020. a.

MONTICELI, F. M.; MONTORO, S. R.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. Porosity Characterization of Carbon Fiber/Epoxy Composite Using Hg Porosimetry and Other Techniques. **Polymer Engineering and Science**, Hoboken, v. 60, n. 4, p. 841–849, 2020. b.

MONTICELI, F. M.; ORNAGHI, H. L.; CORNELIS VOORWALD, H. J.; CIOFFI, M. O. H. Three-dimensional porosity characterization in carbon/glass fiber epoxy hybrid composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 125C, p. 105555, 2019. d.

MONTICELI, F. M.; YUTAKA SHIINO, M.; JACOBUS CORNELIS VOORWALD, H.; HILÁRIO CIOFFI, M. O. The synergy effect of carbon/glass/epoxy hybrid laminate in Mode I delamination: A physical microfracture analysis. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 239, p.107295, 2020. c.

MONTORO, S. R.; SHIINO, M. Y.; DA CRUZ, T. G.; CIOFFI, M. O. H.; VOORWALD, H. J. C. Influence of voids on the flexural resistance of the NCF/RTM6 composites. **Procedia Engineering**, Amsterdam, v. 10, p. 3220–3225, 2011.

NAIK, N. K.; RAMASIMHA, R.; ARYA, H.; PRABHU, S. V.; SHAMARAO, N. Impact response and damage tolerance characteristics of glass-carbon/epoxy hybrid composite plates. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 32, n. 7, p. 565–574, 2001.

NEVES, R. M.; ORNAGHI, H. L.; ZATTERA, A. J.; AMICO, S. C. The influence of silane surface modification on microcrystalline cellulose characteristics. **Carbohydrate Polymers**, Oxford, v.2, p. 115595, 2019.

OWEN, M. J.; MIDDLETON, V.; RUDD, C. D. Fibre reinforcement for high volume resin transfer moulding (RTM). **Composites Manufacturing**, Arlington, v. 1, n. 2, p. 74–78, 1990.

PARDINI, L.; LEVY NETO, F. **Compósitos estruturais-Ciência e tecnologia**. São Paulo: Blucher, 2016.

PARIS, P. C. **The fracture mechanics approach to fatigue**. Nova York: Syracuse University Press, 1963.

PASCOE, J.-A. **Open Aircraft Performance Modeling Based on an Analysis of Aircraft Surveillance Data**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Delft University of Technology, Delft, 2014.

PASCOE, J.-A. **Characterisation of Fatigue Crack Growth in Adhesive Bonds**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Delft University of Technology, Delft, 2016.

PASCOE, J. A.; ALDERLIESTEN, R. C.; BENEDICTUS, R. Methods for the prediction of fatigue delamination growth in composites and adhesive bonds - A critical review. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 112–113, p. 72–96, 2013.

PASCOE, J. A.; ALDERLIESTEN, R. C.; BENEDICTUS, R. On the relationship between disbond growth and the release of strain energy. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 133, p. 1–13, 2015.

PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. C. **Introdução à Mecânica da integridade estrutural**. São Paulo: UNESP, 1995.

PATEL, J.; PATEL, K.; AL-OLEFI, K.; JASTHI, T. Tech Innovations – Flying Car Ecosystem. **Demand for Emerging Transportation Systems**, Oxford, v. 1, p. 1-15, 2019.

PEGORIN, F.; PINGKARAWAT, K.; MOURITZ, A. P. Comparative study of the mode I and mode II delamination fatigue properties of z-pinned aircraft composites. **Materials and Design**, Oxford, v. 65, p. 139–146, 2015.

PELIVANOV, I.; AMBROZINSKI, Ł.; DONNELL, M. O. Heat damage evaluation in carbon fiber-reinforced composites with a kHz A-scan rate fiber-optic pump-probe laser-ultrasound system. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 84, p. 417–427, 2016.

PIMENTA, S.; PINHO, S. T. Recycling carbon fibre reinforced polymers for structural applications: Technology review and market outlook. **Waste Management**, Oxford, v. 31, n. 2, p. 378–392, 2011.

PUCK, A.; KOPP, J.; KNOPS, M. Guidelines for the determination of the parameters in Puck's action plane strength criterion. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 62, p. 371–378, 2002.

PUCK, A.; SCHU, H. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. **Composite Science and Technology**, Oxford, v. 58, n. 96, p. 1045–1067, 1998.

REZENDE, M. C. Modificação da Rugosidade de Fibras de Carbono por Método Químico para Aplicação em Compósitos Poliméricos. **Polímeros**, São Carlos, v. 11, n. 2, p. 51–57, 2001.

REZENDE, M. C. Fractografia de Compósitos Estruturais. **Polímeros**, São Carlos, v. 17, n. 3, p. E4–E11, 2007.

RIAÑO, L.; BELEC, L.; CHAILAN, J. F.; JOLIFF, Y. Effect of interphase region on the elastic behavior of unidirectional glass-fiber/epoxy composites. **Composite Structures**, Oxford, v. 198, p. 109–116, 2018.

SAFRI, S. N. A.; SULTAN, M. T. H.; JAWAID, M.; JAYAKRISHNA, K. Impact behavior of hybrid composites for structural applications: A review. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 133, p. 112–121, 2018.

SAIDANE, E. H.; SCIDA, D.; PAC, M. J.; AYAD, R. Mode-I interlaminar fracture toughness of flax, glass and hybrid flax-glass fibre woven composites: Failure mechanism evaluation using acoustic emission analysis. **Polymer Testing**, Oxford, v. 75, p. 246–253, 2019.

SALES, R. C. M.; DE SOUSA, A. F.; BRITO, C. B. G.; SENA, J. L. S.; SILVEIRA, N. N. A.; CÂNDIDO, G. M.; DONADON, M. V. Analysis of hygrothermal effects on mixed mode I/II interlaminar fracture toughness of carbon composites joints. **International Journal of Adhesion and Adhesives**, Oxford, v. 97, 2020.

SCHMIDT, T. M.; GOSS, T. M.; AMICO, S. C. Permeability of hybrid reinforcements and mechanical properties of their composites molded by resin transfer molding. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, Londres v. 28, n. 23, p. 2839–2850, 2009.

SHIINO, M.; PELOSI, T.; CIOFFI, M.; DONADON, M. The Role of Stitch Yarn on the Delamination Resistance in Non-crimp Fabric: Chemical and Physical Interpretation. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Nova York, v. 26, p. 978–986, 2017.

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

SHIINO, M. Y.; ALDERLIESTEN, R. C.; DONADON, M. V.; CIOFFI, M. O. H. A brief discussion on (pure mode I) fatigue crack growth rate data in 5HS weave fabric composites: Evaluation of empirical relations. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 84, p. 97–103, 2016.

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**, Londres, v. 49, n. 21, 2015. a.

SHIINO, M. Y.; ALDERLIESTEN, R. C.; DONADON, M. V.; CIOFFI, M. O. H. The relationship between pure delamination modes I and II on the crack growth rate process in cracked lap shear specimen (CLS) of 5 harness satin composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 78, p. 350–357, 2015. b.

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**, Oxford, v. 43, n. 5, p. 2244–2248, 2012.

SILVA, C.; JOHNSON, W.; ANTCLIFF, K. R.; PATTERSON, M. D. VTOL. Urban air mobility concept vehicles for technology development. IN: AVIATION TECHNOLOGY, INTEGRATION, AND OPERATIONS CONFERENCE FORUM, 1., 2018, Atlanta, Georgia, **Anais [...]**, Atlanta, Georgia, 2018.

SILVA, H. P. **Comportamento mecânico de compósitos de fibra de vidro/epoxy nano-reforçados**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica na especialidade de Construção Mecânica), Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra, 2014.

SILVEIRA, N. N. A.; SALES, R. C. M.; CÂNDIDO, G. M.; DONADON, M. V. Fractographic analysis of the hygrothermal effect in co-bonded and secondary bonded joints under mode II delamination loading. **International Journal of Adhesion and Adhesives**, Oxford, v. 98, p. 1-12, 2020.

SIMÕES, A. F. Emissões de CO₂ devido ao transporte aéreo no Brasil. **Revista Brasileira de Energia**, Itajubá, v. 9, p. 1-9, 2000.

SKINNER, T.; DATTA, S.; CHATTOPADHYAY, A.; HALL, A. Fatigue damage behavior in carbon fiber polymer composites under biaxial loading. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 174, p. 106942, 2019.

Sood, B.; Osterman, M.; Pecht, M. An Examination of Glass-fiber and Epoxy Interface Degradation in Printed Circuit Boards. *In*: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 12., 2019, Alberta, Canadá, **Proceeding** [...] Alberta, Canadá, 2019.

SUMAN, M. L. J.; MURIGENDRAPPA, S. M.; KATTIMANI, Subhaschandra. Effect of similar and dissimilar interface layers on delamination in hybrid plain woven glass/carbon epoxy laminated composite double cantilever beam under Mode-I loading. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 114, p. 102988, 2021.

SWOLFS, Y.; GORBATIKH, L.; VERPOEST, I. Fibre hybridisation in polymer composites: A review. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 67, p. 181-200, 2014.

TABRIZI, I. E.; KEFAL, A.; ZANJANI, J. S. M.; AKALIN, C.; YILDIZ, M. Experimental and numerical investigation on fracture behavior of glass/carbon fiber hybrid composites using acoustic emission method and refined zigzag theory. **Composite Structures**, Oxford, v. 223, p. 110971, 2019.

TALREJA, R. Damage analysis for structural integrity and durability of composite materials. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, Malden, v. 29, n. 7, p. 481-506, 2006.

TANAKA, K.; TANAKA, H. Stress-Ratio Effect on Mode II Propagation of Interlaminar Fatigue Cracks in Graphite/Epoxy Composites. *In*: BUCINELL, R. B. **Composite Materials: Fatigue and Fracture**. 7. ed. 1997, v. 7, cap. 2, p. 126-142, 1997.

TREML, A. E.; GOUVÊA, R. F.; SALES, R. C. M.; DONADON, M. V.; SHIINO, M. Y.; BRESSAN, J. D. Anti-symmetrical curved composite laminate subject to delamination induced by thermal cycling. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, Malden, v. 40, n. 7, p. 1072-1085, 2016.

TUGRUL SEYHAN, A.; TANOGLU, M.; SCHULTE, K. Mode I and mode II fracture toughness of E-glass non-crimp fabric/carbon nanotube (CNT) modified polymer based

composites. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 75, n. 18, p. 5151–5162, 2008.

WAN, Y. J.; GONG, L. X.; TANG, L. C.; WU, L. Bin; JIANG, J. X. Mechanical properties of epoxy composites filled with silane-functionalized graphene oxide. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 64, p. 79–89, 2014.

WANG, T.; SONG, B.; QIAO, K.; DING, C.; WANG, L. Influence of the hybrid ratio and stacking sequence on mechanical and damping properties of hybrid composites. **Polymer Composites**, Brookfield, v. 40, n. 6, p. 2368–2380, 2019.

WANG, W.; FERNANDES, R. L.; FREITAS, S. T.; ZAROUCAS, D.; BENEDICTUS, R. How pure mode I can be obtained in bi-material bonded DCB joints: a longitudinal strain-based criterion. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 153, p. 137–148, 2018.

YAMAKAMI, W. J. **Introdução a engenharia de segurança no trabalho**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), na Faculdade de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2013.

YANG, C. Q.; SIMMS, J. R. Infrared spectroscopy studies of the petroleum pitch carbon fiber-I. The raw materials, the stabilization, and carbonization processes. **Carbon**, Oxford, v. 31, n. 3, p. 451–459, 1993.

YASAEI, M.; BOND, I. P.; TRASK, R. S.; GREENHALGH, E. S. Mode II interfacial toughening through discontinuous interleaves for damage suppression and control. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 43, n. 1, p. 121–128, 2012.

YUN, M.; CARELLA, T.; SIMACEK, P.; ADVANI, S. Stochastic modeling of through the thickness permeability variation in a fabric and its effect on void formation during Vacuum Assisted Resin Transfer Molding. **Composites Science and Technology**, oxford, v. 149, p. 100–107, 2017.

ZHANG, J.; CHAISOMBAT, K.; HE, S.; WANG, C. H. Hybrid composite laminates reinforced with glass/carbon woven fabrics for lightweight load bearing structures. **Materials and Design**, Oxford, v. 36, p. 75–80, 2012.

ZHANG, S. A simple approach to the evaluation of fiber/matrix interfacial shear strength and fracture toughness. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 60, n. 1, p. 145–148, 2000.

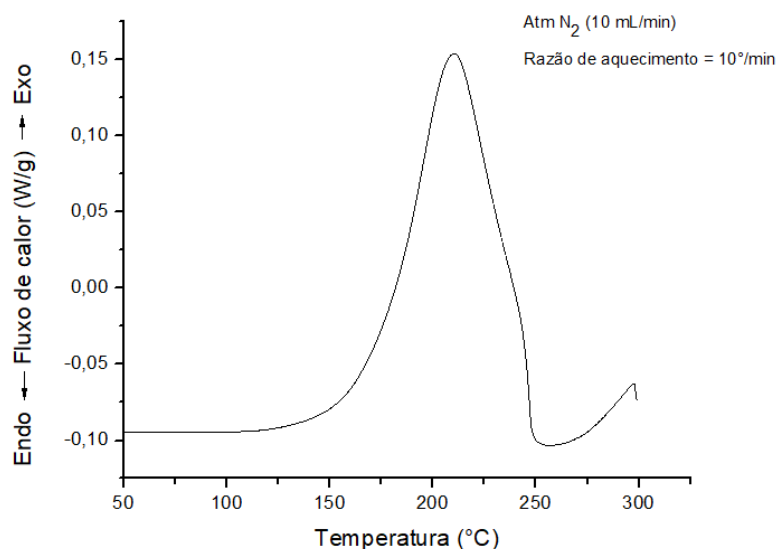
ZHENG, N.; HE, J.; ZHAO, D.; HUANG, Y.; GAO, J.; MAI, Y. W. Improvement of atomic oxygen erosion resistance of carbon fiber and carbon fiber/epoxy composite interface with a silane coupling agent. **Materials and Design**, Oxford, v. 109, p. 171–178, 2016.

ZHU, G.; WEI, P. Pre-Departure Planning for Urban Air Mobility Flights with Dynamic Airspace Reservation. In: *IN: AVIATION TECHNOLOGY, INTEGRATION, AND OPERATIONS CONFERENCE FORUM*, 2., 2019, Dllas, Texas, **Anais [...]**, Dallas, Texas, 2019.

APÊNDICE A - METODOLOGIA DE PROCESSAMENTO

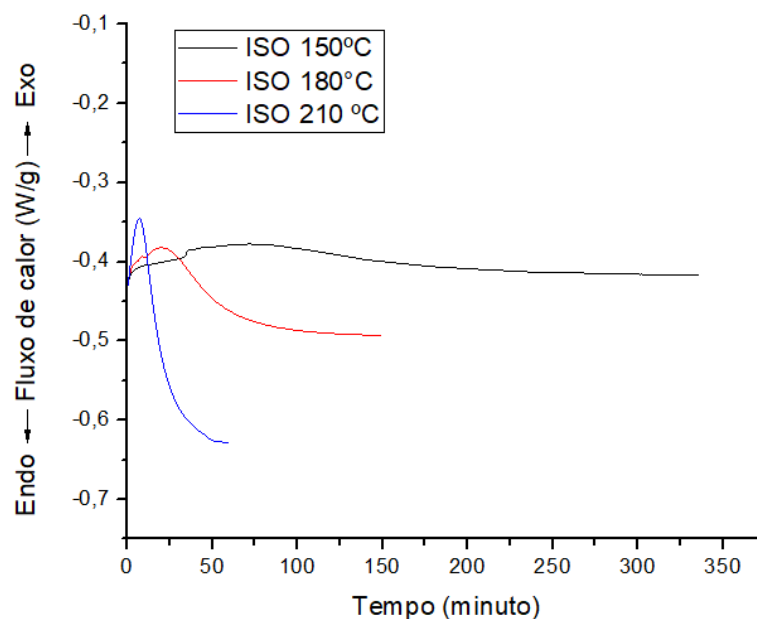
Os parâmetros de temperatura de injeção, viscosidade, temperatura e tempo de cura foram realizados de acordo com resultados das análises: calorimetria exploratória diferencial (DSC), para determinação da temperatura e tempo de cura, utilizando-se um equipamento provido com sistema de compensação de potência, marca *PerkinElmer*[®], modelo DSC 8000, adquirido através do Processo CNPq 486083/2012-8. O procedimento de análise de DSC foram: taxa de aquecimento de 10 °C/min, sob atmosfera de N₂ na faixa de temperatura de 25 °C - 300 °C (Figura S1). Posteriormente, três diferentes temperaturas isotérmicas com base na execução dinâmica (entre o início e a temperatura de pico) foram realizadas, sendo elas 150, 180 e 210 °C para determinação do tempo de cura (Figura S2). Equipamento localizado no Departamento de Materiais e Tecnologia, na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá na Universidade Estadual Paulista (DMT/FEG/UNESP).

Figura S1. DSC dinâmico.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura S2. DSC isotérmico.

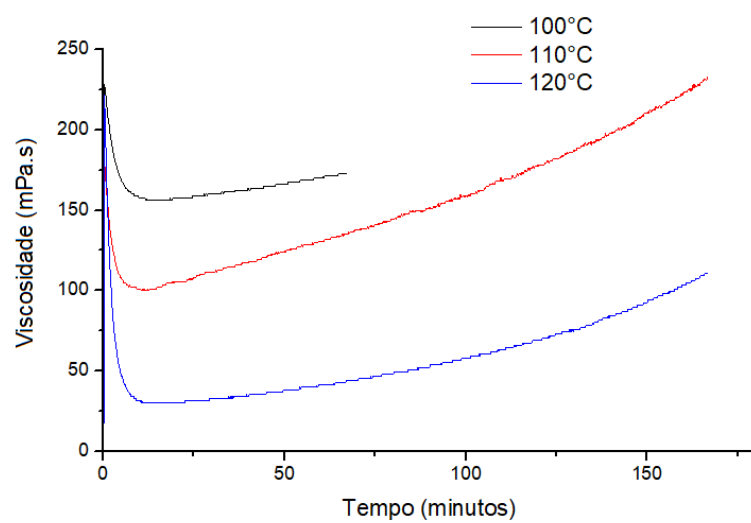


Fonte: Elaborado pelo autor.

Para realizar a aferição dos parâmetros de injeção, foi utilizado o viscosímetro de *Brookfield*, modelo DV-II + PRO – RV, com *spindle* tipo SC4-27. Foram realizadas análises isotérmicas à 100, 110 e 120 °C (Figura S3), considerando o tempo e a viscosidade do material, a qual deve ser adequada para possibilidade de impregnação de toda superfície do reforço. Equipamento localizado no DMT/FEG/UNESP.

De acordo com resultados previamente estudados (MONTE VIDAL et al., 2020), a temperatura de injeção foi de 125 °C com viscosidade de 100 mPa.s. O tempo de injeção foi de aproximadamente 120 min. O controle de temperatura na injetora, linha de injeção e no molde foram mantidos a 125 °C durante toda a injeção. A cura dos laminados foi realizada com temperatura de 180 °C por 240 min. Os parâmetros foram escolhidos de forma a manter o número de capilaridade entre 0,025 – 0,0025, para garantir menor formação de vazios (HAMIDI; AKTAS; ALTAN, 2005; MONTICELI et al., 2019d). Os gráficos de DSC e viscosimetria estão apresentados na referência MONTE VIDAL et al., (2019).

Figura S3. Viscosidade resina epóxi.



Fonte: Elaborado pelo autor.