



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA E DE
MATERIAIS

LEONARDO GUILHERME SCHERER

**TENACIDADE À FRATURA MODOS I E II EM COMPÓSITOS DE CARBONO/EPÓXI
PROCESSADOS POR ENROLAMENTO FILAMENTAR**

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais

Porto Alegre

2023

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA E DE
MATERIAIS

LEONARDO GUILHERME SCHERER

Engenheiro Mecânico

**TENACIDADE À FRATURA MODOS I E II EM COMPÓSITOS DE CARBONO/EPÓXI
PROCESSADOS POR ENROLAMENTO FILAMENTAR**

Dissertação de mestrado realizada junto ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico (PPGE3M/UFRGS)

Coorientador: Dr. José Humberto S. Almeida Jr. (Queen's University Belfast, Reino Unido)

Porto Alegre

2023

LEONARDO GUILHERME SCHERER

Engenheiro Mecânico

**TENACIDADE À FRATURA MODOS I E II EM COMPÓSITOS DE CARBONO/EPÓXI
PROCESSADOS POR ENROLAMENTO FILAMENTAR**

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Ciência e Tecnologia de Materiais, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico (PPGE3M/UFRGS)

Coorientador: Dr. José Humberto S. Almeida Jr. (Queen's University Belfast, Reino Unido)

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. José Ricardo Tarpani (SMM/USP-São Carlos)

Prof. Dra. Marcia Bär Schuster (CEO/UDESC)

Prof. Dr. Maurício Vicente Donadon (IEA/ITA)

Prof. Dr Afonso Reguly
Coordenador do PPGE3M

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul e aos professores do programa de pós-graduação (PPGE3M) pelo ensino público e de qualidade.

À CAPES pela concessão da bolsa de estudos a qual tornou a realização desse trabalho possível.

À minha família, meu pai, minha mãe e meu irmão, por sempre apoiar minhas escolhas e apostar no meu desenvolvimento pessoal.

À minha namorada, Manuela L. Huppés, pela paciência e apoio e compreensão, sempre disposta a ajudar e entender meus problemas nos momentos difíceis.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Sandro Amico, pela oportunidade de poder fazer parte do GCOMP, onde me auxiliou a crescer tanto profissionalmente como pessoalmente

Ao meu coorientador, Dr. José Humberto Jr., pelo apoio técnico quando não sabia mais a quem recorrer.

Aos ex-colegas da graduação, onde fiz grandes amizades que seguem até hoje.

Aos colegas da pós-graduação, por me ensinar que a base do conhecimento está no senso colaborativo, nada se faz sozinho e sim em conjunto.

*“Todos esses que aí estão
Atravancando meu caminho,
Eles passarão...
Eu passarinho!”.*

Mario Quintana

RESUMO

Laminados poliméricos reforçados com fibra de carbono apresentam excelentes propriedades mecânicas no plano, entretanto sua resistência interlaminar é baixa devido à fraca resistência na direção da espessura. Este trabalho foca na caracterização mecânica do material, em suas propriedades no plano e, principalmente, nas tenacidade à fratura interlaminar Modos I e II, onde as características foram avaliadas em amostras com fibras em diferentes ângulos de orientação e com ou sem condicionamento higrotérmico. Para a produção dos laminados, utilizou-se o método de enrolamento filamental com um mandril retangular plano. Corpos de prova para os ensaios de *double cantilever beam* e *end-notch flexure* foram produzidos e ensaiados seguindo as orientações das normas ASTM D5528 e ASTM D7905, respectivamente. Análises fractográficas foram feitas constatando fraturas características condizentes com cada modo de falha. Constatou-se um comportamento de fratura característico de estruturas frágeis para as amostras 0° não-condicionadas. Para as amostras 0° condicionadas, notou-se uma influência significativa da temperatura de condicionamento, e para o Modo I observou-se um aumento de quase 2 vezes na energia de fratura (G_{Ic}^{Vis}) para as amostras condicionadas em água a 70 °C, atribuído principalmente à plastificação da matriz. Amostras *double cantilever beam* e *end-notch flexure* foram condicionadas à temperatura ambiente apresentaram baixa absorção de água, portanto com pouca diferença em relação às amostras não-condicionadas. Para o Modo II de fratura, as observações são similares, no entanto houve um decréscimo na energia para amostras condicionadas em água a 70 °C. Amostras anguladas apresentaram baixa resistência à flexão, sendo possível somente averiguar as com ângulos de fibras de $\pm 15^\circ$, as quais apresentaram pouca mudança nas energias de fratura. Sendo assim verificou-se a temperatura de condicionamento como principal fator de influência nos parâmetros fractomecânicos, pois promove absorção de umidade, podendo resultar na degradação e plastificação da matriz do material compósito.

Palavras-chave: Tenacidade à fratura interlaminar, enrolamento filamental, mecânica da fratura, caracterização mecânica.

ABSTRACT

Carbon fiber reinforced polymer (CFRP) laminates have excellent in-plane mechanical properties, however their interlaminar strength is low due to the lack of resistance in the thickness direction. This work focuses on the material mechanical characterization, its in-plane properties and, mainly, on the interlaminar fracture toughness Modes I and II, where the properties were evaluated in samples with fibers at different orientation angles and with or without hygrothermal conditioning. For the laminates manufacturing, the filament winding method with a flat rectangular mandril was used. Specimens for the double cantilever beam and end-notch flexure tests were produced and tested following the ASTM D5528 and ASTM D7905 standards, respectively. Fractographic analyses were performed verifying characteristic fractures consistent with each failure mode. A characteristic fragile fracture behavior was found for the 0° non-conditioned samples. For the 0° conditioned samples, a significant influence of the conditioning temperature was observed, and for Mode I there was an increase of 175% in strain energy release rate (G_{Ic}^{Vis}) for samples conditioned in water at 70 °C, mainly attributed to matrix plasticization. double cantilever beam and end-notch flexure samples conditioned at room temperature showed low water absorption, therefore with little difference in relation to non-conditioned samples. For interlaminar fracture toughness Mode II, a similar behavior was found, however there was a decrease in SERR for water-conditioned samples at 70 °C. Angled samples showed a lack of bending resistance, being possible only to verify those with angles of $\pm 15^\circ$, which showed little change in fracture energies. Thus, it was found that the conditioning temperature was the main factor of influence on fractomechanical parameters because it promotes moisture absorption, degradation, and plasticization of the composite material matrix.

Keywords: Interlaminar fracture toughness, filament winding, fracture mechanics, mechanical characterization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Esquema do processo de enrolamento filamental a seco.	5
Figura 2. Tipos de enrolamento: circunferencial (a), polar (b) e helicoidal (c).	6
Figura 3. Exemplo de padrão de enrolamento.	7
Figura 4. Elementos estruturais que comumente geram concentração de tensões interlaminares.	9
Figura 5. Propagação de trincas interlaminares: (a) Modo I, (b) Modo II e (c) Modo III.	10
Figura 6. Corpo com trinca submetido a carga prescrita (a) e deslocamento prescrita (b). ...	13
Figura 7. Diagrama esquemático dos diferentes aspectos para a curva R, sendo independente (a) e dependente (b) do tamanho de trinca.	14
Figura 8. Robô Kuka (a), plataforma de suprimento dos feixes de fibra (b) e tensionadores (c).	18
Figura 9. Simulação do enrolamento em um mandril plano.	19
Figura 10. Enrolamento filamental em um mandril retangular para obtenção de laminados planos (a) e cura posterior em prensa aquecida (b).	20
Figura 11. Etapas do enrolamento filamental para obtenção dos laminados para os ensaios DCB e ENF: (a) enrolamento de 8 camadas, (b) aplicação do filme de teflon e (c) enrolamento de mais 8 camadas.	22
Figura 12. Ensaio de caracterização do compósito: (a) Tração, (b) compressão, e (c) cisalhamento no plano.	24
Figura 13. Desenho esquemático dos parâmetros do ensaio de uma amostra DCB.	24
Figura 14. Amostra DCB segundo as orientações da norma ASTM 5528 – 01.	25
Figura 15. Metodologia de ensaio para amostras DCB, sincronizando os dados $P \times \delta$ ao tamanho de trinca.	26
Figura 16. Parâmetros geométricos para cálculo de F em uma amostra DCB.	27
Figura 17. Ensaio ENF de tenacidade à fratura interlaminar Modo II.	29
Figura 18. Representação visual do tamanho de trinca avis.	31
Figura 19. Resultado da análise de DSC.	33

Figura 20. Microscopias para análise de teor de vazios: laminado plano sem tratamento (a) e com tratamento (b); amostra cilíndrica sem tratamento (c) e com tratamento (d).....	34
Figura 21. Gráficos de absorção de umidade ao longo do tempo para amostras em condicionamento a 23 °C e 70 °C (a), em evidência o condicionamento a 23 °C (b).	35
Figura 22. Gráficos carga x deslocamento de tração longitudinal (a) e tensão x deformação longitudinal na região de interesse (b).	36
Figura 23. Gráficos carga x deslocamento de tração transversal (a) e tensão x deformação transversal na região de interesse (b).	36
Figura 24. Gráfico deformação longitudinal x deformação transversal.	37
Figura 25. Gráficos carga x deslocamento em compressão longitudinal (a) e transversal (b).	37
Figura 26. Gráfico carga x deslocamento (a) e tensão x deformação (b) do ensaio de cisalhamento no plano 1-2.	37
Figura 27. Curvas $P \times \delta$ e $G_{Ic} \times a$ para amostras DCB (0°) não-condicionadas (a, d) e condicionadas a 23 °C (b, e) ou 70 °C (c, f).	39
Figura 28. Curva $C_{1/3} \times a$ característica do ensaio de DCB (0°, não-condicionadas).	40
Figura 29. Amostras DCB 90° fraturadas por flexão devido à pouca resistência do laminado a essa condição de carregamento	43
Figura 30. Curva $P \times \delta$ do ensaio DCB para amostras com ângulo de 15°.....	43
Figura 31. Curva $G_{Ic} \times a$ do ensaio DCB para amostras com ângulo de $\pm 15^\circ$	44
Figura 32. Fenômeno de <i>fiber bridging</i> observado na amostra com ângulo de $\pm 15^\circ$	45
Figura 33. Ciclos de carregamento (a) e calibração da flexibilidade (b) para obtenção de G_{IIc}	46
Figura 34. Gráficos $P \times \delta$ do ciclo de fratura para amostras ENF NPC.	46
Figura 35. Gráficos $P \times \delta$ do ciclo de fratura para amostras ENF PC.	47
Figura 36. Gráficos $P \times \delta$ do ciclo de fratura para amostras ENF NPC com condicionamento a 23 °C (a) e 70 °C (b).	48
Figura 37. Gráficos $P \times \delta$ para o ciclo de fratura para amostras ENF PC com condicionamento a 23 °C (a) e 70 °C (b).	49
Figura 38. Gráficos $P \times \delta$ do ciclo de fratura ENF NPC (a) e ENF PC (b) para amostras com ângulos de $\pm 15^\circ$	50

Figura 39. Imagens com ampliação de 1000x da superfície de fratura de amostras DCB 0° não-condicionadas: (a) aspectos da matriz devido a fratura e (b) região de fibras quebradas.	51
Figura 40. Imagem com ampliação de 1000x (a) e 500x (b) da superfície de fratura de amostras ENF 0° não-condicionadas.....	52
Figura 41. Esquema da abertura de microtrincas devido aos esforços cisalhantes.....	53
Figura 42. Imagem com ampliação de 500x da superfície de fratura de amostras DCB (a) e ENF (b) condicionadas em água a 70 °C.....	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Dimensões dos corpos de prova para caracterização do material no plano.	21
Tabela 2. Propriedades físicas para as diferentes geometrias.	33
Tabela 3. Propriedades de engenharia do laminado.	38
Tabela 4. Energias críticas de referência e Δ para amostras DCB não-condicionadas.	41
Tabela 5. Energias críticas de referência e Δ para amostras condicionadas a 23 °C	41
Tabela 6. Energias críticas de referência e Δ para amostras condicionadas a 70 °C.	42
Tabela 7. Energias críticas de referência e Δ para amostras DCB com ângulo de $\pm 15^\circ$	44
Tabela 8. Compilação de todos os resultados obtidos nos ensaios ENF.	50

LISTA DE SIMBOLOS

- A – Coeficiente linear da calibração da flexibilidade
- a – Tamanho de trinca
- a_0 – Tamanho de trinca no início da progressão
- B – Dimensão condizente com o plano da trinca
- C – Flexibilidade
- E – Energia para início de propagação de trinca
- E_1 – Módulo de elasticidade longitudinal
- E_2 – Módulo de elasticidade transversal
- E_{1f} – Módulo de flexão longitudinal
- F – Parâmetro de correção geométrico para ensaios DCB
- G – Taxa de energia liberada
- G_c – Taxa de energia crítica liberada
- G_{Ic} – Taxa de energia crítica liberada modo I
- G_{IIc} – Taxa de energia crítica liberada modo II
- G_{12} – Módulo de cisalhamento no plano 1-2
- h – Metade da espessura do laminado
- K – Fator de intensidade de tensão
- m – Coeficiente da calibração da flexibilidade
- P – Carga
- R – Condição de estabilidade de progressão de trinca
- T_g – Temperatura de transição vítrea
- U – Energia potencial
- W – Trabalho realizado por forças externas

Letras gregas

- Δ – Correção da rotação
- Π – Energia potencial elástica
- ϕ – Ângulo de enrolamento

δ – Deslocamento normal ao plano da trinca

ε_1 – Deformação longitudinal

ε_2 – Deformação transversal

σ – Tensão

σ_{1c} – Tensão longitudinal de compressão

σ_{2c} – Tensão transversal de compressão

σ_{1t} – Tensão longitudinal de tração

σ_{2t} – Tensão transversal de tração

τ_{12} – Tensão cisalhante no plano 1-2

ν_{12} – Coeficiente de Poisson no plano 1-2

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	3
2.1. Objetivo geral	3
2.2. Objetivos específicos.....	3
3. REVISÃO DA LITERATURA	4
3.1. Materiais compósitos.....	4
3.2. Enrolamento filamentar	5
3.3. Mecânica da fratura.....	8
3.3.1. Tenacidade à fratura interlaminar	9
3.4. Efeito do condicionamento higrotérmico	16
4. METODOLOGIA	18
4.1. Materiais.....	18
4.2. Fabricação	18
4.3. Caracterização do material.....	22
4.3.1. Caracterização físico-química	22
4.3.2. Caracterização mecânica	23
4.3.2.1. Ensaio de caracterização no plano do laminado	23
4.3.2.2. Ensaio de tenacidade à fratura interlaminar Modo I	24
4.3.2.3. Ensaio de tenacidade à fratura interlaminar Modo II	28
4.3.3. Condicionamento higrotérmico	31
5. RESULTADOS.....	32
5.1. Caracterização do material.....	32
5.1.1. Ensaio físico-químico.....	32
5.1.2. Absorção de água	34
5.1.3. Propriedades mecânicas	35
5.2. Tenacidade à fratura interlaminar	38
5.2.1. Tenacidade à fratura Modo I com amostras 0°	38

5.2.2. Tenacidade à fratura Modo I com amostras anguladas	42
5.2.3. Tenacidade à fratura Modo II com amostras 0°	45
5.2.4. Tenacidade à fratura Modo II com amostras anguladas	49
5.2.5. Análise fractográfica	50
6. CONCLUSÕES	55
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	57
8. REFERÊNCIAS.....	58

1. INTRODUÇÃO

A crescente demanda por materiais com propriedades superiores, que atenda condições de trabalho cada vez mais rigorosas de maneira ecológica e economicamente sustentáveis, requer materiais que sejam leves e resistentes. Os materiais compósitos vêm cada vez mais substituindo materiais metálicos e plásticos devido a suas propriedades físicas e mecânicas, como baixa expansão térmica, resistência à corrosão, e alta resistência e rigidez específicas (LISBOA et al., 2022; ZHAO et al., 2020).

Há muitos processos de manufatura para materiais compósitos poliméricos, cabendo ao projetista identificar o mais adequado para o fim desejado. O processo de enrolamento filamentar, do inglês, *filament winding* (FW), se caracteriza pela aplicação de filamentos impregnados com resina em um mandril rotativo, dando origem a um sólido de revolução (EGGERS et al., 2020; HENRIQUEZ; MERTINY, 2017). Comparado aos demais processos de manufatura, se destaca principalmente por produzir componentes com elevada fração volumétrica de fibras e baixo teor de vazios, e pela possibilidade de automação com elevada precisão no posicionamento das fibras. A referida vasta gama de processos de fabricação, cada qual com suas particularidades, leva a materiais com características únicas, pois o processo pode ter influência significativa nas propriedades finais, dentre elas as propriedades vinculadas ao processo de fratura.

Compósitos laminados com fibras longas apresentam uma morfologia complexa devido a apresentar em sua composição mais de um material em macro escala. As divergências entre as propriedades físicas e mecânicas dos materiais que o compõem corroboram para que tensões sejam concentradas localmente, facilitando a nucleação de pequenas trinca ou propagação de uma já existente. O processo de enrolamento filamentar tem como uma de suas características intrínsecas o entrelaçamento dos feixes de fibras, fazendo que mudanças geométricas locais sejam inevitáveis além das descontinuidades entre os materiais. Tais fatores também podem gerar tensões locais além de que modificam a geometria local e alteram os aspectos de fratura da estrutura.

A mecânica da fratura tem como foco o estudo do comportamento mecânico de estruturas frente ao fenômeno de fratura ou progressão de trinca, cuja origem, em geral, parte de pequenas descontinuidades pré-existentes na estrutura, na maioria das vezes na forma de trincas. De modo geral, uma trinca tende a se propagar pelo caminho que demande menor energia. Como compósitos laminados apresentam regiões ricas em resina, cujo propriedades mecânicas são inferiores às das regiões com fibras, forma-se um plano preferencial com

resistência mecânica inferior onde a trinca irá propagar. Esse fenômeno de propagação de trinca na região entre lâminas é denominado fratura interlaminar (SØRENSEN, 2016).

Embora compósitos laminados de matriz polimérica apresentem boas propriedades mecânicas no plano, em geral apresentam baixos valores de tenacidade à fratura interlaminar (PARDINI, 2000), tornando-os muito vulnerável a carregamentos que induzam tensões forado-plano do laminado, como por exemplo carregamentos de impacto, furações e flexão. Devido à natureza do material ser não-homogênea, as condições de processamento e as diferenças constitutivas dos materiais que compõem o compósito induzem pequenas falhas, tensões residuais, poros e trincas entre os planos do laminado que geram microtrincas no material, suscetíveis a propagarem se as condições de carregamento forem adequadas.

A tenacidade à fratura interlaminar é um parâmetro que quantifica a resistência à propagação de trincas entre lâminas, sendo a energia necessária para que ocorra a progressão de trinca ocorra por unidade de comprimento de trinca propagada. Em termos práticos, a avaliação é feita analisando a queda em rigidez da estrutura com o tamanho da trinca, captando o quanto de energia a estrutura libera sem alterar o balanço energético.

Uma vez que o fenômeno de delaminação é uma das principais causas de falhas de estruturas em material compósito (JIA et al., 2021), entender a resistência à fratura desses materiais é de vital importância para avaliar com segurança condições de trabalho adequadas para a aplicação de componentes produzidos com compósitos laminados.

Embora já existam inúmeros estudos sobre as propriedades fractomecânicas para materiais compósitos, para laminados produzidos pelo método de enrolamento filamente essa área ainda é pouco estudada devido as restrições de processamento do método, principalmente por ser mais adequado para a produção de estruturas cilíndricas, onde restringe a análise normatizada que necessita de corpos de provas planos. Nesse contexto, trabalhos como os de Guedes et al. (2008) e Sako et al., (2022) propuseram modelos matemáticos para inferir as propriedades de tenacidade à fratura Modos I e II em geometrias cilíndricas. Sako et al. (2022) mais tarde avaliou experimentalmente amostras curvas de fibra de carbono/epóxi produzidas por FW Abd Rased e Yoon (2021) estudaram a influência da assimetria da sequência de empilhamento em amostras DCB, ENF e MMB produzidas por FW. Esses trabalhos, todavia, não utilizam de uma metodologia normatizada.

Sendo assim, esse trabalho se propõe a averiguar as propriedades de tenacidade a fratura Modo I e II segundo as orientações das normas, adaptando a geometria característica do processo de enrolamento filamente às suas necessidades, avaliando também as influências da mudança de geometria e suas metodologias de fabricação nas propriedades físico-químicas do compósito.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo geral

O objetivo principal deste trabalho é avaliar a tenacidade à fratura de compósitos laminados produzidos por enrolamento filamental com foco no efeito do ângulo de enrolamento e do condicionamento higrotérmico nesta característica.

2.2. Objetivos específicos

- a) Averiguar as propriedades físicas, químicas e mecânicas do laminado plano produzido por enrolamento filamental.
- b) Avaliar a tenacidade à fratura Modos I e II em laminados unidirecionais não-condicionados.
- c) Avaliar o efeito do condicionamento em água a 23 °C e 70 °C na tenacidade à fratura Modos I e II de laminados unidirecionais.
- d) Avaliar o efeito do ângulo de orientação das fibra ($\pm 15^\circ$, $\pm 55^\circ$, $\pm 75^\circ$ e $\pm 90^\circ$) no ensaio de tenacidade à fratura Modos I e II e nos valores obtidos para esses laminados.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1. Materiais compósitos

Um material compósito pode ser entendido como a combinação em macro-escala de dois ou mais materiais diferentes, no intuito de alcançar propriedades superiores às aquelas obtidas separadamente (JONES, 1998). Duas fases podem ser identificadas: uma dispersa, as fibras, e outra contínua, a matriz polimérica (BARBERO, 2017), onde cada uma possui funções importantes nas características do material. A matriz tem como principais funções proteger as fibras do ambiente externo e transferir as solicitações para as fibras, as quais tem como principal finalidade servir de reforço para a estrutura (ALMEIDA JR et al., 2016).

Quando as fibras apresentam uma direção preferencial dentro do sistema, é atribuída outra importante característica ao compósito, a possibilidade de controlar as propriedades mecânicas em determinadas direções. Atribuir um caráter direcional ao material permite ao projetista otimizar suas propriedades, dispondo as fibras nas direções mais solicitadas, o que dá aos compósitos um grande diferencial em relação a outros materiais (CHAWLA, 2012).

Há inúmeros processos de fabricação para se obter materiais compósitos. A escolha pelo processo ideal depende de diversos parâmetros como por exemplo matéria-prima utilizada (fibras curtas, fibras contínuas, tecidos, matrizes, etc.), geometria, custo, temperatura de processamento, entre outros. Para o setor aeroespacial, por exemplo, materiais com características como alto módulo de elasticidade e baixa densidade são fundamentais. Tais características estão intimamente ligadas a processos de fabricação capazes de garantir um elevado teor de fibra e uma boa distribuição de matriz. Dentre os processos consagrados por garantir estas características, é possível citar: autoclave, *automated fiber placement*, *automated tape layup*, infusão e enrolamento filamentar (MCILHAGGER; ARCHER; MCILHAGGER, 2019).

O processo de enrolamento filamentar, em particular, é amplamente utilizado na produção de sólidos de revolução, como por exemplo dutos, cilindros e vasos de pressão. Cilindros de compósito possuem inúmeras aplicações nos setores aeroespacial, aeronáutico e marítimo devido principalmente a sua capacidade de suportar elevadas cargas de compressão axial e/ou transversal. (ALMEIDA et al., 2018). Além das propriedades mecânicas, suas propriedades físicas como resistência à corrosão são bem-vistas para aplicações em oleodutos, gasodutos e de geração de energia (COLOMBO; VERGANI, 2018).

O enrolamento filamentar se destaca principalmente pela sua precisão de posicionamento das fibras, elevado teor de fibra, baixo teor de vazio, fácil automação e baixo

custo de fabricação se comparado a outros processos (HENRIQUEZ; MERTINY, 2017). Este processo foi o utilizado neste trabalho e está detalhado a seguir.

3.2. Enrolamento filamentar

Apesar de ser considerado um dos processos de manufatura mais antigos para compósitos poliméricos reforçados por fibras, sua tecnologia está em constante avanço, beneficiando-se do avanço da robótica e da automação (KHENNANE, 2013). Inicialmente realizada pela deposição manual da matéria-prima em um mandril até sua completa automação, utilizando máquinas com até mais de seis graus de movimento capazes de criar geometrias complexas e padrões de enrolamento diversos (PETERS, 2011).

Esse processo se caracteriza pela deposição de feixes contínuos de fibras em um mandril rotativo, onde o movimento de rotação do mandril e a velocidade de deslocamento do olhal (ou cabeçote) ao longo do seu comprimento são os principais parâmetros de controle na produção de cilindros (PETERS, 2011). Os componentes que compõem o sistema podem ser vistos na Figura 1, que descreve esquematicamente o processo a seco, onde *rovings* de fibras pré-impregnadas (*towpregs*) são utilizados. Os *towpregs* são então puxados e guiados por roldanas, passando por um sistema que controla a tensão no feixe. Os filamentos tensionados são então depositados pelo cabeçote no mandril em rotação. Esse tensionamento é uma parte importante do processo pois promove a compactação das fibras, eliminando a necessidade de compactação posterior durante a cura do material (KHENNANE, 2013).

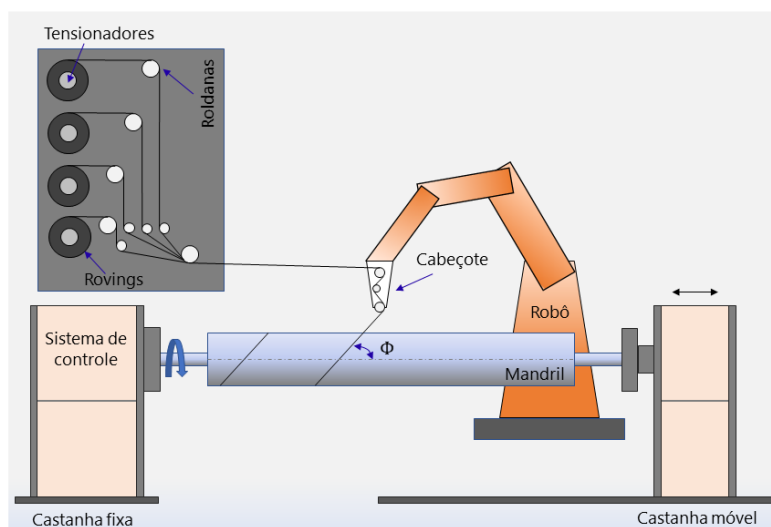


Figura 1. Esquema do processo de enrolamento filamentar a seco.

Fonte: (Eggers, 2019).

Outra variante do processo, conhecida como enrolamento filamental molhado, se caracteriza por promover a impregnação da fibra com a resina polimérica durante o processo de enrolamento, todavia esse método tem desvantagens perante a variante seca, como baixo controle do teor de resina, dependência entre a velocidade de enrolamento com o banho de resina e a necessidade de rotação do mandril durante a cura (NUNES et al., 1997).

Coordenando-se a rotação do mandril e o avanço longitudinal do cabeçote, diferentes tipos de enrolamento podem ser gerados, polar, helicoidal e circunferencial (*hoop*) (Figura 2), nos quais somente os dois últimos são utilizados para confecção de cilindros. No enrolamento circunferencial, as fibras são enroladas com ângulo muito próximo a 90° do eixo longitudinal e se distingue por não apresentar o entrelaçamento dos feixes de fibra (camada única), muito utilizado para reforços estruturais e aumentar a resistência à flambagem da estrutura. Já no enrolamento helicoidal as velocidades de rotação do mandril e de deslocamento do cabeçote são reguladas de modo a gerar o ângulo de enrolamento desejado. Neste, diferente do circunferencial, as fibras são entrelaçadas de modo a gerar uma região com fibras orientadas alternadamente a $+\phi$ e $-\phi$ (HOA, 2009; PETERS, 2011).

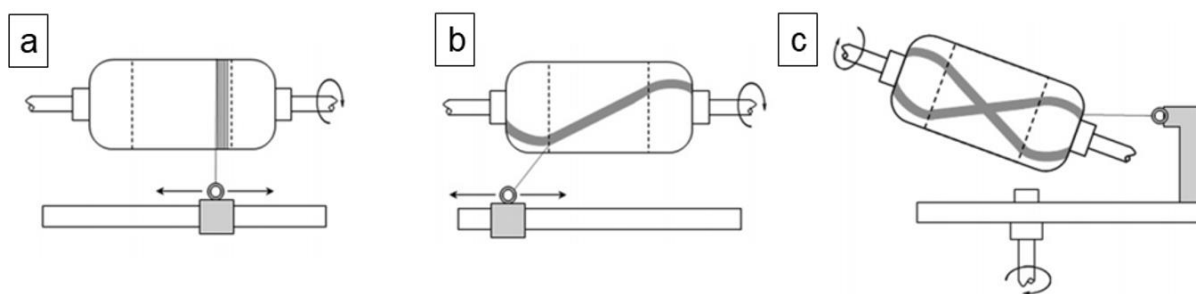


Figura 2. Tipos de enrolamento: circunferencial (a), helicoidal (b) e polar (c).

Fonte: (Adaptado de Henriquez et al., 2018).

Em cilindros produzidos por FW, o tipo de enrolamento helicoidal é o mais utilizado, merecendo atenção especial. Devido seu mecanismo de deposição de fibras, para uma completa cobertura do mandril vários movimentos de deslocamento ao longo do seu comprimento são necessários, de modo a criar padrões no entrelaçamento das fibras, isto é, pequenos losangos que constituem uma camada com fibras $\pm\phi$, apresentados na Figura 3. Localmente, essas configurações laminadas (anti-simétricas) podem alterar a distribuição de tensão, o que também pode modificar o comportamento mecânico do componente. O número inteiro de losangos ao longo do comprimento circunferencial do cilindro é conhecido como padrão, ou *pattern*. Por exemplo, caso haja 5 losangos ao longo de 2 voltas na sua

circunferência, declara-se que seu *pattern* é de 5/2) (BAIERLE DE AZEVEDO et al., 2019; LISBÔA et al., 2020).

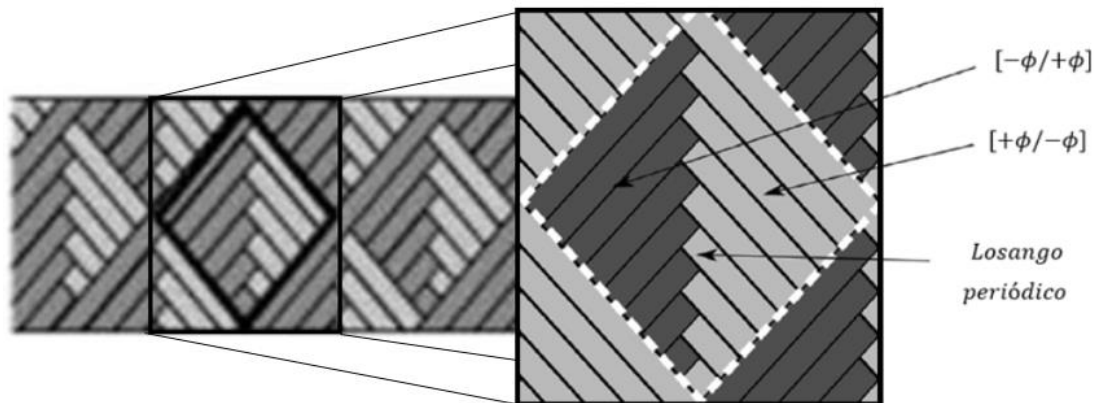


Figura 3. Exemplo de padrão de enrolamento.

Fonte: adaptado de (LISBÔA et al., 2020).

O *pattern* e sua influência nas características mecânicas de cilindros produzidos por enrolamento filamentar vêm sendo ainda objeto de estudo. (ROUSSEAU et al., 1999) estudaram o efeito do nível de entrelaçamento das fibras em cilindros de fibra de vidro/epóxi, que aumenta conforme o número de *pattern* aumenta. Constatou-se um aumento significativo no crescimento do dano quando submetido à pressão interna *closed end*, que simula os efeitos da tensão longitudinal oriunda das tampas de um vaso de pressão. Morozov (2006), Mian et al. (2011) e Uddin et al. (2014) simularam numericamente tubos de paredes finas levando em conta os padrões de enrolamento. Constataram que usar uma abordagem convencional, que negligencie tal padrão, pode subestimar tensões locais oriundas do entrelaçamento dos feixes de fibras.

Lisbôa et al., (2020) estudaram os efeitos do *pattern* na resistência, rigidez, absorção de energia e mecanismos de falha em cilindros submetidos à compressão radial. Avaliaram cilindros de carbono/epóxi com *patterns* variando de 1 a 10 unidades ao longo da direção circunferencial, todos com diâmetro de 50,8 mm, comprimento de 100 mm e ângulo de enrolamento de $[\pm 60]$. Como resultado, constataram que a resposta mecânica varia para diferentes *patterns*, indicando que seus efeitos não devem ser negligenciados. Também observaram que, para alguns *patterns*, a falha apresentada era catastrófica e com maior energia, enquanto para outros ocorria um dano progressivo.

3.3. Mecânica da fratura

A mecânica da fratura é a ciência que estuda as relações entre defeitos inerentes do material e descontinuidades geométricas que podem nuclear trincas e o comportamento mecânico de sólidos e estrutura frente a um dado estado de carregamento (BRUNNER, 2019). Sua análise para materiais compósitos se mostra mais complexa que a já consolidada abordagem para materiais metálicos, uma vez que a interação entre diferentes materiais pode ser uma fonte inerente de defeitos (AZMAH et al., 2018).

Para compósitos, defeitos podem ter como origem diversos fatores, tais como: materiais utilizados (não somente tipo de reforços e matriz, mas também compatibilidade química entre os componentes), processo de manufatura e condições de trabalho do componente (AZMAH et al., 2018). A porosidade, teor e mesmo morfologia, possuem uma íntima relação com as propriedades mecânicas do material, sendo inclusive utilizada muitas vezes como parâmetro de qualidade do compósito (MONTICELI et al., 2020). Sendo assim, o estudo da mecânica da fratura possui um papel fundamental para predição do comportamento mecânico e sua falha em estruturas de material compósito.

Tratando-se de compósitos laminados, a atenção é voltada para as regiões ricas em resina entre lâminas adjacentes, as quais formam um “elo fraco” onde a progressão de trinca se torna mais suscetível (BOON et al., 2020; CARLSSON et al., 1989). Caso a progressão de trinca ocorra nessa região, o termo delaminação é comumente utilizado, o qual representa um dos modos de falha onde a redução da vida útil do componente e sua resistência residual ocorre de maneira mais severa (WILKINS et al., 2009).

Compósitos poliméricos reforçados com fibras de alta resistência em uma matriz relativamente frágil (como compósitos de fibra de carbono/epóxi) são extremamente suscetíveis à falha por delaminação. Um laminado típico quase-isotrópico de fibra de carbono/epóxi possui uma resistência à tração no plano entre 700 – 1200 MPa, todavia para o mesmo laminado, sua resistência à tração através da espessura em geral não chega a 50 MPa. Sendo assim, situações de uso que promovam no componente tensões interlaminares maiores que sua resistência interlaminar (Figura 4), possivelmente darão início ao processo de delaminação do material. A progressão subsequente da delaminação, todavia, dependerá não mais da sua resistência interlaminar, mas da sua tenacidade à fratura interlaminar (ROBINSON et al., 2000).

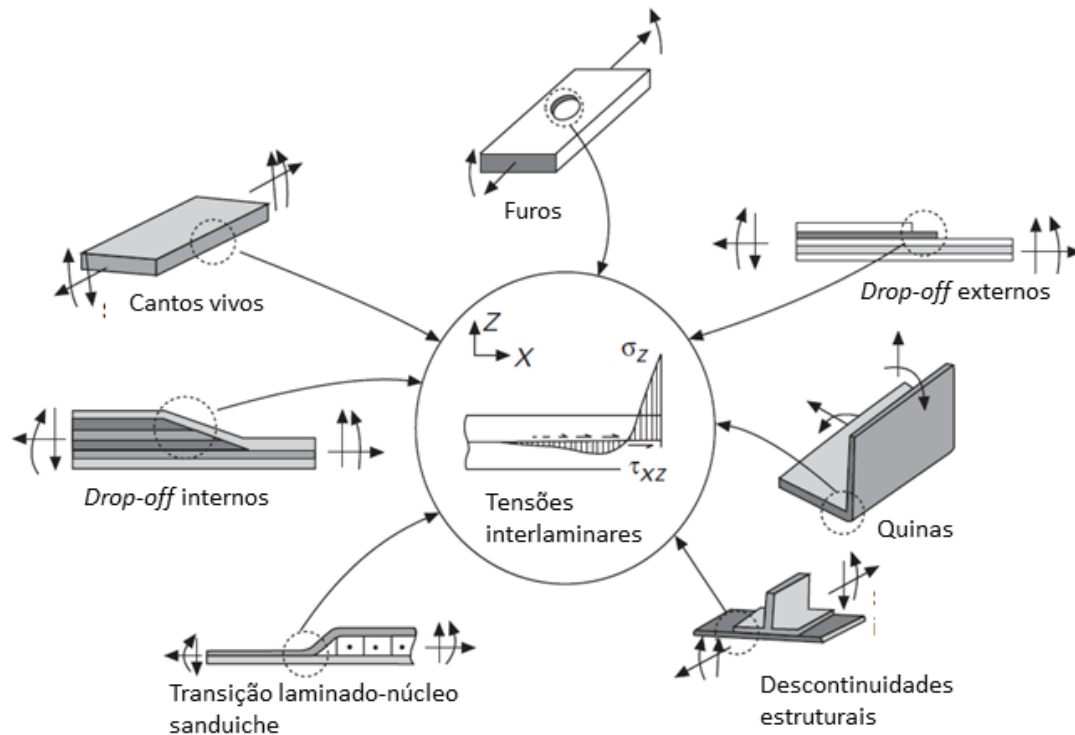


Figura 4. Elementos estruturais que comumente geram concentração de tensões interlaminares.

Fonte: adaptado de (RAJU et al., 2008)

3.3.1. Tenacidade à fratura interlaminar

O estudo da mecânica da fratura interlaminar para materiais compósitos laminados teve sua origem com materiais metálicos isotrópicos. Como mencionado, materiais compósitos inevitavelmente possuem um nível muito mais elevado de descontinuidades e defeitos que metais devido à interação entre fibras e matriz, tornando a análise da fratura muito mais complexa. Dentro da análise de fratura, a natureza do carregamento pode vir a propagar a trinca em diferentes modos onde o deslocamento relativo entre as partes fraturadas define o tipo do modo, como esquematizado na Figura 5.

Os modos de fratura também são divididos devido ao nível de energia demandada para que a abertura da trinca ocorra, sendo que para as condições de carregamento puramente modo I se faz necessário em geral menos energia que para o segundo e terceiro modo, enquanto que o segundo modo se encontra em um patamar intermediário (SØRENSEN, 2016). Os três diferentes modos de fratura podem ser definidos como:

- Modo I (abertura): Quando uma carga de tração é aplicada normal ao plano da trinca, promovendo um deslocamento entre suas faces, representado na Figura 5(a) como Δu_2 .

- Modo II (cisalhamento): Quando uma carga cisalhante no plano é aplicada, promovendo um deslocamento reverso entre os planos das lâminas adjacentes, onde um deslocamento no sentido do carregamento cisalhante é gerado, representado na Figura 5(b) como Δu_1 .
- Modo III (rasgamento): Quando uma carga de cisalhamento fora do plano do laminado é aplicada, promovendo um deslocamento no sentido do carregamento cisalhante, representado na Figura 5(c) como Δu_3 .

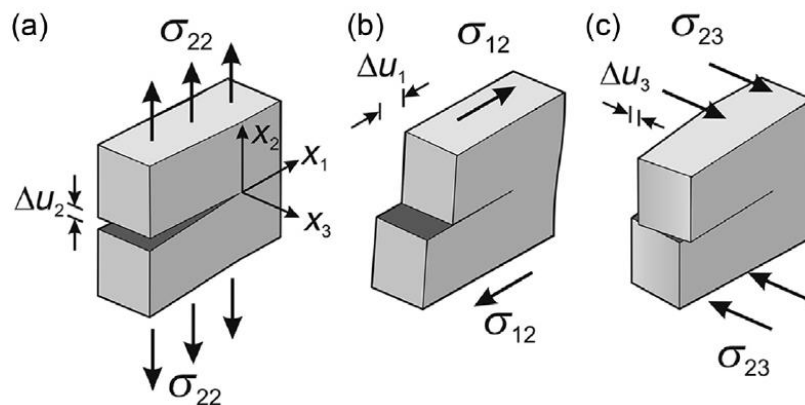


Figura 5. Propagação de trincas interlaminares: (a) Modo I, (b) Modo II e (c) Modo III.

Fonte: (SØRENSEN, 2016).

Em materiais isotrópicos, em geral, a fratura tende a percorrer o caminho que demande menos energia para se propagar, em geral no Modo I. Para compósitos laminados, todavia, ainda há o agravante de que a trinca pode se propagar em uma combinação de três diferentes modos de fratura dependendo da natureza do carregamento (BOON et al., 2020). Todavia, a progressão da trinca na delaminação tende a ocorrer entre lâminas, independentemente da direção de carregamento, resultando em um modo misto de fratura. A microestrutura do laminado também tem uma forte influência no início e na propagação de trinca na delaminação (KIM et al., 1998).

Dentre os parâmetros fractomecânicos utilizados na mecânica da fratura, o mais conhecido é o Fator de Intensidade de Tensão (K) que utiliza análises locais entre a ponta da trinca e o corpo sendo tensionado. Para compósitos, todavia, pela sua microestrutura pouco homogênea, o processo de propagação de trinca não possui um núcleo absoluto para utilizar esse tipo de análise, pois sua propagação se dá em alguns casos através de microtrincas existentes. Sendo assim, utiliza-se parâmetros para averiguar o processo de fratura global.

Em geral, a tenacidade à fratura interlaminar em compósitos é expressa em termos de taxa de energia crítica liberada, representada usualmente com o símbolo G_c . Este termo indica quantitativamente a resistência à delaminação do laminado, determinando a mudança na energia de deformação por unidade de área de delaminação, com unidades de J/m^2 ou N/m . Valores de G_{Ic} para diversos laminados de fibra de carbono/epóxi de diferentes laboratórios abrangem faixas de valores entre 60 e 4600 J/m^2 e, para G_{IIc} , entre 150 e 2050 J/m^2 . Tal amplitude de valores demonstra a sensibilidade dessas propriedades frente a diversas combinações possíveis de empilhamento, geometria do corpo de prova, microestrutura interfacial e até mesmo os parâmetros do ensaio (BRUNNER, 2019; ROBINSON; HODGKINSON, 2000).

Como mencionado, o parâmetro fractomecânico de tenacidade à fratura G_c deriva de uma análise global de um sólido com uma trinca, onde o estudo é feito baseado na variação da rigidez do material durante o processo de propagação da trinca, utilizando um balanço energético fundamental. Considerando um sólido em equilíbrio, tem-se o seguinte balanço energético:

$$W = U \quad (1)$$

onde W é o trabalho realizado por forças externas, e U é a energia potencial do sistema.

Para que um sólido que tenha sido deformado permaneça em equilíbrio no decorrer da progressão de uma trinca de extensão $a + da$, uma parcela de energia deve ser liberada no sistema. Todavia, para que haja uma propagação estável de energia, uma das condições necessárias para que haja o equilíbrio do sistema é que a derivada da energia potencial elástica total do sistema (dado por Π) relativa à extensão da trinca seja nula (INO et al., 2017), sendo assim pode-se dizer que:

$$W = U + E \quad (2)$$

onde E representa a energia necessária para que a trinca propague de forma estável, ou seja, que a trinca aumente somente quando houver aumento na sollicitação da estrutura e pare quando essa sollicitação cessar.

Sendo assim, o potencial energético do sistema é dado por:

$$\Pi = U + E - W \quad (3)$$

Considerando as restrições mencionadas anteriormente, para que haja equilíbrio energético durante a progressão da trinca, é válida a seguinte relação:

$$\frac{\partial \Pi}{\partial a} = \frac{\partial}{\partial a}(U - W + E) = 0 \quad (4)$$

ou

$$\frac{\partial}{\partial a}(W - U) = \frac{\partial E}{\partial a} \quad (5)$$

Considerando que a taxa de energia liberada é definida como o decréscimo em energia potencial elástica total do sistema por unidade de extensão (em área) de trinca (FU et al., 2019), pode-se dizer que:

$$G = \frac{dE}{dA} \quad (6)$$

Nesse caso, $dA = B da$, onde B é a espessura do corpo fraturado, chegando-se a:

$$G = \frac{1}{B} \frac{dE}{da} \quad (7)$$

Assim, a partir das Equações (5) e (7) tem-se que:

$$G = \frac{1}{B} \frac{\partial}{\partial a}(W - U) \quad (8)$$

Considerando o deslocamento δ gerado por uma carga P ao realizar trabalho, o conceito de energia potencial elástica ($U = P\delta/2$) e de flexibilidade ($C = \delta/P$), pode-se rescrever a equação anterior da seguinte forma:

$$G = \frac{1}{B} \left(P \frac{\partial \delta}{\partial a} - \frac{\partial U}{\partial a} \right) = \frac{1}{B} \left(P \left(C \frac{\partial P}{\partial a} + P \frac{\partial C}{\partial a} \right) - \frac{1}{2} \left(2CP \frac{\partial P}{\partial a} + P^2 \frac{\partial C}{\partial a} \right) \right) \quad (9)$$

A partir daqui duas diferentes abordagens podem ser seguidas, considerando o fenômeno de abertura da trinca com carga prescrita ou com deslocamento prescrita, como exemplificado na Figura 6. Vale ressaltar que se está somente considerando o comportamento linear elástico do material e o âmbito de pequenas deformações, mais especificamente considerando somente a abordagem utilizada na mecânica da fratura linear elástica (MFLE), desenvolvida inicialmente pelos trabalhos de Griffith (motivado pelo trabalho de Inglis sobre a solução linear elástica para as tensões ao redor de um orifício elíptico) e posteriormente por Irwin (INGLIS, 1913; GRIFFITH, 1921; IRWIN, 1957; SUN et al., 2012).

Para o primeiro caso mencionado, considerando que o corpo sofra uma carga prescrita, tem-se que $\partial P / \partial a = 0$. Sendo assim a Equação (5) torna-se:

$$G = \frac{1}{2B} \left(P \frac{\partial \delta}{\partial a} \right) = \frac{1}{B} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right) \quad (10)$$

Para o segundo caso, tem-se que $\partial \delta / \partial a = 0$. E, de forma análoga, tem-se que:

$$G = -\frac{1}{2B} \left(\delta \frac{\partial P}{\partial a} \right) = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right) \quad (11)$$

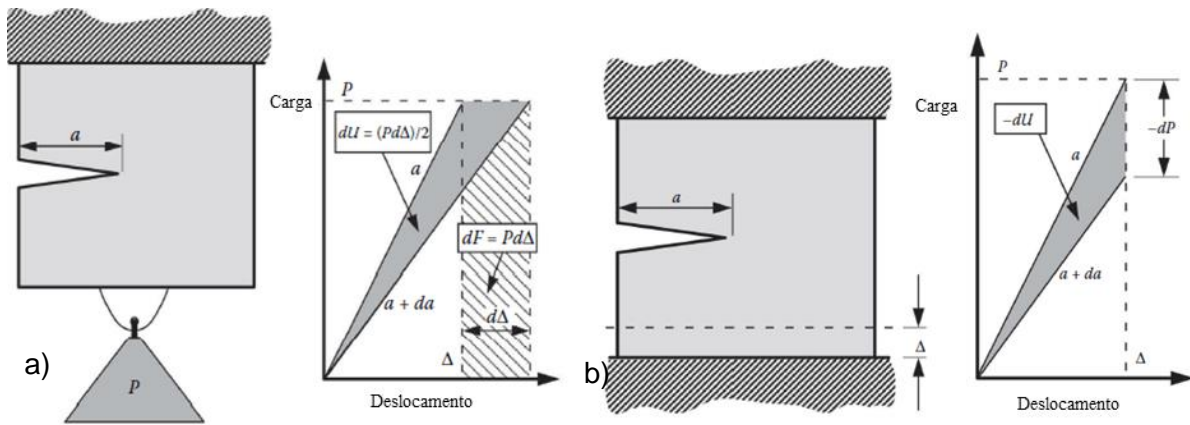


Figura 6. Corpo com trinca submetido a carga prescrita (a) e deslocamento prescrito (b).

Fonte: adaptado de (ANDERSON, 2017).

Conclui-se então que, para as condições da MFLE, G é igual para as duas situações descritas. Para um material que apresente fratura de forma frágil e de comportamento elástico linear seguindo as condições da MFLE (típica para laminados de carbono/epóxi), quando a taxa de energia liberada G atinge um valor crítico G_c a trinca se propaga, sendo então definido G_c como a taxa de energia crítica liberada. As condições de estabilidade para o crescimento de trinca e a dependência da energia liberada pelo tamanho da trinca, todavia, depende em grande parte da estrutura e das condições de ensaio (FU et al., 2019)

Para um material frágil ideal, de estrutura homogênea e livre de descontinuidades, em teoria, G_c é dado como uma propriedade do material, independente das condições geométricas e de carregamento, onde ao se atingir a condição de $G = G_c$ a trinca se propaga de forma instável (Figura 6). Todavia, para a maioria dos materiais G_c é dependente de tais fatores, entre eles do tamanho da trinca. Sendo assim, para uma correta caracterização dos parâmetros de fratura, a correlação entre os valores de energia crítica e de tamanho de trinca dão origem à conhecida “curva de resistência”, ou simplesmente curva R . Esta curva informa também condições de crescimento de trinca e, para que uma trinca progrida de maneira estável, as seguintes condições são necessárias:

$$G = R \quad (12)$$

$$\frac{dG}{da} \leq \frac{dR}{da} \quad (13)$$

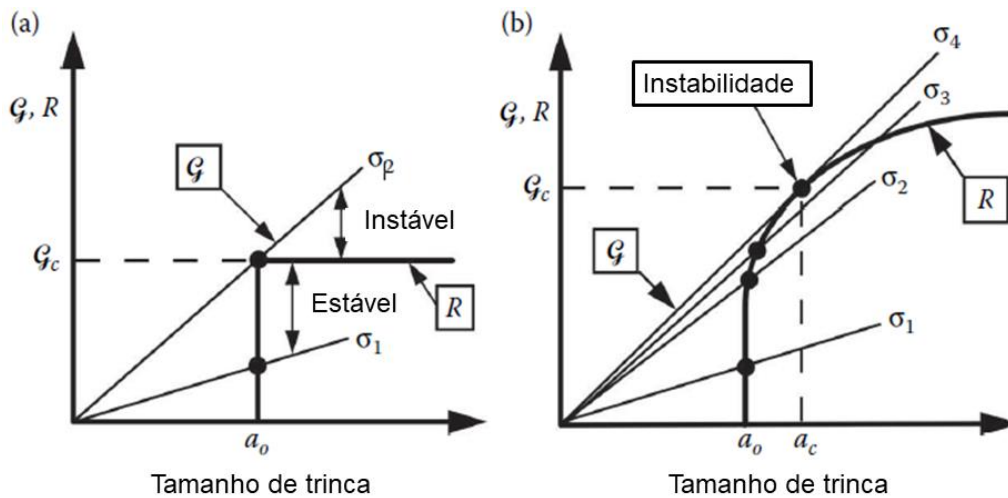


Figura 7. Diagrama esquemático dos diferentes aspectos para a curva R , sendo independente (a) e dependente (b) do tamanho de trinca.

Fonte: adaptado de (ANDERSON, 2017).

Para a maioria dos materiais que apresentem um mínimo de plasticidade na ponta da trinca, a curva R tem formato crescente devido ao comportamento não-linear do material que acompanha a trinca, como representado na Figura 7(b). Observa-se nessa situação que as condições de estabilidade da trinca são saciadas para mais de um estado de tensão, tendo que aumentar de intensidade para que a trinca progrida. Os efeitos da instabilidade de propagação da trinca está de maneira prática correlacionado ao modo como a estrutura falha, sendo que uma estrutura que apresenta falha catastrófica está sujeita a uma propagação instável da trinca enquanto que uma estrutura com fratura dúctil apresenta uma estabilidade maior da trinca devido a dissipação de energia em forma de deformação proporcionar que o essa estabilidade seja mantida.

Outro fator que afeta o aspecto da curva R está relacionado à espessura da estrutura fraturada. Uma amostra fina fraturada tende a gerar uma curva R mais íngreme que as mesmas condições em uma amostra mais espessa devido ao fato que a amostra fina está predominantemente em estado plano de tensões, enquanto que o material próximo a ponta da trinca na amostra espessa pode estar em estado plano de deformações. Devido à dependência da curva R da geometria e das condições de ensaio, é discutível a validade desse parâmetro como propriedade do material para situações que não sejam rigorosamente

normatizadas, como para laminados que não têm fibras a 0° (ANDERSON, 2017; BRUNNER, 2019).

No intuito de aprimorar as propriedades de tenacidade à fratura interlaminar deficiente para a maioria dos compósitos laminados de engenharia, vários métodos ganharam atenção especial, a maioria voltado ao aprimoramento da interface fibra matriz incorporando um terceiro material, como por exemplo particulados na matriz ou na interface, filmes e nanopartículas. Nanomateriais como nanotubos de carbono, óxido de grafeno e nanofilmes de grafeno vêm sendo estudados como tenacificantes para compósitos poliméricos reforçados com fibra de carbono, apresentando resultados promissores (KIM et al., 2021; LI et al., 2021). Arai et al., (2008) investigaram as propriedades de tenacidade à fratura Modos I e II em compósitos de carbono/epóxi com uma camada interfacial de nanotubos de carbono e epóxi. Constataram um aumento superior a 50% para o Modo I e de 100% a 200% maiores para o Modo II comparado ao material sem o filme interfacial. Li et al., (2021) estudaram a incorporação de óxido de grafeno e nanotubos de carbono com paredes múltiplas em diferentes concentrações e constataram aumentos de até 151% e 215% em G_{IC} e G_{IIC} , respectivamente.

Formas de entrelaçar camadas adjacentes através de barreiras físicas na direção z para dificultar a progressão de trinca também vem sendo estudadas para aprimorar propriedades fractomecânicas. Métodos de manufatura com tecidos 3D têm ganhado cada vez mais espaço devido aos avanços no processamento, como por exemplo 3D *knitting*, (LIU; ZHAO, 2019), 3D *weaving* (ABBASI et al., 2020), 3D *braiding* (LIU et al., 2021) e 3D *stitching* (SONG et al., 2022). A utilização de pequenos insertos na direção Z com intuito de aumentar a resistência à delaminação é conhecida como *z-pinning*. LI et al., (2021) avaliaram os efeitos dessa técnica em amostras DCB e ENF de carbono/epóxi e constataram aumento de 276% e 541% em G_{IC} e G_{IIC} , respectivamente. Todavia, técnicas que incorporam reforços ao longo da espessura, em geral, apresentam impacto negativo nas propriedades no plano do laminado (BOON et al., 2020).

Os estudos das propriedades fractomecânicas de tenacidade à fratura interlaminar envolvendo laminados produzidos pela técnica de enrolamento filamentar ainda é um campo pouco explorado. Algumas restrições da técnica como por exemplo ser mais adequado para geometrias cilíndricas, possuir entrelaçamento dos feixes de fibras e restringir o empilhamento do laminado para uma condição antissimétrica podem dificultar a análise normatizada para laminados simétricos e planos. No entanto, pesquisadores usaram tais empecilhos como motivação para adaptar a metodologia de teste à técnica de enrolamento filamentar, estudando a influência das divergências entre a metodologia normatizada e as condições do processo de manufatura no intuito de trazer dados mais condizentes.

Trabalhos como os de Guedes et al. (2008) e Sako et al. (2022) propuseram modelos matemáticos para inferir as propriedades de tenacidade à fratura Modos I e II em geometrias cilíndricas baseado nas teorias de vigas curvas de Euler-Bernoulli e Timoshenko utilizando os ensaios DCB e ENF. Sako et al. (2022) mais tarde avaliou experimentalmente amostras curvas de fibra de carbono/epóxi produzidas por FW. Os resultados mostraram boa convergência entre as análises numéricas utilizando os parâmetros obtidos através da metodologia proposta e as curvas carga-deslocamento dos ensaios experimentais. Abd Rased e Yoon (2021) estudaram a influência da assimetria da sequência de empilhamento em amostras DCB, ENF e MMB produzidas por FW constatando sua influência nas energias de início de propagação de trinca das amostras ENF e MMB. Para as amostras DCB, o empilhamento pouco interferiu nos resultados de energia crítica no início da trinca, mas demonstrou influenciar os mecanismos de propagação.

3.4. Efeito do condicionamento higrotérmico

Assim como as condições de carregamento, as condições higrotérmicas às quais materiais compósitos poliméricos estão expostos são de grande importância no desempenho mecânico da estrutura ao longo de sua vida útil. A cinética de absorção de umidade em resinas epoxídicas apresenta grandes variações e compreende vários mecanismos de penetração de umidade. Difusão na matriz, na interface fibra/matriz e capilaridade são exemplos de mecanismos de absorção de umidade presente em compósitos. Fatores relacionados às imperfeições no material, muitas vezes correlatas ao modo de produção do compósito, também são preponderantes na absorção, onde a água pode se alojar e fluir através de microtrincas, poros ou outras imperfeições presentes na estrutura (SHREEPANNAGA et al., 2022).

A absorção de umidade impacta ativamente no volume livre das moléculas do polímero, diminuindo a temperatura de transição vítrea da matriz e aumentando a fluência (ZHANG et al., 2018). Plastificação, decréscimo em módulo e resistência à tração são outras consequências devido à absorção de umidade. A reação entre o polímero e a água também pode causar mudanças químicas irreversíveis no compósito, uma vez que grupos epóxi não-reagidos podem reagir com a água, influenciando o processo de envelhecimento. (DAO et al., 2007). Reações hidrolíticas também podem ocorrer na interface do compósito, resultando em uma transferência de carga menos eficiente da matriz para a fibra (RAY, 2006).

Parâmetros de trabalho tais como umidade relativa, tempo de exposição, condições de carregamento e, principalmente, temperatura impactam na absorção. A arquitetura e quantidade de fibras no compósito também influenciam na absorção de umidade. Laminados

com baixo teor de fibras absorvem muito mais umidade que laminados com teor de fibras elevado, assim como laminados com fibras contínuas absorvem menos que fibras curtas para condições e volume de fibras similares (GARG et al., 2019).

Os efeitos da absorção de umidade na tenacidade à fratura apresentam características interessantes. Pode ocorrer decréscimo nas energias críticas liberadas durante a delaminação devido ao enfraquecimento da interface fibra/matriz, facilitando seu descolamento. Por outro lado, pode também ocorrer um incremento nessa energia devido a efeitos plastificantes e a um empacotamento mais denso pela presença de água onde haveria vazios, agindo como barreiras para a propagação de trinca.

Os efeitos da temperatura e umidade no condicionamento no comportamento fractomecânico em compósitos poliméricos vêm sendo estudados desde os anos 80, todavia nunca foi incorporada em nenhuma norma dedicada, resultando em formas bem distintas de condicionamento (BRUNNER, 2019). Os efeitos do condicionamento higrotérmico na tenacidade à fratura de laminados carbono/epóxi com particulado termoplástico foi estudado por (DAVIDSON et al., 2009). Amostras foram condicionadas em umidade saturada e temperatura de -43 °C, 23 °C, 98 °C e 125 °C. Os resultados apontaram um aumento em G_{Ic} com o aumento da temperatura e da absorção de umidade. Notou-se também uma diferença significativa no aspecto da curva R nos diferentes condicionamentos, atribuída a micromecanismos na ponta da trinca como um aumento na zona de processos inelásticos (ou do termo em inglês *fracture process zone*), onde deformações viscoelásticas são mais significativas. Já para o Modo II, observou-se um decréscimo em energia conforme a temperatura aumenta, atribuído ao mecanismo de falha apresentado no trabalho de (AW; LEE, 1997) como coalescência de microtrincas.

Trabalhos como os de Cowley et al., (1997); Hunston et al., (2000) e Katafiasz et al., (2021) relataram efeitos similares de incremento na tenacidade à fratura Modo I devido ao aumento da temperatura em compósitos de matriz termorrígida. Atribuiu-se o incremento aos efeitos combinados de aumento na ductilidade da resina e maior manifestação de *fiber bridging*. Para o Modo II, todavia, os relatos não apresentam tanta convergência como para o Modo I, porém a maioria aponta um decréscimo nos valores de energia conforme a temperatura e ganho de umidade aumentam. Tal fenômeno é atribuído em geral ao enfraquecimento da interface fibra/matriz devido à degradação pelo condicionamento (DAVIDSON et al., 2009).

4. METODOLOGIA

4.1. Materiais

Os materiais utilizados para a fabricação dos compósitos foram feixes de fibras unidirecionais contínuas de carbono pré-impregnadas com uma resina termorrígida de epóxi (*towpreg*) do fabricante SGL Carbon. Os *towpregs* código CT24-5.0/270-E100 foram produzidos pelo fabricante SIGRAFIL, e com matriz epóxi de código E910 do fabricante SIGRAPREG. Os filamentos de fibras não são torcidos e apresentam uma largura média de 6,4 mm, contendo 24000 filamentos de diâmetro médio de 6,9 μm . O feixe pré-impregnado contém uma fração mássica de fibra de 65%.

4.2. Fabricação

Para a fabricação dos laminados compósitos, utilizou-se um robô modelo Kuka KR 140 L100-2 com sete eixos (Figura 8), i.e., três graus de liberdade de translação do robô, três de rotação do robô e um de rotação do eixo do mandril. Sua capacidade de controle possibilita precisão e qualidade na disposição dos *towpregs*, alcançando uma tolerância no ângulo de enrolamento de 0,5%, correspondendo a uma precisão mínima de posicionamento de 0,1 mm.

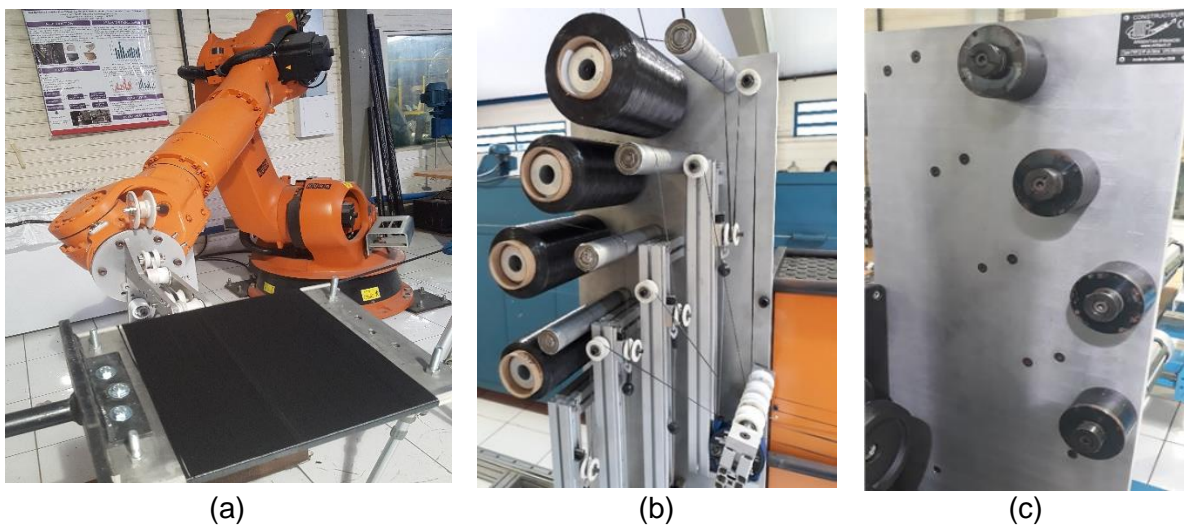


Figura 8. Robô Kuka (a), plataforma de suprimento dos feixes de fibra (b) e tensionadores (c).

Na parte de controle e periféricos, com o intuito de adequar o robô para a produção de compósitos por enrolamento filamental, utilizou-se dispositivos da MF Tech. Um desses dispositivos é uma plataforma vertical para o suprimento de fibras ao robô, com a possibilidade

de utilização de até 4 *towpregs* ao mesmo tempo. Este dispositivo tem ainda o importante papel de promover o tensionamento dos feixes de fibra, fazendo uso de dois dispositivos de tensionamento. O primeiro está embutido junto aos roletes em que os *towpregs* são colocados, podendo ajustar a inércia à rotação do mesmo, promovendo a tensão dos feixes quando puxados. O segundo tensionador supre a falta de tensão no movimento de volta do robô e está localizado junto ao conjunto de polias na plataforma.

Os projetos dos laminados foram feitos com o *software* CADWind 2010, especializado no projeto e fabricação de componentes por enrolamento filamentar. Seu funcionamento vai desde a criação de modelos CAD, onde se faz o *design* do componente em questão, até o pós-processamento do modelo para elaborar códigos aplicáveis à fabricação do componente.

A simulação do enrolamento via software permite simular o enrolamento em diversas geometrias de revolução, e também em mandris planos, como mostra a Figura 9. O procedimento se baseia nas etapas de definição da geometria, entrada dos parâmetros do material, escolha do tipo de enrolamento (polar, helicoidal ou circunferencial), determinação dos parâmetros de enrolamento (ângulo, *pattern* e região de retorno) e, finalmente, a simulação do enrolamento.

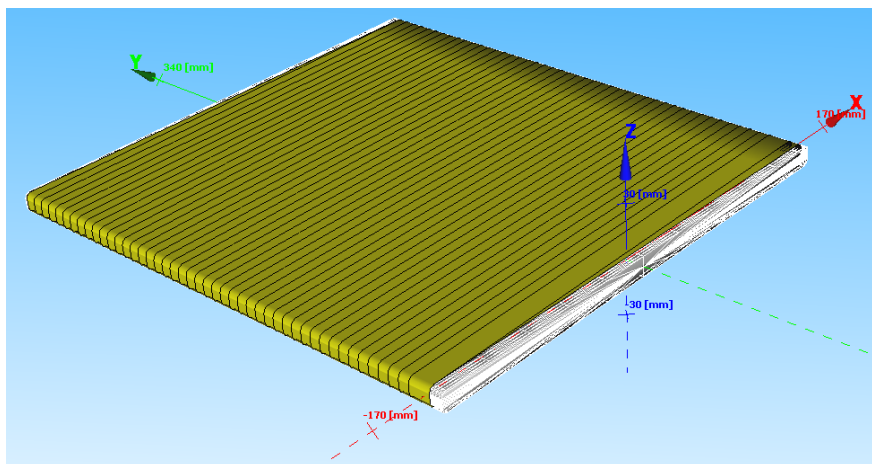


Figura 9. Simulação do enrolamento em um mandril plano.

A caracterização do material foi feita utilizando um mandril retangular de aço inoxidável (327 mm × 228 mm × 12 mm), sendo possível fabricar laminados unidirecionais de carbono/epóxi, como apresentado na Figura 10(a). Para facilitar a remoção do laminado após a cura do material, um agente desmoldante da marca Loctite Frekote 770-NC foi utilizado, sendo esse aplicado ao mandril antes de iniciar o processo de enrolamento. Para a adequação das espessuras dos laminados frente às normas adotadas, se fez necessário confeccionar laminados com 3 e 4 camadas. Após a conclusão do enrolamento, o conjunto

mandril/laminado foi protegido com um filme antiaderente para atuar como desmoldante na interface externa do conjunto que ficará em contato com o equipamento de cura.

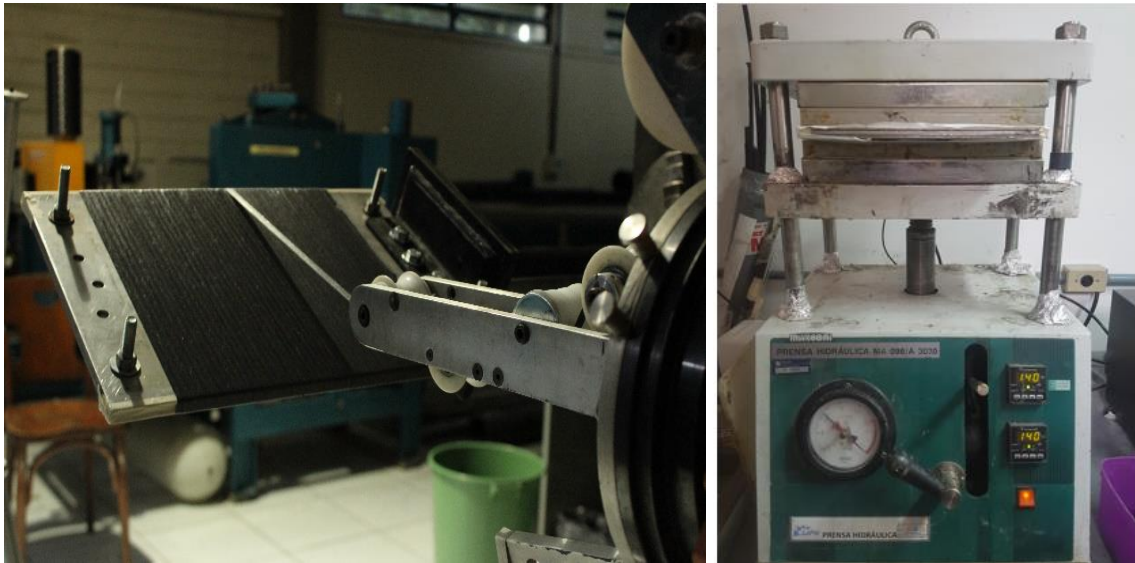


Figura 10. Enrolamento filamental em um mandril retangular para obtenção de laminados planos (a) e cura posterior em prensa aquecida (b).

Compósitos cilíndricos fabricados por enrolamento filamental são mais comuns que laminados planos. Devido a sua geometria, esses laminados não necessitam de nenhuma compactação do material após o enrolamento, uma vez que a própria força tangencial durante o procedimento a promove. Todavia, quando se trata de laminados planos, essa força de compactação não existe, demandando uma etapa posterior ao enrolamento. Assim, para se obter um laminado de qualidade similar a dos laminados cilíndricos, utilizou-se uma prensa hidráulica aquecida do fabricante Marconi modelo MA 098/A 3030 com capacidade de carga de 15 ton Figura 10(b). Os parâmetros utilizados foram 6 ton de carga e aquecimento a uma taxa de 4 °C/min até 140 °C e manutenção nessa temperatura por 45 min. O processo de cura foi realizado à pressão constante, com o conjunto prensa aquecida, mandril e laminado resfriando posteriormente até a temperatura ambiente a uma taxa de 4 °C/min.

Corpos de prova foram posteriormente usinados seguindo as especificações das normas ASTM D3039/D3039M-17 para os ensaios de tração (0° e 90° unidirecionais), ASTM D6641/D6641M-16 para os ensaios de compressão (0° e 90° unidirecionais) e ASTM D7078/D7078M-19 para os ensaios de cisalhamento. Para as amostras de tração a 0° e 90°, assim como para as de compressão a 0°, tabs de fibra de vidro E com fibras contínuas e resina epóxi foram utilizados, como recomendado pelas respectivas normas. Para a colagem, utilizou-se uma cola adesiva DP 460 da 3M, sendo as amostras usinadas posteriormente à

colagem, garantindo um bom alinhamento e acabamento superficial. Na Tabela 1 estão apresentadas as dimensões dos corpos de prova utilizados.

Tabela 1. Dimensões dos corpos de prova para caracterização do material no plano.

Ensaio	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
Tração longitudinal (0°)	250,72 ± 0,94	14,87 ± 0,10	1,44 ± 0,08
Tração transversal (90°)	175,34 ± 0,30	25,37 ± 0,51	1,56 ± 0,06
Compressão longitudinal (0°)	140,12 ± 0,83	12,71 ± 0,03	1,43 ± 0,02
Compressão transversal (90°)	140,60 ± 0,24	12,61 ± 0,06	2,26 ± 0,05
Cisalhamento no plano	76,43 ± 0,57	56,51 ± 0,28*	1,42 ± 0,04

*Tendo a região central entre os entalhes 31,43 ± 0,29 mm.

O procedimento de manufatura dos corpos de prova para as amostras de tenacidade à fratura interlaminar Modos I e II foram similares aos descritos anteriormente, todavia utilizou-se 16 camadas de material para se alcançar a espessura aconselhada pelas normas ASTM D5528-01 e ASTM D7905/D7905 - 19 (de 3,5 a 5 mm). O processo pode ser dividido em três etapas, sendo a primeira um enrolamento de 8 camadas Figura 11(a). A próxima etapa foi aplicar um filme fino de Teflon no plano médio do laminado para a indução de trinca (Figura 11b), com espessura de aproximadamente 17 µm e largura de 65 mm especialmente para o ensaio de Modo I, de modo que a distância entre o centro de aplicação da carga e o final do filme seja de 50 mm. Por fim, fez-se outro enrolamento de 8 camadas (Figura 11c), totalizando as 16 camadas de laminado para ≈4 mm de espessura. O procedimento de corte das amostras foi o mesmo da Seção 4.3, com dimensões de 25 mm × 150 mm × 4 mm para as amostras de tenacidade à fratura interlaminar Modo I e de 20 mm × 180 mm × 4 mm para as amostras do Modo II, como indicado pelas normas de cada ensaio.

No intuito de analisar a influência do ângulo de enrolamento nas propriedades de tenacidade à fratura, laminados angulados com ângulos de 90°, ±75° e ±15° foram produzidos. Laminados com ângulos de ±35° e ±55° não foram possíveis de serem confeccionados por limitações geométricas do processo e para evitar um grande desperdício de material com zonas de retorno. Para a produção dos laminados angulados, se utilizou um mandril retangular de 700 mm × 200 mm × 12 mm. O tipo de enrolamento utilizado foi o helicoidal (Figura 2), resultando em um laminado anti-simétrico ±θ com o entrelaçamento de fibras característico do processo de enrolamento filamentar. A Figura 11(d) mostra um laminado angulado após o enrolamento. As demais etapas continuaram iguais as descritas anteriormente e exemplificadas na Figura 11, com o filme de teflon inserido no plano médio do laminado.



Figura 11. Etapas do enrolamento filamento para obtenção dos laminados para os ensaios DCB e ENF: (a) enrolamento de 8 camadas, (b) aplicação do filme de teflon e (c) enrolamento de mais 8 camadas, (d) enrolamento angulado

4.3. Caracterização do material

4.3.1. Caracterização físico-química

Com o intuito de avaliar a representatividade das amostras planas frente à geometria cilíndrica tipicamente usada no processo de enrolamento filamento, propriedades físico-químicas como grau de cura, volume de fibras, volume de vazios e densidade foram comparadas entre amostras planas e cilíndricas. Os cilindros utilizados como comparativos foram fabricados com um mandril cilíndrico de 50,8 mm de diâmetro com 3 camadas de $\pm 55^\circ$. Esse ângulo de enrolamento foi escolhido por ser amplamente citado na literatura como o de maior eficiência mecânica em vasos de pressão (CHETHAN KUMAR et al., 2022; HALE et al., 2002, FERRY et al.1998), e também por apresentar uma grande variação de ângulos entre camadas, o que impacta negativamente as propriedades interlaminares, como aponta os estudos de (TAO, 1998; KIM et al., 2003; LIU et al., 2022). A cura dos cilindros foi realizada nas mesmas condições térmicas das amostras planas em uma estufa horizontal com circulação de ar do fabricante Sanchis Fornos Industriais.

Para a análise térmica do material, foram realizadas análises de calorimetria exploratória diferencial (DSC) para determinar o grau de cura de amostras do laminado plano curado na prensa e do cilindro curado na estufa. O equipamento utilizado foi um DSC Q20 TA Instruments, com gás oxigênio e nitrogênio, ambos com 50 mL/min.

A densidade de amostras cilíndricas e planas foram obtidas seguindo as orientações da norma ASTM D792. O volume de fibras dos compósitos foi inferido utilizando o processo de digestão ácida seguindo as orientações da norma (ASTM D3171-15), com ácido nítrico. Para ambos, três amostras de cada família foram avaliadas.

Para a estimativa do volume de vazios dos compósitos planos e cilíndricos utilizou-se recursos de análise de imagem. Regiões da seção transversal das duas geometrias foram analisadas por microscopia óptica. Foi possível inferir o volume dos constituintes do laminado à partir de desse plano devido ao caráter ortotrópico do laminado, que, por apresentar uma constituição similar ao longo da direção das fibras, a área de cada constituinte em uma imagem 2D pode ser extrapolada para sua geometria 3D sem perder representatividade

Para que a imagem seja adequada para a análise, a luminosidade deve ser ajustada de maneira a salientar os poros na imagem, podendo assim distinguir visualmente regiões de poros, fibras e resina. Posteriormente, com auxílio do *software* de processamento de imagem *imageJ*, utilizando o comando *threshold*, foi possível averiguar a porcentagem de área que esteja dentro de uma faixa de intensidade de cor delimitada, diferenciando áreas de fibras matriz e poros pela cor. A área de imagem de cada elemento é então contabilizada e, por conseguinte, o seu volume. As imagens analisadas foram retiradas de microscopias feitas com o microscópio ótico Carl Zeiss. Este procedimento é amplamente utilizado e bem aceito na comunidade científica para este fim, como visto nos trabalhos de Khashaba, (2022), Saenz-Castillo et al., (2019), Thilagashanthi et al., (2021) e Wang et al., (2022).

4.3.2. Caracterização mecânica

4.3.2.1. Ensaio de caracterização no plano do laminado

A caracterização mecânica dos compósitos planos (Figura 12a-c) foi realizada em uma máquina eletromecânica Universal Instron, modelo 3382 com célula de carga de 100 kN. As velocidades de ensaio utilizadas foram as recomendadas pelas respectivas normas de cada ensaio, com exceção dos ensaios de compressão, onde foram feitos com velocidades de 0,8 mm/min para as amostras a 0° e de 1 mm/min para as amostras a 90°. Essas modificações foram necessárias uma vez que, com velocidades maiores, não se atingia o tempo de ensaio mínimo aconselhado pela norma ASTM D7078/D7078M-19. Extensômetros mecânicos foram utilizados para a obtenção das deformações longitudinais e transversais em tração para o

cálculo das constantes de engenharia. Para o ensaio V-Notched, fez-se necessário utilizar strain gage do tipo roseta KFG-5-120-D17-11 da KYOWA alinhado a $\pm 45^\circ$ na seção média da amostra.

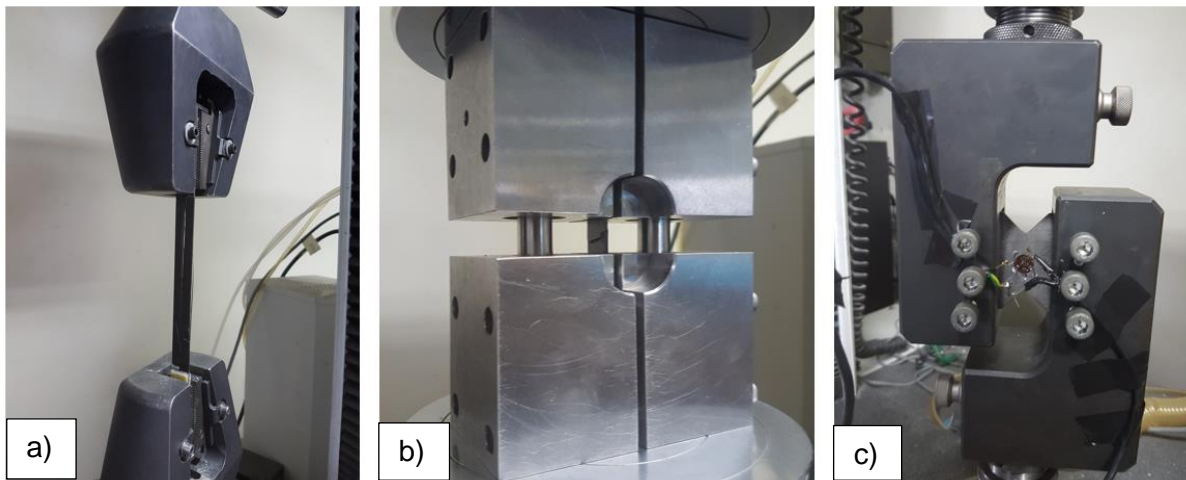


Figura 12. Ensaios de caracterização do compósito: (a) Tração, (b) compressão, e (c) cisalhamento no plano.

4.3.2.2. Ensaios de tenacidade à fratura interlaminar Modo I

Os ensaios de tenacidade à fratura interlaminar Modo I foram realizados seguindo as orientações da norma ASTM D5528/D5528M-21. O ensaio se baseia na aplicação de uma carga longitudinal de abertura normal ao plano da trinca, promovendo uma fratura puramente de Modo I na semi-viga, como exemplificado na Figura 13. A distância de comprimento de trinca, representada pela letra “ a ”, é então monitorada e correlacionada à carga P e ao deslocamento longitudinal δ .

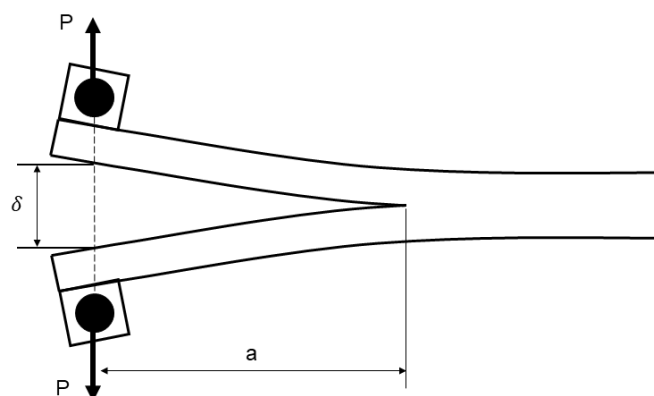


Figura 13. Desenho esquemático dos parâmetros do ensaio de uma amostra DCB.

Segundo a norma ASTM D5528-01, a utilização de um aparato para a adaptação dos corpos de prova se faz necessário. Utilizou-se o conceito de *loading block*. Pequenos blocos de alumínio com dimensões de 30 mm x 30 mm x 25 mm e um furo central na face quadrada de 13 mm de diâmetro foram projetados. Para a adesivagem dos blocos aos corpos de prova, utilizou-se uma cola estrutural 3M DP 460, onde um filme fino foi aplicado com auxílio de um pincel para garantir distribuição e espessura uniformes. Utilizou-se gabaritos de madeira para garantir o alinhamento correto dos blocos, indispensável para que haja uma distribuição correta da carga durante o ensaio.

Para acompanhar a progressão de trinca durante os ensaios, a norma aconselha que as amostras sejam pintadas ao longo da sua espessura com uma cor que contraste com a do material. No caso de amostras reforçadas com de fibras de carbono, aconselha-se a utilização de uma tinta à base d'água branca, comumente utilizando tinta "corretivo" comum. Após a pintura, é necessário realizar uma marcação minuciosa para o acompanhamento da progressão da trinca, a cada 1 mm nos primeiros 5 mm (após o final do filme de teflon) e a cada 5 mm no restante da amostra, como recomendado pela norma e apresentado na Figura 14. É uma prática comum fazer as marcações de 1 mm até os primeiros 10 ou 15 mm se o final do filme de teflon é pouco visível, como orienta a mesma norma.

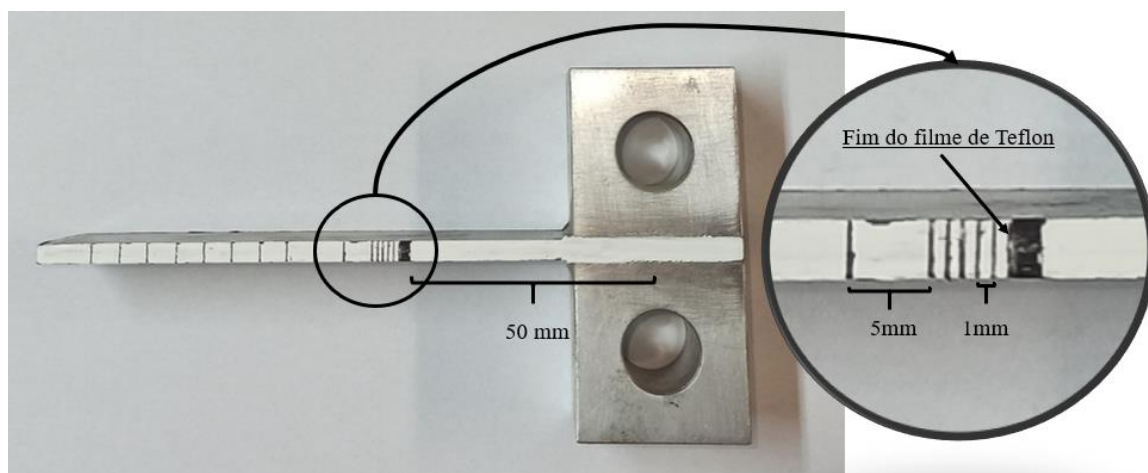


Figura 14. Amostra DCB segundo as orientações da norma ASTM 5528 – 01.

Os ensaios foram feitos na mesma máquina eletromecânica Universal Instron, modelo 3382 com célula de carga de 100 kN, com velocidade de 1,5 mm/min. Neste ensaio, o acompanhamento da progressão de trinca e feita durante toda sua duração, sincronizadamente com os dados obtidos de carga e deslocamento longitudinal. Para tal, utilizou-se um microscópio digital para a filmagem de perto da progressão da trinca, e o início da filmagem e do ensaio foram simultâneos, como representado na Figura 15.

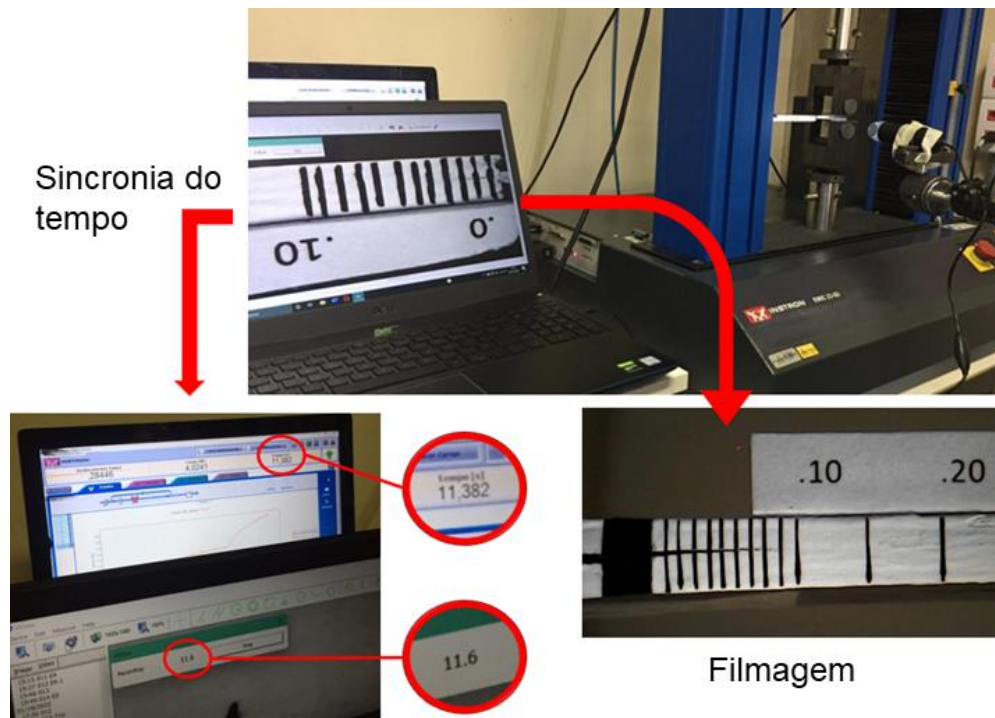


Figura 15. Metodologia de ensaio para amostras DCB, sincronizando os dados $P \times \delta$ ao tamanho de trinca.

Dentre os três procedimentos de cálculo adotados pela norma ASTM D5528, o mais utilizado e aceito na literatura por ser o mais conservador (BRUNNER, 2019) é conhecido como *Modified Beam Theory* (MBT), que tem origem na teoria de taxa de liberação de energia de fratura em uma viga perfeitamente engastada, dada pela Equação (14).

$$G_{Ic} = \frac{3P\delta}{2ba} \quad (14)$$

onde b é a largura do corpo de prova.

Os parâmetros P , δ e a estão representados na Figura 13. Desenho esquemático dos parâmetros do ensaio de uma amostra DCB e correspondem, respectivamente, à carga longitudinal, ao deslocamento longitudinal e ao tamanho da trinca, que nesse caso é a distância entre o ponto da aplicação da carga à ponta da trinca. Todavia, o procedimento de ensaio nunca é feito de maneira que a amostra fique totalmente engastada superestimando G_{Ic} , sendo necessário então considerar a rotação da amostra durante o procedimento. Desse modo, a distância da trinca pode ser corrigida pela expressão $a + |\Delta|$, considerando um acréscimo no tamanho da delaminação. Assim, a tenacidade à fratura interlaminar Modo I utilizando a teoria de vigas modificada (MBT) é calculada pela Equação (15).

$$G_{Ic} = \frac{3P\delta}{2b(a + |\Delta|)} \quad (15)$$

A correção da rotação, representada pela letra grega Δ , pode ser obtida experimentalmente através ajuste por regressão linear do gráfico que relaciona a raiz cúbica da flexibilidade (C) da amostra pelo tamanho da trinca (a), sendo a flexibilidade obtida por $C = \delta/P$. Sendo assim, Δ é obtido pela intersecção da linha da regressão linear com o eixo das abcissas.

Outra correção sugerida pela norma ASTM D5528 quando se utiliza como acessório os blocos metálicos para a aplicação da carga é definida pelo parâmetro F . Tal parâmetro leva em conta a distância longitudinal do ponto de aplicação da carga à metade da espessura da semi-viga (Figura 16) e é expresso pela Equação (16).

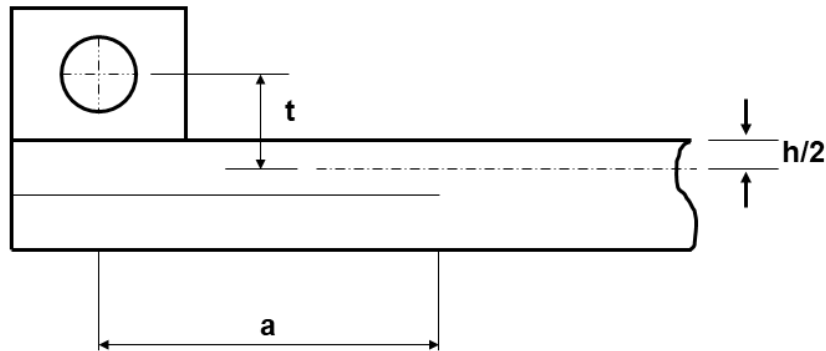


Figura 16. Parâmetros geométricos para cálculo de F em uma amostra DCB.

$$F = 1 - \frac{3}{10} \left(\frac{\delta}{a} \right)^2 - \frac{3}{2} \left(\frac{\delta t}{a^2} \right) \quad (16)$$

onde t é a distância representada na Figura 16. O parâmetro F é então multiplicado pelo valor de G_{Ic} , gerando um novo valor de energia com todas as correções.

Por mais que esse tipo de ensaio caracterize a energia liberada ao longo de vários tamanhos de trinca, alguns pontos específicos no início da propagação ganham destaque por serem utilizados como parâmetro do material para comparativos e em modelos analíticos e numéricos de falha. As energias de referência podem ser descritas como:

(G_{Ic}^{NL}) Desvio da Linearidade: Se obtém a partir do ponto em que a curva carga \times deslocamento deixa de ser linear, indicando que a trinca começou a se propagar nesse ponto. Por ser a de menor valor entre as energias de referência, G_{Ic}^{NL} é a mais usada e recomendada para gerar critérios de falha por delaminação em análises de dano e durabilidade.

(G_{Ic}^{Vis}) Observação Visual: Ponto no qual se observa visualmente o início da progressão da trinca. De modo geral, para compósitos de matriz pouco dúcteis, o início da propagação visual coincide com o ponto em que a curva carga \times deslocamento deixa de ser linear, ou seja, é comum encontrar valores iguais de G_{Ic}^{Vis} a G_{Ic}^{NL} .

($G_{Ic}^{5\%/max}$) 5% offset / Carga Máxima: Valor obtido do ponto em que há uma queda de 5% na rigidez da amostra. Caso esse ponto esteja depois do ponto de carga máxima, se utiliza o ponto em que a carga é máxima para o cálculo.

4.3.2.3. Ensaio de tenacidade à fratura interlaminar Modo II

Os ensaios de tenacidade à fratura interlaminar Modo II foram realizados seguindo as orientações da norma ASTM D7905-19 (2019). Este ensaio utiliza um acessório convencional de flexão 3 pontos com um *span* de 100 mm (Figura 17), onde a amostra contendo o filme de teflon é carregada de modo a induzir uma fratura puramente de Modo II no plano médio do laminado. Esta norma apresenta três diferentes formas de obtenção das energias de fratura, sendo duas delas utilizadas neste trabalho. A primeira forma é conhecida como *non-precracked toughness* (NPC), onde o ensaio não apresenta uma trinca propriamente dita, mas um inserto indutor da trinca. A segunda forma é conhecida como *precracked toughness* (PC), quando o ensaio é realizado em uma amostra que já sofreu uma fratura. Usualmente, os ensaios PC são realizados em amostras que já passaram por um ensaio NPC.

Assim como anteriormente, a norma ASTM D7905 instrui a pintar a lateral da amostra, mas dessa vez se utilizou uma tinta spray automotiva branca, pois a natureza do ensaio demanda uma camada mais fina de tinta para que a visualização da progressão da trinca fosse possível. A norma orienta a serem feitas 4 diferentes marcas (Figura 17), uma indicando o fim do filme de teflon e outras 3 em distâncias que servem de base para os ciclos de carregamentos necessários para a realização do ensaio segundo a metodologia de calibração da flexibilidade (*Compliance Calibration*) adotada pela norma.

A equação adotada para os cálculos de energia envolvendo a metodologia da calibração da flexibilidade (CC) é expressa por:

$$G_Q = \frac{3 m P_{max}^2 a_0^2}{2B} \quad (17)$$

onde P_{max} é a carga máxima suportada pela amostra no momento da progressão da trinca, a_0 o tamanho da trinca no momento da fratura (padrão de 30 mm), B a largura do corpo de prova e m é o coeficiente obtido pela calibração da flexibilidade. O subíndice “Q” em G_Q remete que

certas condições de carregamento devem ser contempladas para que os valores obtidos de energia sejam representativos, ou seja que $G_Q = G_{IIc}$, como descrito a seguir.

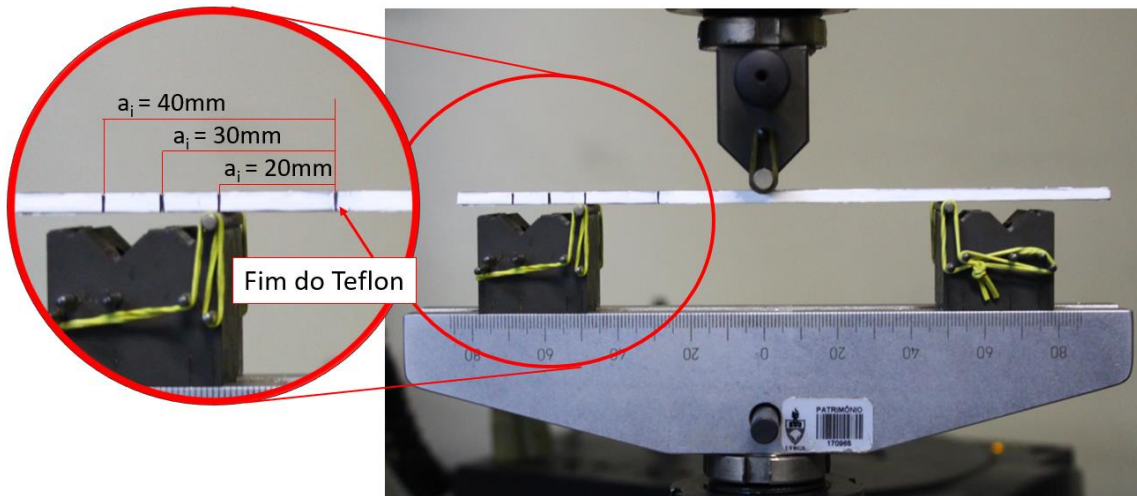


Figura 17. Ensaio ENF de tenacidade à fratura interlaminar Modo II.

A metodologia da calibração da flexibilidade (CC) utiliza dados experimentais da flexibilidade da amostra em diferentes tamanhos de trinca através da regressão linear da curva da flexibilidade pelo tamanho de trinca ao cubo ($C \times a^3$). Para que seja possível obter uma linha de tendência, ao menos 3 diferentes coeficientes de flexibilidade da estrutura são necessários, obtidas nos tamanhos de trinca descritos pelas marcações da Figura 17.

Os parâmetros de flexibilidades foram obtidos através de 3 ciclos de ensaios estáticos de flexão a uma velocidade de 0,5 mm/min, onde para os comprimentos de trinca (a_j) de 20 mm e 40 mm a amostra foi carregada até uma carga P_j e depois descarregada na mesma velocidade. O ciclo de carregamento da amostra com tamanho de trinca de 30 mm é denominado de “ensaio de fratura”, onde a amostra é carregada até que a progressão da trinca ocorra. A carga máxima de carregamento nos dois primeiros ciclos (P_j) pode ser inferida analiticamente pela Equação (18), ou experimentalmente mediante um ensaio de fratura.

$$P_j = \frac{2B}{3a_j} \sqrt{G_{IIc} E_{1f} h^3} \quad (18)$$

onde E_{1f} é o modulo de flexão longitudinal e h a metade da espessura do laminado. Caso se opte por inferir P_j experimentalmente, a carga máxima P_{max} durante o ensaio deve seguir as condições de G_Q introduzidas anteriormente e expressas nas Equações (19) e (20).

$$\%G_Q = \left[\frac{100 (P_j a_j)^2}{(P_{max} a_0)} \right]; j = 1,2 \quad (19)$$

Sendo:

$$15 \leq \%G_Q \leq 35 \quad (20)$$

onde $j = 1$ corresponde aos parâmetros com $a = 20 \text{ mm}$ e $j = 2$ com $a = 40 \text{ mm}$.

Ou seja, tendo qualquer valor de $\%G_Q$ dentro dos parâmetros acima, é possível mediante um ensaio de fratura ($a_0 = 30 \text{ mm}$) descobrir P_{max} e isolar P_j para $j=1,2$. Nesse trabalho, P_j foi definido inicialmente analiticamente usando parâmetros obtidos através da caracterização do material e dados obtidos na literatura, sendo posteriormente ajustado com os resultados da primeira amostra de cada família.

Tendo as cargas P_j definidas e os ensaios de flexão feitos para os três comprimentos de trinca, pode-se então plotar o gráfico da flexibilidade pelo cubo do comprimento de trinca e obter a linha de tendência, sendo definida como:

$$C = A + ma^3 \quad (21)$$

onde m e A são parâmetros utilizados na Equação (22) para inferir a distância de propagação da trinca nos ensaios de fratura a ser utilizada nos ensaios PC discutidos a seguir.

Os ensaios PC, se realizados nas mesmas amostras dos ensaios NPC, demandam os dados da flexibilidade da amostra retirados do último ciclo de descarregamento (C_u), logo após a progressão da trinca. Nessa etapa, estima-se através da Equação (22) o comprimento da trinca calculado, que seria o comprimento após a trinca progredir, dado por:

$$a_{calc} = \left(\frac{C_u - A}{m} \right)^{1/3} \quad (22)$$

onde essa medida é feita da ponta da trinca até a marcação de $a_0 = 30 \text{ mm}$. Os demais parâmetros A e m são obtidos pela regressão linear do gráfico das flexibilidades, representada pela Equação (21). Além de inferir analiticamente o tamanho final da trinca após a progressão, esse parâmetro também é observado visualmente (a_{vis}) com o auxílio de um microscópio digital, como apresentado na Figura 18. Caso o comprimento a_{vis} seja maior que a_{calc} , ou a ponta da trinca passe o ponto de carregamento central da flexão 3 pontos, usa-se esse comprimento como tamanho de trinca e a partir dele se faz novas marcações para a calibração da flexibilidade do teste PC. Em seguida, todo o processo é repetido para obtenção das energias.

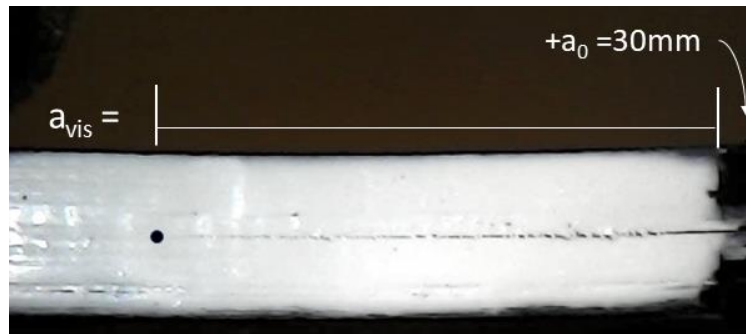


Figura 18. Representação visual do tamanho de trinca a_{vis} .

4.3.3. Condicionamento higrotérmico

Para analisar os efeitos do condicionamento higrotérmico nos resultados de tenacidade à fratura, cinco amostras por família foram produzidas como anteriormente e em seguida submersas em água à temperatura ambiente (23 °C) ou a 70 °C. Antes de serem condicionadas, as amostras foram secadas em uma estufa por 24 h a 90 °C para remoção da umidade inicial. Após a secagem, fez-se a pesagem das amostras e colocou-se novamente no forno por mais 1 h seguido de uma nova pesagem. Esse último passo se repetiu até a estabilização da massa totalizando em média 4h, usando a última pesagem como peso padrão da amostra seca.

O acompanhamento da absorção de umidade foi feito segundo as orientações da norma ASTM D5229/D55229M - 20, para a qual se fez pesagens recorrentes até que todas as famílias de amostras tivessem sua massa estabilizada. Nos primeiros dias de condicionamento, onde a absorção de água é mais elevada, a pesagem foi feita 2 vezes por dia. Após alguns dias de condicionamento, a frequência passou a ser diária e, por fim, a cada 3 dias, totalizando 900 h até a estabilização de massa.

Segundo a norma ASTM D5229, a codificação utilizada para classificar os parâmetros de controle estabelecidos para o condicionamento das amostras nesse trabalho pode ser descrito como: BWEP, sendo *B* – Procedimento B da norma, *W* – Imersão em água, *E* – Até o equilíbrio efetivo, *P* – Pesagem periódica.

A definição de “equilíbrio efetivo” para o procedimento B da norma usa como padrão uma variação em massa menor que 0,02% entre duas pesagens consecutivas. O cálculo da variação de massa está representado pela Equação (23).

$$\Delta M(\%) = \left(\frac{\text{Massa final (g)} - \text{Massa inicial (g)}}{\text{Massa inicial (g)}} \right) \times 100 \quad (23)$$

5. RESULTADOS

5.1. Caracterização do material

5.1.1. Ensaio físico-químicos

Os resultados das análises de DSC estão apresentados na Figura 19. Como pode ser visto, as análises das amostras tanto curadas na estufa como na prensa aquecida se mostraram similares, não apresentando cura residual do material. Observou-se uma mudança da temperatura de transição vítrea (T_g), sendo de 102 °C para a amostra curada por compressão a quente curado e de 123 °C para a curada na estufa. Diferentes justificativas podem explicar essa mudança na T_g , os efeitos de pós-cura relacionados às diferentes metodologias e a metodologia de ensaio utilizada para essa avaliação.

Wang e Siow (1999) relataram uma variação da T_g analisando amostras de resina epóxi em diferentes condições de cura, sendo um decréscimo para amostras submetidas a um resfriamento mais rápido após a cura. O mesmo padrão pode ser visto na Figura 19, onde o laminado curado por compressão a quente sofreu um resfriamento mais acelerado por ter sido resfriada em um ambiente aberto (apresentando uma T_g menor), diferente do outro método em que o resfriamento foi mais lento dentro do forno.

Ainda, embora o DSC seja amplamente utilizado para inferir a temperatura de transição vítrea (T_g) de materiais poliméricos e compósitos de matriz polimérica, para compósitos de alto teor de fibras essa técnica não é a mais indicada por ser uma medida indireta, calculada usando o evento de variação do calor específico em seu início e fim. A dificuldade ocorre em detectar a mudança na capacidade calorífica durante a transição vítrea, uma vez que o volume de material polimérico nesses compósitos é bastante reduzido. Neste caso, métodos como a análise dinâmico-mecânica (DMA) sob flexão se mostram mais adequados, pois utiliza a variação dos módulos do conjunto fibra/matriz como parâmetro de análise, aumentando a sensibilidade do ensaio (CANEVAROLO, 2004).

A Tabela 2 mostra um comparativo entre densidade e fração volumétrica de fibras mensurados segundo a norma ASTM D792 para as duas geometrias de interesse. Pode-se notar que as amostras curadas por compressão a quente apresentam um aumento de 4,43% na densidade e de 5,93% fração volumétrica de fibras em relação às amostras cilíndricas. Tal aumento pode ser explicado por excesso de compactação do material na prensa, fazendo com que uma pequena parcela da resina fosse expelida durante o processo.

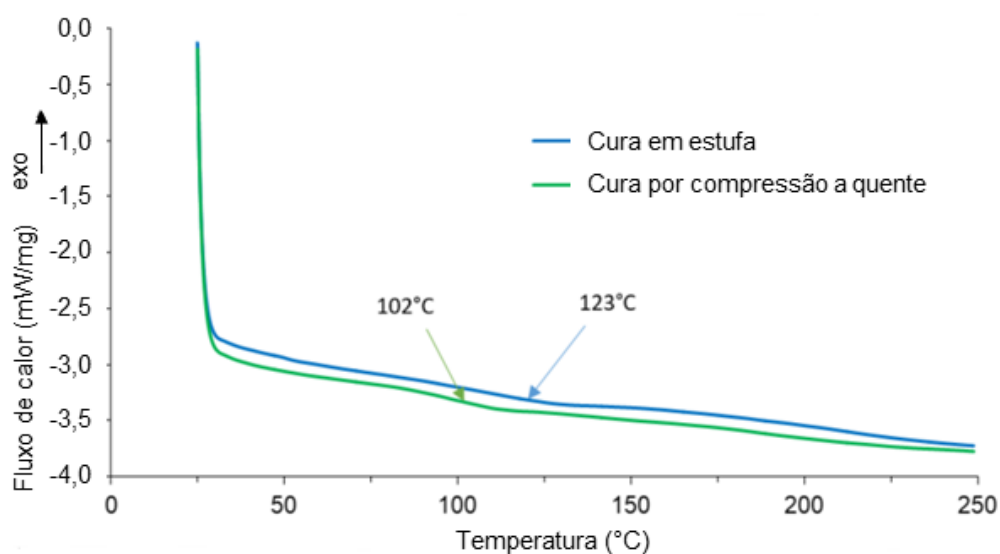


Figura 19. Resultado da análise de DSC.

Tabela 2. Propriedades físicas para as diferentes geometrias.

	Densidade [kg/m ³]	Fração volumétrica de fibras [%]	Fração volumétrica de vazios [%]
Laminado plano	1532 ± 11	58,77 ± 1,71	1,27 ± 0,29%
Cilindro	1467 ± 4	55,48 ± 0,74	1,45 ± 0,36%

As estimativas de fração volumétrica de vazios obtidas por análises de imagens reforçam o descrito anteriormente. A Figura 20(a),(c) apresenta um corte da seção do laminado plano e da amostra do cilindro, que foram tratadas para destacar os vazios, em vermelho (Figura 20(b),(d), respectivamente), e então estimar sua área total relativa à imagem. O volume de vazios está apresentado na Tabela 2, e vê-se um maior valor para o cilindro, decorrente do processo de fabricação por FW, com menor compactação.

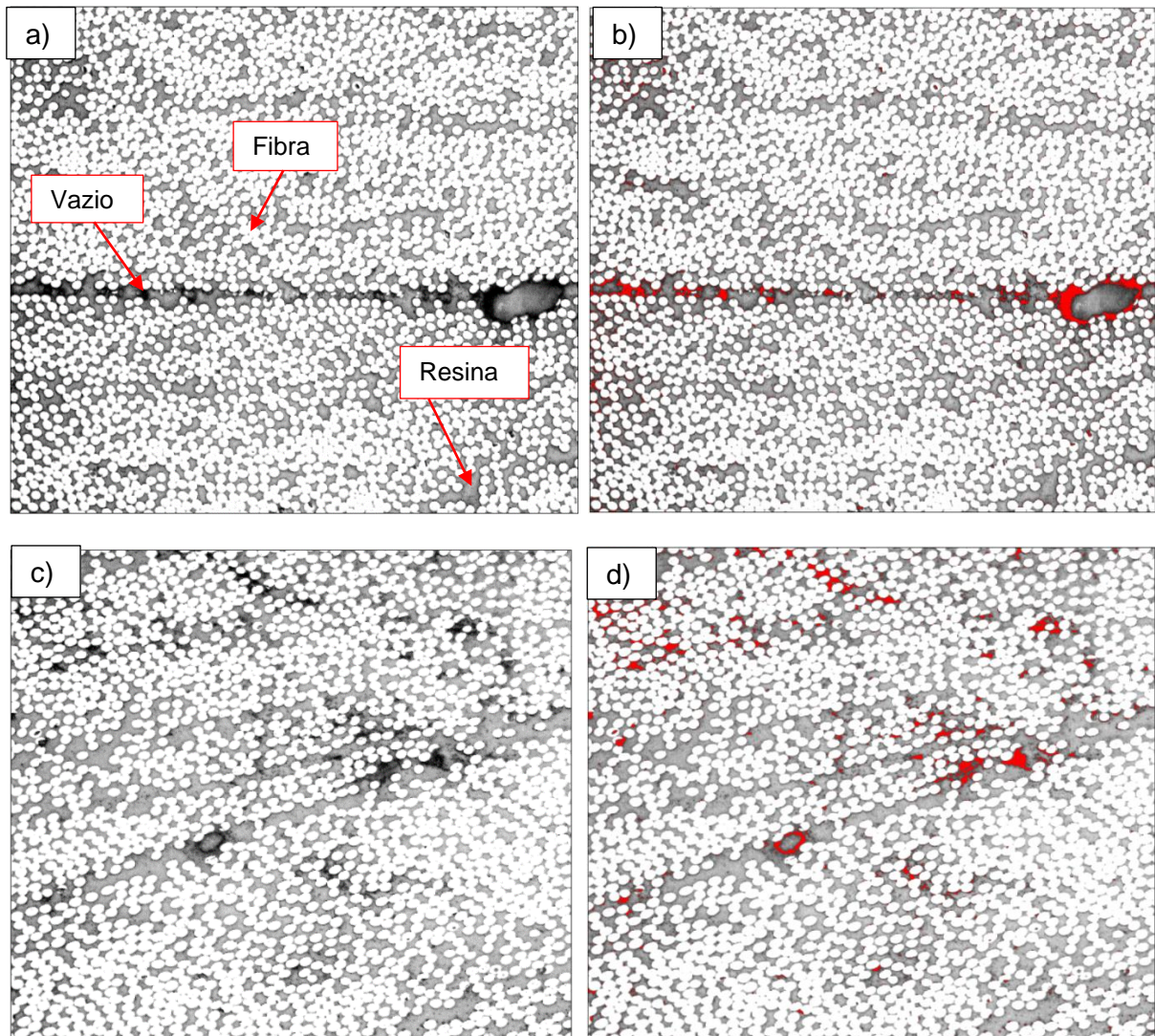


Figura 20. Microscopias para análise de teor de vazios: laminado plano sem tratamento (a) e com tratamento (b); amostra cilíndrica sem tratamento (c) e com tratamento (d).

5.1.2. Absorção de água

As amostras de DCB e ENF de carbono/epóxi ficaram condicionadas em água à temperatura ambiente (23 °C) e a 70 °C até que apresentassem um equilíbrio em ganho de massa, totalizando ≈ 1032 h de condicionamento. Na Figura 21 tem-se os gráficos de absorção de umidade pelo tempo, onde cada ponto representa a média obtidas para 5 amostras avaliadas. Pode-se observar que a 23 °C a absorção de umidade foi pouco significativa, apenas 0,16% de média final. Já para as amostras condicionadas a 70 °C, nota-se uma absorção de água considerável, chegando a 2,09% em média.

Analisando o gráfico da Figura 21, pode-se ver que para ambos os condicionamentos a curva apresenta dois estágios bem definidos, sendo o primeiro com um período de alta

absorção de água, onde o mecanismo de difusão é preponderante. Já o segundo estágio, mais longo, apresenta uma queda na taxa de absorção de umidade, sendo relaxamento da rede epoxídica, preenchimento de vazios e plastificação da matriz fenômenos presentes.

Pode-se notar que a temperatura é um fator preponderante no mecanismo difusivo, proporcionando uma maior absorção de umidade. Outro fator interessante foi o tempo total para saturação de água no compósito, totalizando ≈ 43 dias, similar aos encontrados na literatura para compósitos com matriz epoxídica (KARBHARI et al., 2009; KELLER et al., 2013).

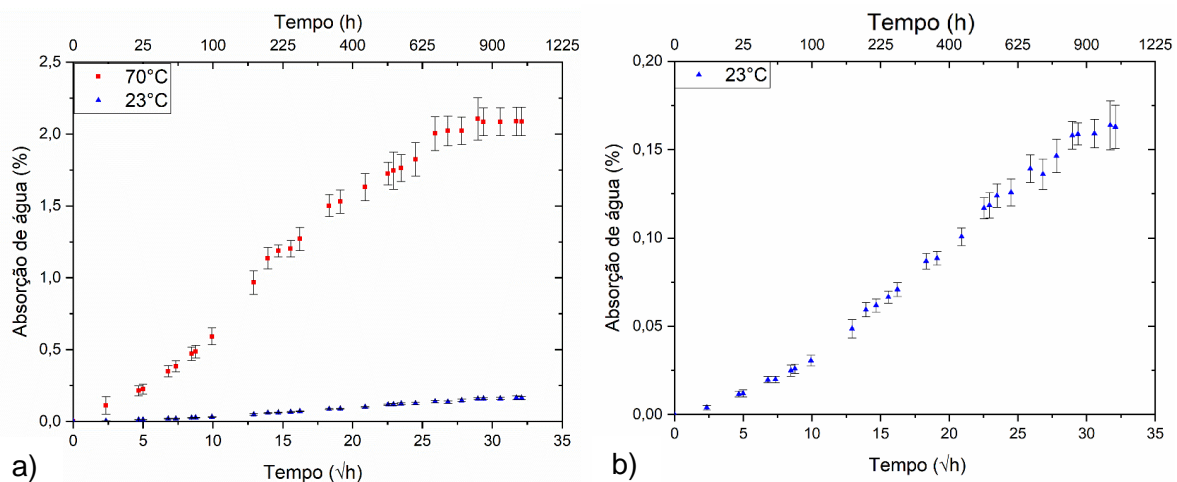


Figura 21. Gráficos de absorção de umidade ao longo do tempo para amostras em condicionamento a 23 °C e 70 °C (a), em evidência o condicionamento a 23 °C (b).

5.1.3. Propriedades mecânicas

Na Figura 22 observa-se os gráficos de carga x deslocamento para os ensaios de tração longitudinal e na Figura 23 de tração transversal à direção das fibras. Os módulos de elasticidade $E_1 = 139,87 \pm 10,89$ GPa e $E_2 = 7,07 \pm 0,31$ GPa foram calculados a partir da razão $(\Delta\sigma/\Delta\varepsilon)$ na faixa de 0,1 – 0,3% de deformação (Figura 22b e Figura 23b), onde um comportamento linear pode ser observado em todas as amostras. As tensões máximas de ruptura suportada pelo compósito sob tração nas direções 0° e 90° foram de $\sigma_{1t} = 1374,3 \pm 70,2$ MPa e $\sigma_{2t} = 43,4 \pm 1,3$ MPa, respectivamente.

A Figura 24 apresenta as deformações longitudinais (ε_1) e transversais (ε_2), onde o coeficiente de Poisson $\nu_{12} = 0,30 \pm 0,02$ foi obtido da razão $(\Delta\varepsilon_2/\Delta\varepsilon_1)$ no intervalo de deformação ε_1 de 0,1 e 0,3% a partir das deformações mensuradas no ensaio de tração longitudinal. As curvas carga x deslocamento para as amostras de compressão 0° e 90° podem ser vistas na Figura 25, com dados de deslocamento fornecidos pela máquina de

ensaio. As resistências máximas obtidas foram de $\sigma_{1c} = 762,6 \pm 32,5$ MPa na direção longitudinal e $\sigma_{2c} = 133,4 \pm 8,9$ MPa na direção transversal às fibras.

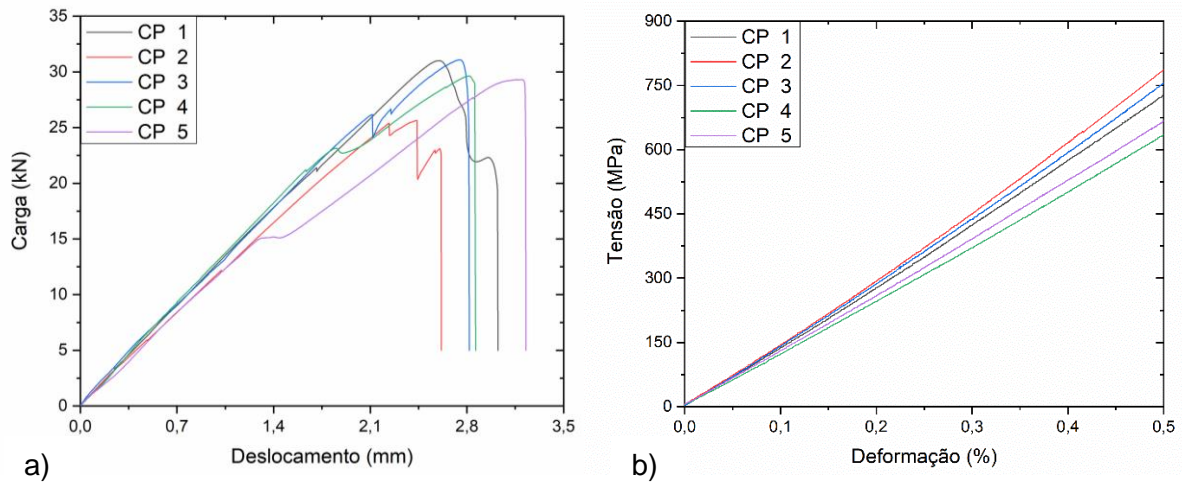


Figura 22. Gráficos carga x deslocamento de tração longitudinal (a) e tensão x deformação longitudinal na região de interesse (b).

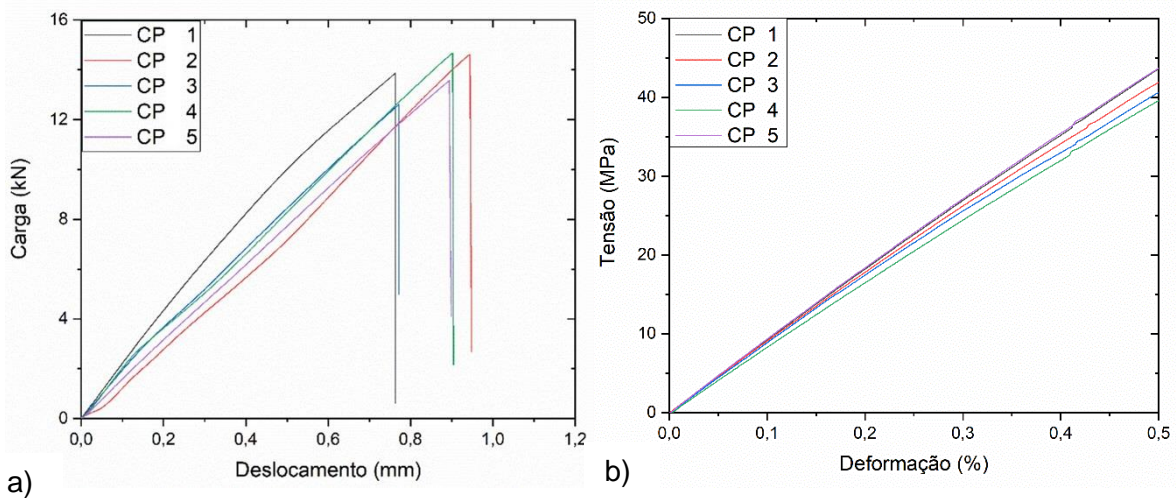


Figura 23. Gráficos carga x deslocamento de tração transversal (a) e tensão x deformação transversal na região de interesse (b).

A Figura 26 apresenta os resultados para o ensaio de cisalhamento no plano. É possível observar um “ombro” característico comumente observado para esse tipo de ensaio. A força média no ponto máximo foi de 6,35 kN. O módulo de cisalhamento foi determinado pela razão $(\Delta\tau/\Delta\gamma)$ em uma faixa de deformação cisalhante entre 0,15% e 0,35%, resultando em um módulo de $4,32 \pm 0,31$ GPa. A resistência ao cisalhamento média foi de $85,64 \pm 3,92$ MPa.

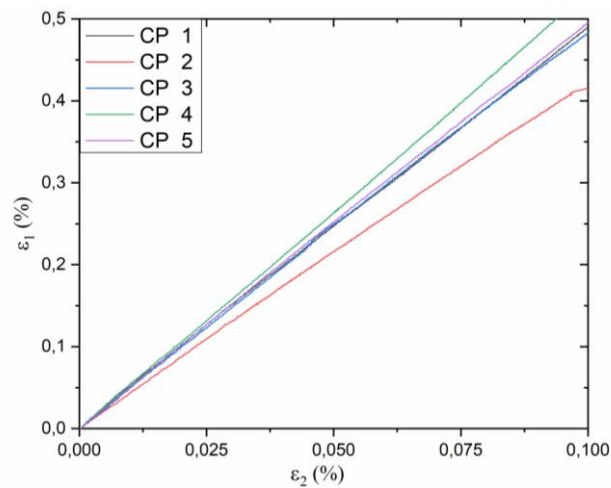


Figura 24. Gráfico deformação longitudinal x deformação transversal.

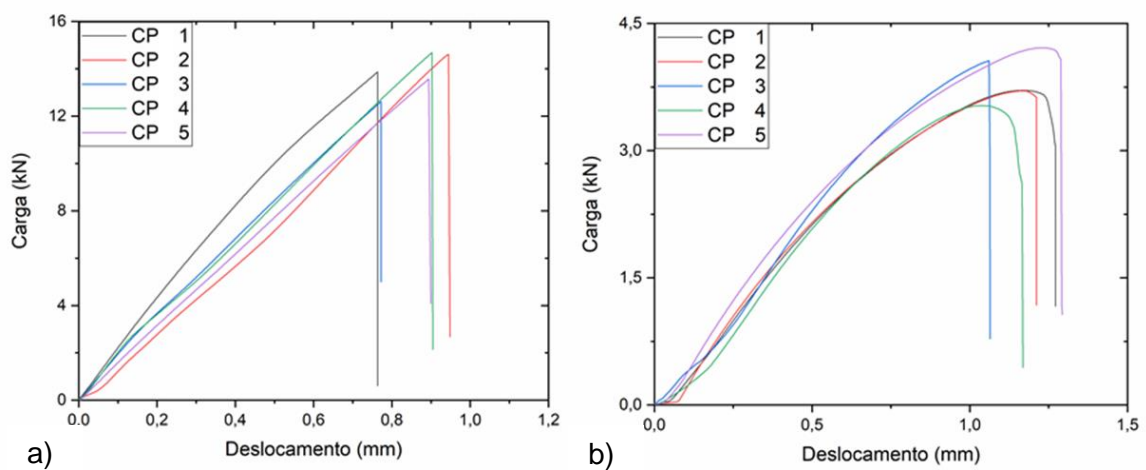


Figura 25. Gráficos carga x deslocamento em compressão longitudinal (a) e transversal (b).

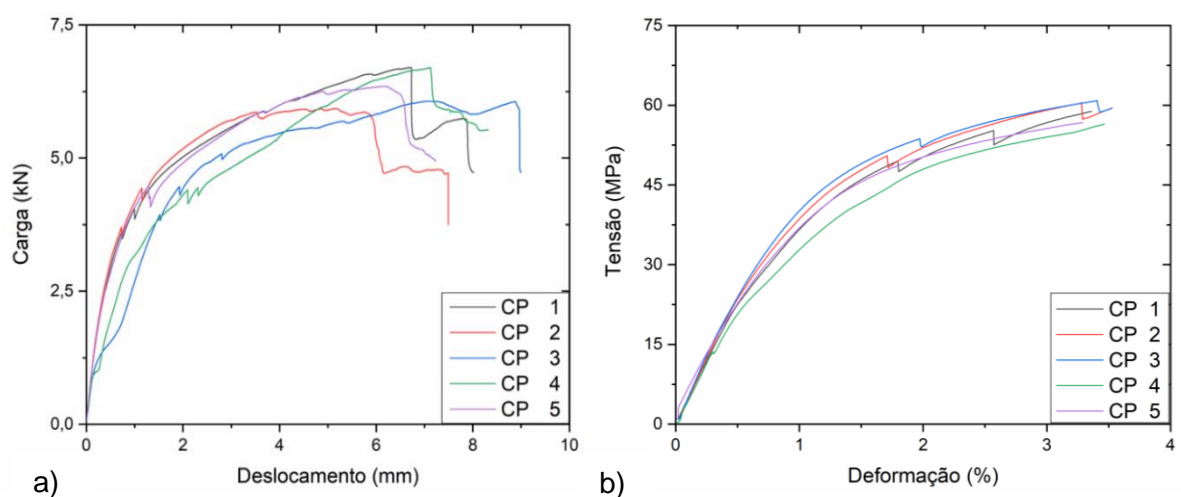


Figura 26. Gráfico carga x deslocamento (a) e tensão x deformação (b) do ensaio de cisalhamento no plano 1-2.

A Tabela 3 mostra um compilado de todas as propriedades mecânicas obtidas. Os valores apresentam coerência com os resultados obtidos envolvendo materiais e métodos de obtenção das propriedades similares, como em JÚNIOR et al., 2014 e EGGERS, 2019.

Tabela 3. Propriedades de engenharia do laminado.

Propriedade	Média	Coefficiente de variação (%)
$E_1(GPa)$	$139,87 \pm 10,89$	7,8
$E_2(GPa)$	$7,07 \pm 0,31$	4,4
$G_{12}(GPa)$	$4,32 \pm 0,31$	7,2
ν_{12}	$0,30 \pm 0,02$	6,7
$\sigma_{1t}(MPa)$	1374 ± 70	5,1
$\sigma_{2t}(MPa)$	$43,4 \pm 1,3$	3,0
$\sigma_{1c}(MPa)$	$762,6 \pm 32,5$	4,3
$\sigma_{2c}(MPa)$	$133,4 \pm 8,9$	6,7
$\tau_{12}(MPa)$	$85,64 \pm 3,92$	4,6

5.2. Tenacidade à fratura interlaminar

5.2.1. Tenacidade à fratura Modo I com amostras 0°

Na Figura 27(a) estão apresentados as curvas $P \times \delta$ dos ensaios de tenacidade à fratura interlaminar Modo I para as amostras unidirecionais não-condicionadas. Pode-se notar que todas as amostras validadas apresentam o formato de curva característico para materiais de rigidez elevada e fratura pouco dúctil.

Sincronizando os dados do gráfico $P \times \delta$ e do tamanho de trinca a , foi possível calcular a flexibilidade da estrutura nos pontos de interesse. A Figura 28 apresenta o gráfico de $C^{1/3} \times a$ de uma das amostras de DCB analisadas. Os valores de Δ para as amostras DCB unidirecionais podem ser vistos na . Em geral, amostras de fibra de carbono/epóxi com 3 mm de espessura apresentam Δ entre 2,8 e 5,1, todavia é normal ter variações dependendo das condições geométricas do ensaio, principalmente os parâmetros relacionados a rotação da amostra durante o ensaio, como por exemplo t na Figura 16 (BRUNNER, 2019).

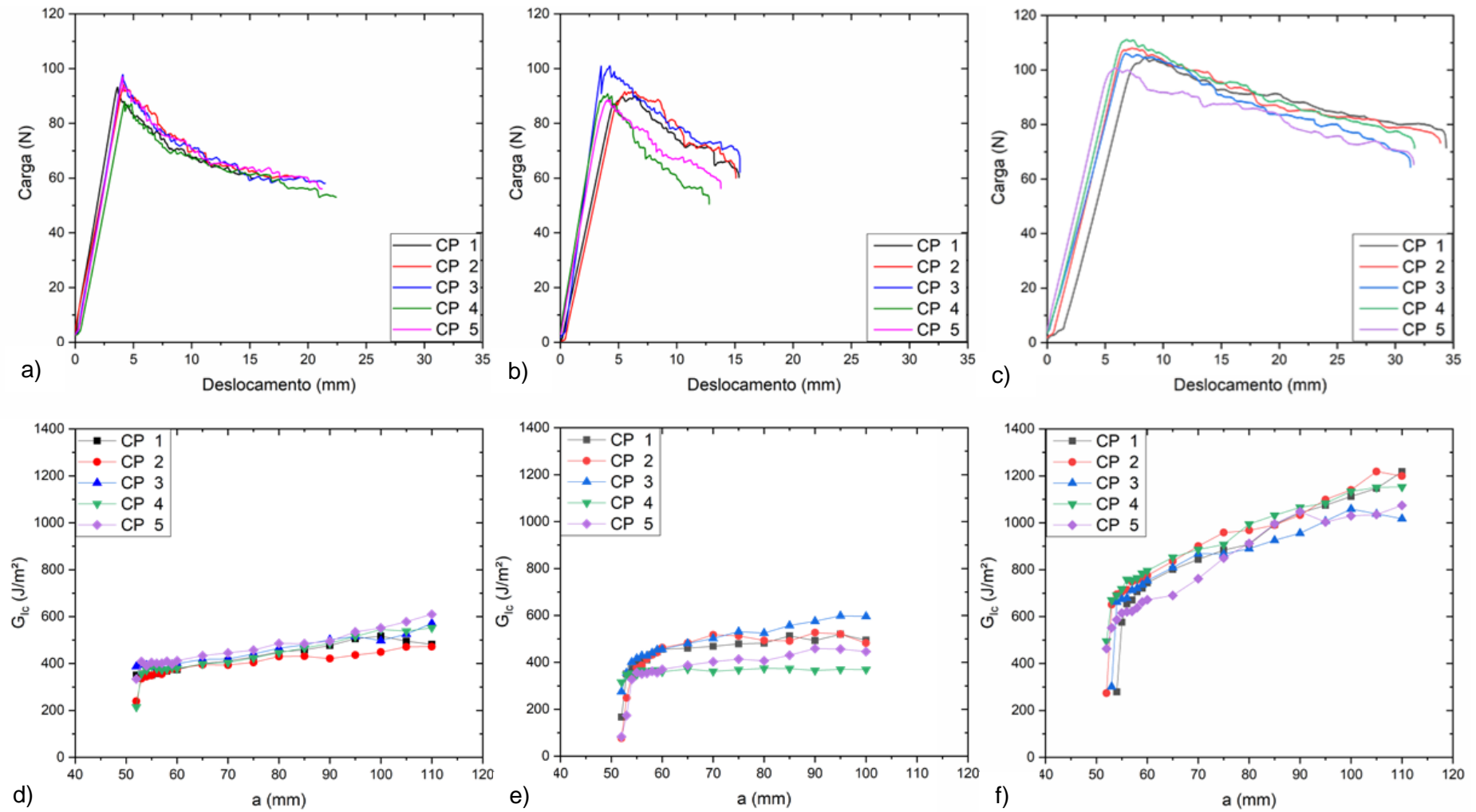


Figura 27. Curvas $P \times \delta$ e $G_{Ic} \times a$ para amostras DCB (0°) não-condicionadas (a, d) e condicionadas a 23°C (b, e) ou 70°C (c, f).

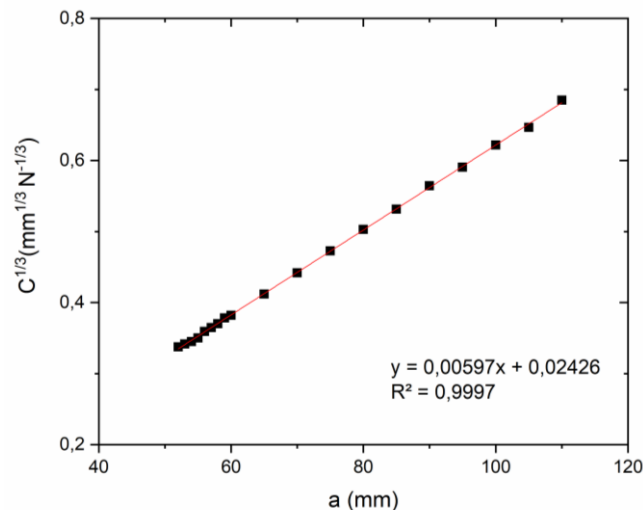


Figura 28. Curva $C^{1/3} \times a$ característica do ensaio de DCB (0° , não-condicionadas).

Na Figura 27(d) está apresentada a curva da energia crítica liberada correlacionada com o tamanho de trinca para amostras não-condicionadas, conhecida também como “curva R”. Pode-se notar um crescimento não muito acentuado das energias conforme o tamanho de trinca progride. Tal comportamento é esperado já que uma amostra com fibras unidirecionais a 0° possibilita um caminho mais uniforme e com poucas barreiras na microestrutura para a propagação da trinca. O fato de se tratar de uma fratura pouco dúctil também auxilia nesse comportamento, pois nesse caso pouca energia é liberada com plastificação na ponta da trinca (BRUNNER, 2019).

Os valores das energias de referência, para cada amostra podem ser vistas na Tabela 4. Como se trata de um material pouco dúctil, não houve desvio da linearidade perceptível antes da primeira queda de carregamento, resultando em valores de G_{IC}^{Vis} e G_{IC}^{NL} similares. Para valores de G_{IC}^{Max} também não houve diferença nos valores de energia devido à pouca plastificação presente.

Os gráficos de $P \times \delta$ para as amostras condicionadas a 23°C ou 70°C podem ser vistos na Figura 27(b) e Figura 27(c). E os gráficos de energia liberada na progressão da trinca para essas amostras podem ser vistas na Figura 27(e) e Figura 27(f). Observa-se para as amostras condicionadas a 70°C que o formato da curva “R” muda com relação às não-condicionadas e condicionadas a 23° sendo mais característico de amostras menos rígidas devido ao incremento nas energias mais acentuado conforme a trinca progride. Esse comportamento também se deve à maior incidência do fenômeno de *fiber bridging* durante os ensaios nas amostras condicionadas a 70°C que nas demais condições, sendo que para as amostras 0° sem condicionamento esse fenômeno foi pouco perceptível.

Os valores de energia obtidos foram de $G_{Ic}^{Vis} = 333,8 \pm 22,7 \text{ J/m}^2$ para 23 °C e $G_{Ic}^{Vis} = 622,5 \pm 54,3 \text{ J/m}^2$ para 70 °C. Os demais valores de energia, assim como os valores de Δ , estão apresentados na Tabela 5 e na Tabela 6. Pode-se notar que não há muita diferença entre os resultados obtidos das amostras não-condicionadas e condicionadas a 23 °C, o que indica que esse condicionamento não causou influência significativa na tenacidade à fratura. Resultados similares foram encontrados por Katafiasz et al. (2021). Esse resultado pode ser explicado pela baixa absorção de umidade das amostras condicionadas a essa temperatura, como apresentado na Seção 5.1.3.

Tabela 4. Energias críticas de referência e Δ para amostras DCB não-condicionadas.

Amostra	$G_{Ic}^{Vis/NL/Max} \text{ (J/m}^2\text{)}$	$ \Delta \text{ (mm)}$
DCB-UD-NC-01	350,2	4,05
DCB-UD-NC-02	335,5	16,08
DCB-UD-NC-03	387,8	7,65
DCB-UD-NC-04	356,5	9,68
DCB-UD-NC-05	408,8	4,88
Média	367,7	-
Desvio Padrão	29,8	-

Tabela 5. Energias críticas de referência e Δ para amostras condicionadas a 23 °C

Amostra	$G_{Ic}^{Vis} \text{ (J/m}^2\text{)}$	$G_{Ic}^{NL} \text{ (J/m}^2\text{)}$	$G_{Ic}^{Max} \text{ (J/m}^2\text{)}$	$ \Delta \text{ (mm)}$
DCB-UD-Amb-01	350,1	345,4	372,7	14,3
DCB-UD-Amb-02	344,2	330,1	386,9	16,6
DCB-UD-Amb-03	355,3	355,3	340,1	6,4
DCB-UD-Amb-04	315,7	269,5	347,8	8,8
DCB-UD-Amb-05	303,9	254,0	306,8	8,2
Média	333,8	310,9	350,9	-
Desvio Padrão	22,7	46,0	31,0	-

Já para as amostras condicionadas a 70 °C (Tabela 6), vê-se um incremento de aproximadamente 175% nos valores de energia se comparado as amostras não condicionadas. Tal fato se deve ao fenômeno plastificante causado pela absorção de umidade, promovendo uma demanda maior de energia devido à zona plastificada na ponta da trinca. Na literatura, (KATAFIASZ et al., 2021) observaram um incremento muito similar ao do trabalho atual para esse material.

Tabela 6. Energias críticas de referência e Δ para amostras condicionadas a 70 °C.

Amostra	$G_{Ic}^{Vis} (J/m^2)$	$G_{Ic}^{NL} (J/m^2)$	$G_{Ic}^{Max} (J/m^2)$	$ \Delta (mm)$
DCB-UD-70°C-01	576,3	542,5	666,5	4,05
DCB-UD-70°C-02	662,4	593,0	658,6	16,08
DCB-UD-70°C-03	670,5	601,5	690,9	7,65
DCB-UD-70°C-04	552,1	492,1	571,0	9,68
DCB-UD-70°C-05	651,1	609,8	685,8	4,88
Média	622,5	567,8	654,6	-
Desvio Padrão	54,3	49,8	48,5	-

5.2.2. Tenacidade à fratura Modo I com amostras anguladas

Laminados angulados de $\pm 90^\circ$, $\pm 75^\circ$ e $\pm 15^\circ$ foram produzidos no intuito de averiguar a influência do ângulo de enrolamento na tenacidade à fratura interlaminar. As amostras de $\pm 90^\circ$ e $\pm 75^\circ$ não puderam ser avaliadas pois para esses ângulos de enrolamento as amostras apresentavam baixa resistência à flexão.

Na Figura 29, pode-se ver que as referidas amostras fraturaram em uma das extremidades no final da região da pré-trinca. Uma vez que o carregamento imposto pelo ensaio faz com que a amostra funcione como uma semi-viga engastada, os esforços na região próximo da ponta da trinca geram um carregamento de flexão. Amostras com ângulos de fibra muito próximos a 90 °C podem gerar um caminho de baixa resistência na região da matriz entre as fibras, ao longo da espessura do laminado, propiciando que a falha siga esse caminho, como ocorrido nas amostras apresentadas. Diversos autores avaliaram essa propriedade em amostras com ângulos de fibras elevados, todavia sempre reforçando as amostras com camadas unidirecionais nas partes mais externas para aumentar sua resistência à flexão (ABD RASED et al., 2021; NASUHA et al., 2017; SHOKRIEH et al., 2011).



Figura 29. Amostras DCB 90° fraturadas por flexão devido à pouca resistência do laminado a essa condição de carregamento

As amostras com ângulo de $\pm 15^\circ$ foram as únicas que apresentaram resistência à flexão suficiente para serem analisadas. As curvas $P \times \delta$ para 5 amostras válidas encontram-se na Figura 30. Pode-se notar diferenças significativas entre os formatos das curvas para as amostras anguladas e as de 0° (não-condicionadas) (Figura 27a). O formato serrilhado das curvas, com alguns picos seguidos por um rápido decréscimo na carga, está associado à progressão instável da trinca observada pois, sendo angulada, aumentam as barreiras físicas (fibras) que a trinca deve superar, não tendo um caminho preferencial contínuo como nas amostras a 0° . Averiguou-se também que, após o desvio da linearidade da curva, ainda há um acréscimo de carga formando um cotovelo, indicando um aumento na zona de plastificação da ponta da trinca, diferente do aspecto frágil característico das amostras a 0° não-condicionadas.

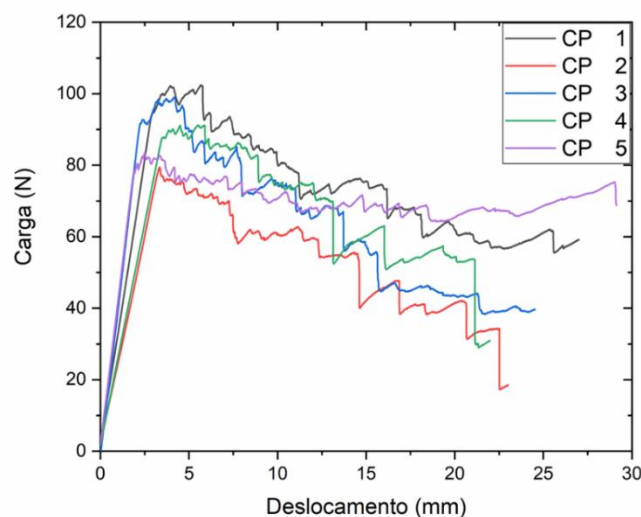


Figura 30. Curva $P \times \delta$ do ensaio DCB para amostras com ângulo de 15° .

As curvas de energia liberada ao longo da progressão da trinca podem ser vistas na Figura 31. Os valores para cada CP das diferentes energias de referência e de Δ estão descritos na Tabela 7, sendo $G_{Ic}^{NL} = 349,5 \pm 41,7 \text{ J/m}^2$, $G_{Ic}^{Vis} = 377,7 \pm 59,9 \text{ J/m}^2$ e $G_{Ic}^{Máx} = 411,0 \pm 71,6 \text{ J/m}^2$. Constatou-se um aumento pouco significativo em G_{Ic} de início de propagação de trinca devido à variação do ângulo, seguido de um crescimento significativo em energia conforme a trinca progride. Resultados similares foram encontrados por vários pesquisadores, mesmo que haja divergências, pois alguns trabalhos relatam um acréscimo em G_{Ic} e outros um decréscimo (GONG et al., 2018). De fato, há uma grande parcela de trabalhos na área que indicam que não há resultados conclusivos com relação à dependência da energia com a angulação das fibras do laminado.

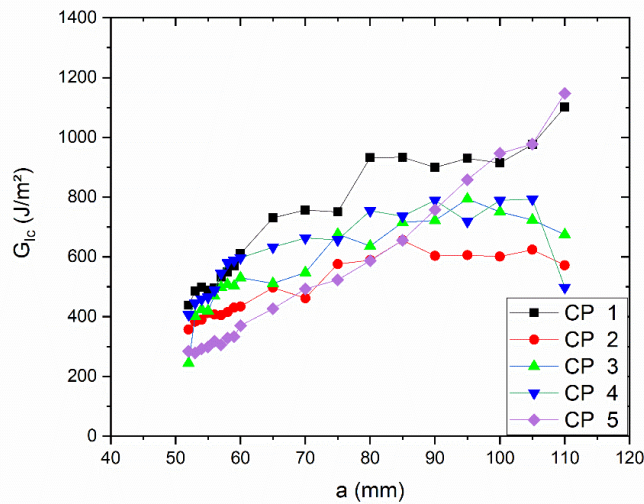


Figura 31. Curva $G_{Ic} \times a$ do ensaio DCB para amostras com ângulo de $\pm 15^\circ$.

Tabela 7. Energias críticas de referência e Δ para amostras DCB com ângulo de $\pm 15^\circ$.

Amostra	$G_{Ic}^{Vis} \text{ (J/m}^2\text{)}$	$G_{Ic}^{NL} \text{ (J/m}^2\text{)}$	$G_{Ic}^{Max} \text{ (J/m}^2\text{)}$	$ \Delta \text{ (mm)}$
DCB-15-NC-01	438,4	360,8	457,6	1,78
DCB-15-NC-02	357,1	342,8	364,9	6,02
DCB-15-NC-03	402,0	383,7	486,2	5,79
DCB-15-NC-04	406,9	379,4	435,1	4,37
DCB-15-NC-05	283,9	280,7	311,1	10,14
Média	377,7	349,5	411,0	-
Desvio Padrão	59,9	41,7	71,6	-

Pode-se também notar uma dependência maior das energias com o crescimento da trinca através da tendência crescente das curvas. Tal fato pode ser justificado pela presença mais proeminente do fenômeno de *fiber bridging* observado durante os ensaios (Figura 32), diferente das amostras 0° sem condicionamento, onde esse fenômeno ocorreu em quantidade muito menor.

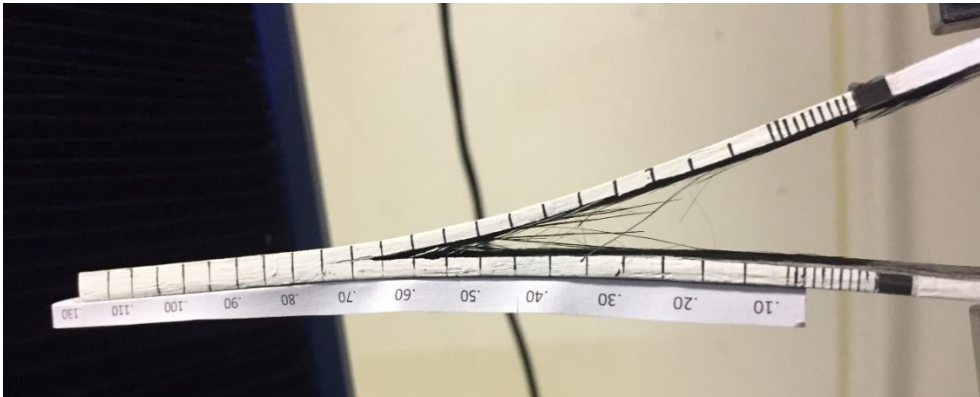


Figura 32. Fenômeno de *fiber bridging* observado na amostra com ângulo de $\pm 15^\circ$.

5.2.3. Tenacidade à fratura Modo II com amostras 0°

Como mencionado, as propriedades de tenacidade à fratura podem ser avaliadas em duas diferentes situações, com a amostra com apenas o inserto no plano médio induzindo a trinca (ensaio NPC), ou com a trinca propriamente dita (ensaio PC). Na Figura 33(a) estão apresentados os três ciclos de carregamento descritos na Seção 4.4.3 para uma amostra não-condicionadas representativa do ensaio NPC. No gráfico $P \times \delta$ estão descritos os ciclos de carregamento para a calibração da flexibilidade da amostra com diferentes tamanhos de trinca. Através das regressões lineares das curvas, foi possível retirar os fatores necessários para a calibração da flexibilidade, descrita na Figura 33(b).

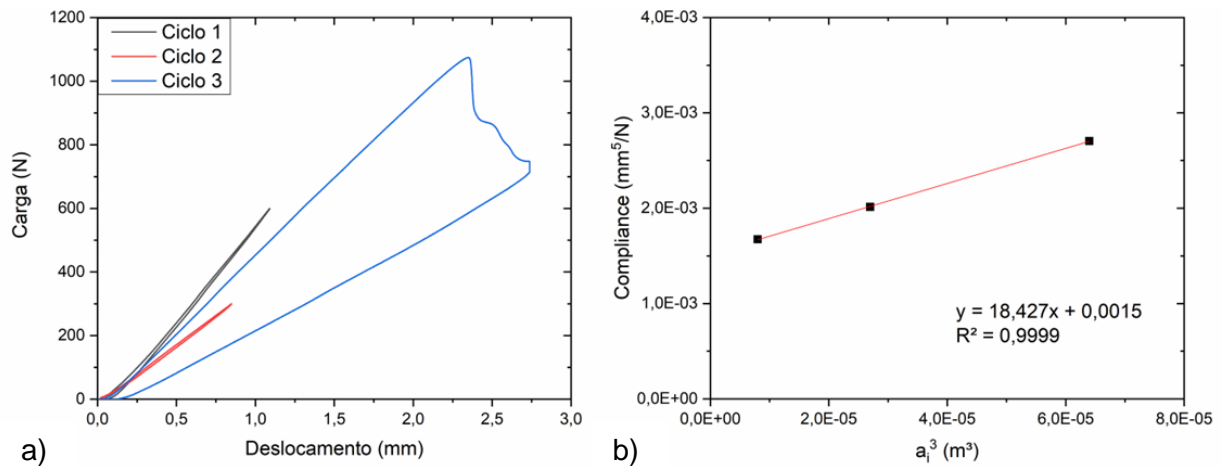


Figura 33. Ciclos de carregamento (a) e calibração da flexibilidade (b) para obtenção de G_{IIc} .

Na Figura 34 tem-se as curvas dos ciclos do ensaio de fratura, onde a amostra é carregada até que a trinca progrida. A média dos resultados para cinco amostras validadas foi de $G_{IIc}^{NPC} = 1419,5 \pm 112,6 \text{ J/m}^2$. Diferente dos ensaios DCB que é possível averiguar as energias liberadas conforme a trinca progride, nos ensaios ENF isso não é possível. Em uma observação atenta, pode-se notar que, após a fratura, há uma queda em rigidez da estrutura seguido por um platô onde a trinca estabiliza. Isso ocorre devido à natureza do ensaio de flexão em 3 pontos, onde não é possível fazer o correto controle de carregamento para que se tenha uma estabilização do crescimento da trinca, proporcionando um $G > G_c$ em um primeiro momento e posteriormente o contrário com a estabilização da trinca.

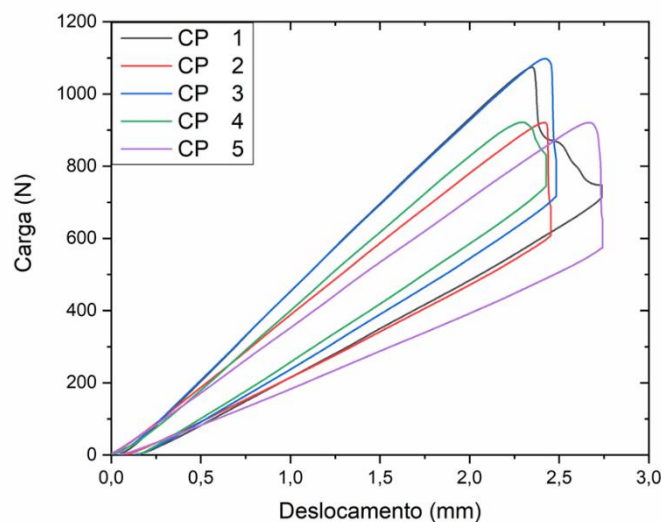


Figura 34. Gráficos $P \times \delta$ do ciclo de fratura para amostras ENF NPC.

Após a realização dos ensaios NPC, as mesmas amostras foram utilizadas para o ensaio PC. Os resultados das curvas $P \times \delta$ do ensaio de fratura podem ser vistos na Figura 35. Os ciclos de descarregamento nesse caso foram omitidos para facilitar a visualização, já que não são utilizados para fins de cálculos. A média dos resultados obtidos para cinco amostras válidas foi de $G_{IIc}^{PC} = 1320,55 \pm 60,98 J/m^2$. Constatou-se que há um leve decréscimo nas energias liberadas em comparação ao NPC. Isto é esperado uma vez que, por mais fino que o inserto para indução da trinca seja, sempre há uma pequena região rica em resina na ponta da trinca que proporciona uma maior demanda para ser vencida. Não menos importante, o inserto proporciona um raio na ponta da trinca maior que no segundo caso, também demandando mais energia para a propagação (ROBINSON et al., 2000).

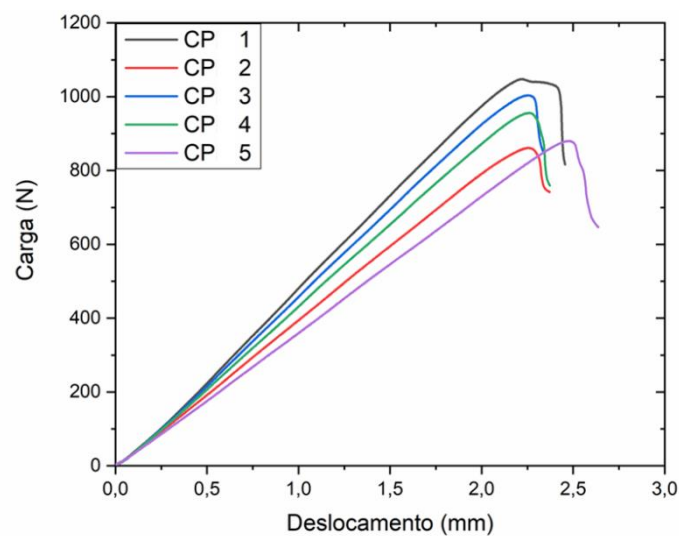


Figura 35. Gráficos $P \times \delta$ do ciclo de fratura para amostras ENF PC.

Nas Figuras 36(a)-(b) tem-se os resultados dos ensaios NPC para as amostras ENF condicionadas em água a 23 °C e 70 °C. Os valores de energia obtidos foram de $G_{IIc}^{NPC} = 1469,2 \pm 114,9 J/m^2$ e de $1122,7 \pm 42,2 J/m^2$, respectivamente. Pode-se notar que não há uma diferença expressiva entre os resultados das amostras sem condicionamento e das amostras condicionadas a 23 °C, justificada pela baixa absorção de umidade durante o condicionamento, $\approx 0,16\%$, como visto na seção 5.1.3, com efeito limitado na integridade mecânica da amostra.

Já as amostras envelhecidas a 70 °C apresentaram uma queda de aproximadamente 21% em G_{IIc}^{NPC} se comparadas as amostras sem condicionamento. Esses resultados corroboram os de BONI et al., (2018), que constatou um decréscimo nessa propriedade sob condições similares de condicionamento para laminados de grafite/epóxi. Observou-se então

uma maior dependência da temperatura de condicionamento nos valores de energia, como averiguado nos trabalhos de Davidson et al., (2009), Landry et al., (2016), e Leblanc, (2012).

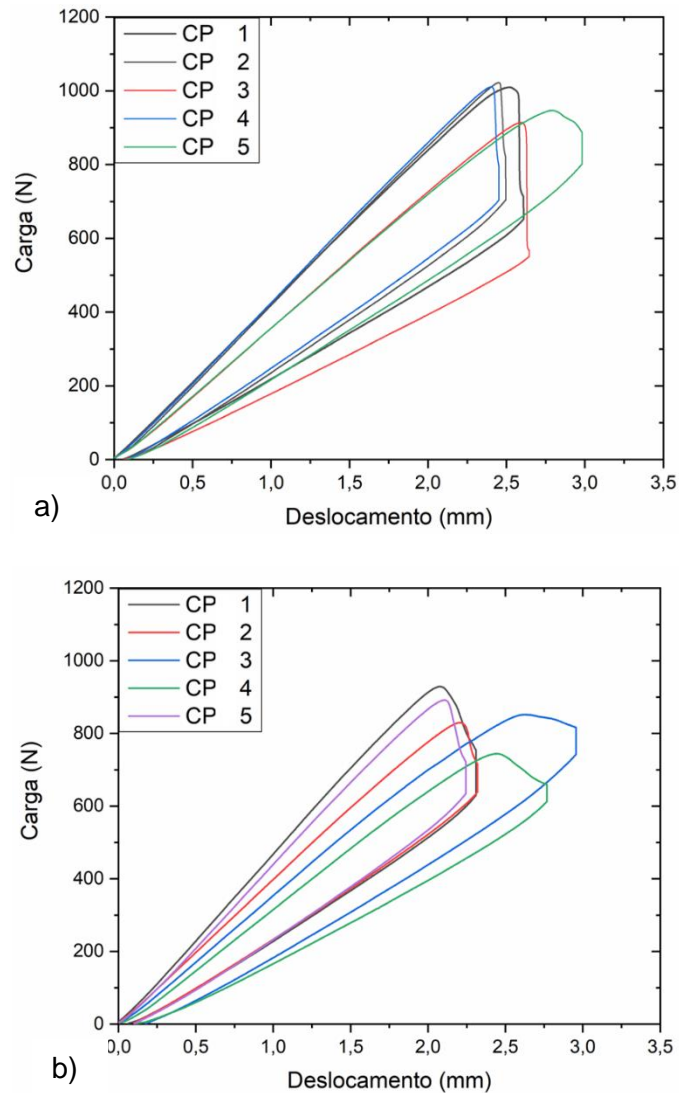


Figura 36. Gráficos $P \times \delta$ do ciclo de fratura para amostras ENF NPC com condicionamento a 23 °C (a) e 70 °C (b).

Os ensaios PC das amostras condicionadas também foram feitos utilizando os mesmos corpos de prova dos ensaios NPC. Os resultados de tenacidade à fratura para as amostras condicionadas em água a temperatura de 23 °C e 70 °C foi de $G_{IIc}^{PC} = 1322,61 \pm 154,72 \text{ J/m}^2$ e $G_{IIc}^{PC} = 1081,84 \pm 132,94 \text{ J/m}^2$, respectivamente. As curvas de $P \times \delta$ do ensaio de fratura para as amostras condicionadas podem ser vistas na Figura 37. Ambos os resultados seguem a mesma tendência descrita para as amostras não-condicionadas, com um valor de G_{IIc}^{NPC} levemente superior ao de G_{IIc}^{PC} . Observou-se valores de G_{IIc}^{PC} praticamente

iguais para as amostras não-condicionadas e as condicionadas a 23 °C, reforçando que esse condicionamento não afetou as propriedades avaliadas.

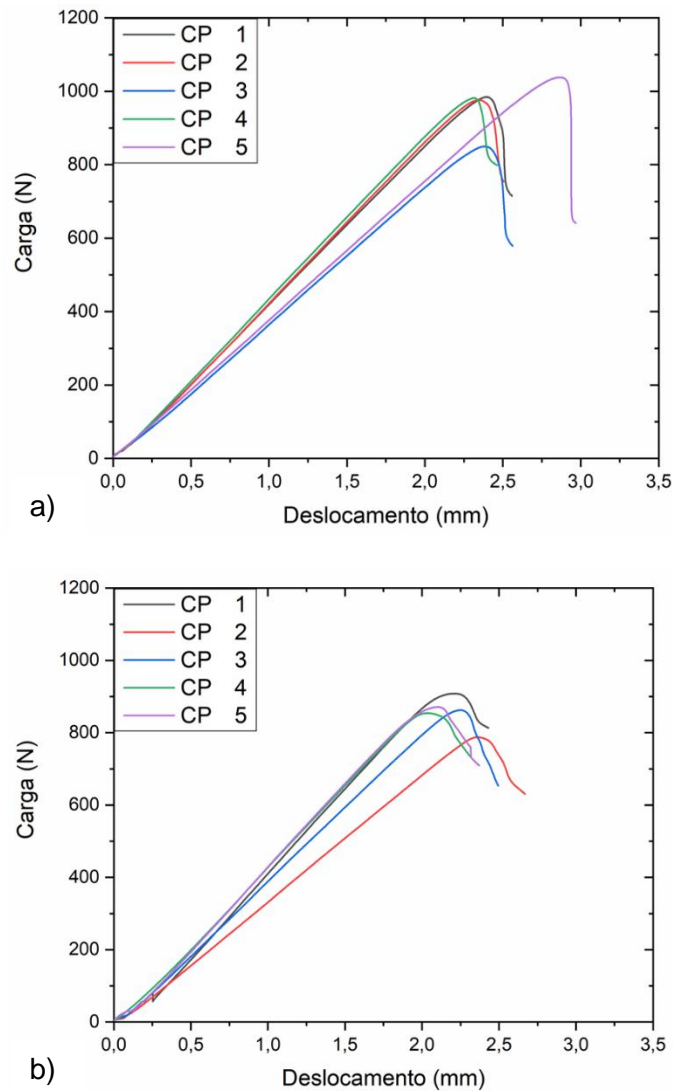


Figura 37. Gráficos $P \times \delta$ para o ciclo de fratura para amostras ENF PC com condicionamento a 23 °C (a) e 70 °C (b).

5.2.4. Tenacidade à fratura Modo II com amostras anguladas

A Figura 38 mostra os gráficos de $P \times \delta$ para as amostras com ângulos de fibra de 15°. Os resultados da taxa de energia crítica liberada ENF obtidos foram de $G_{IIc}^{NPC} = 1381,4 \pm 152,0 \text{ J/m}^2$ e $G_{IIc}^{PC} = 1120,38 \pm 135,90 \text{ J/m}^2$. Assim como observado no Modo I, não se constatou diferença significativa entre as amostras 0° não-condicionadas e as amostras anguladas.

A Tabela 8 compila os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura Modo II.

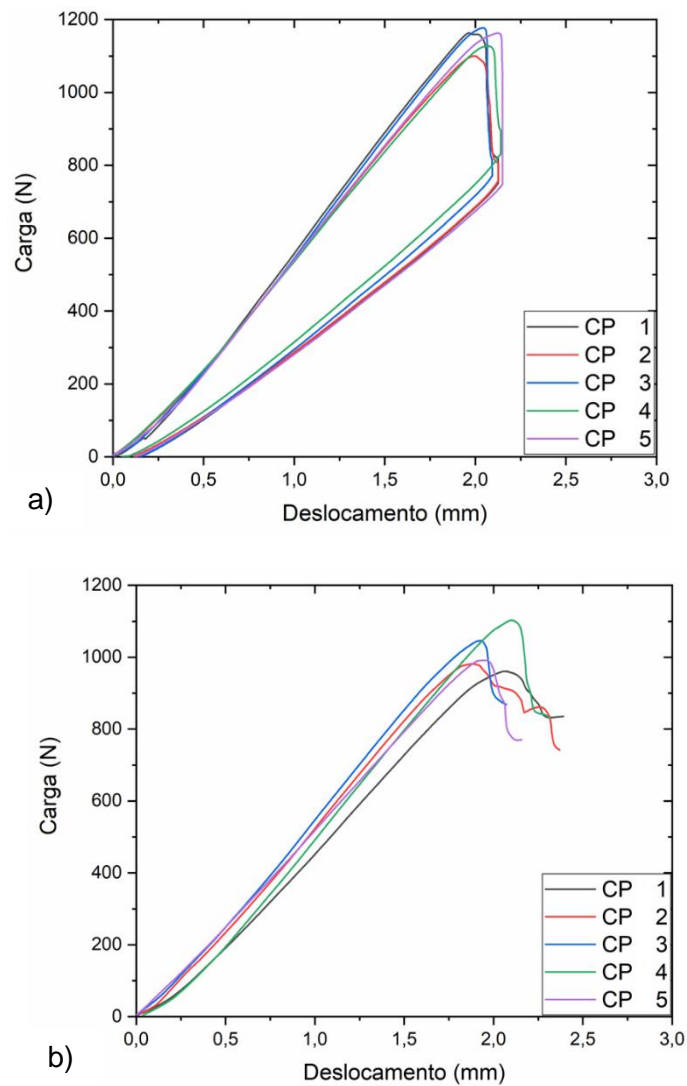


Figura 38. Gráficos $P \times \delta$ do ciclo de fratura ENF NPC (a) e ENF PC (b) para amostras com ângulos de $\pm 15^\circ$.

Tabela 8. Compilação de todos os resultados obtidos nos ensaios ENF.

(J/m ²)	ENF-0°- NC	ENF-0°- 23°C	ENF-0°- 70°C	ENF-15°- NC
NPC	1419,5 ± 112,6	1469,2 ± 114,9	1122,7 ± 42,2	1381,4 ± 152,0
PC	1320,5 ± 61,0	1322,6 ± 154,7	1081,8 ± 132,9	1120,4 ± 135,9

5.2.5. Análise fractográfica

A análise visual é uma ferramenta crucial para entender como a falha de um material ocorre. Observação dos mecanismos que o material usa para dissipação de energia em

escala micrométrica auxilia a explicar seu comportamento em macroescala, para assim poder descobrir modos de dificultar tais mecanismos de falha e aprimorar propriedades mecânicas.

A Figura 39 (a)-(b) apresenta o aspecto da fratura de uma amostra DCB 0° não-condicionadas ao longo da direção da propagação. Verifica-se alguns aspectos interessantes da falha como por exemplo os sulcos gerados pelas fibras na matriz devido ao descolamento dela (falha adesiva), indicando que a progressão da trinca é conduzida em geral na interface fibra/matriz. Outros padrões interessantes como marcas na matriz podem ser observados próximo onde as fibras foram descoladas. Esse fenômeno é atribuído à deformação plástica da matriz devido ao processo de descolamento da fibra durante o ensaio, recebendo a terminologia em inglês de *river lines*. Pode-se notar também regiões de fibras fraturadas, principalmente mais afastado do início da progressão da trinca, indicando a ocorrência do fenômeno de *fiber bridging*. Tais fenômenos são característicos de fraturas no Modo I (BONHOMME et al., 2009; CÂNDIDO et al., 2014; RUBIERA et al., 2018; SAPOZHNIKOV; SWOLFS; LOMOV, 2020; ZHAO et al., 2020).

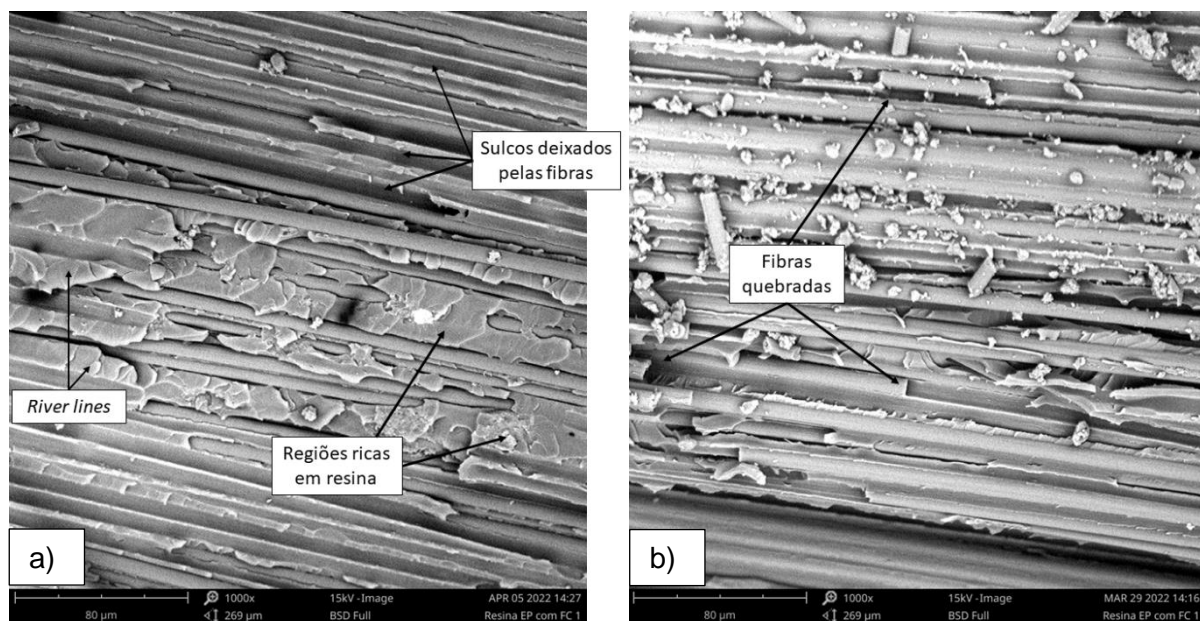


Figura 39. Imagens da superfície de fratura de amostras DCB 0° não-condicionadas: (a) aspectos da matriz devido a fratura e (b) região de fibras quebradas.

Na Figura 40 está apresentada a morfologia da superfície fraturada aumentada 1000x e 500x de uma amostra ENF 0° não condicionada. Pode-se observar que o aspecto predominante da fratura se dá pela presença de cúspides, mais conhecido pela terminologia em inglês *hackles*. Esse padrão de fratura foi observado por Sinclair e Chamis (1977), os quais atribuíram esse padrão à deformação plástica cisalhante na matriz. Extrapolando para sua forma tridimensional, tem-se uma estrutura similar a escamas de peixe quando

esfregadas contra o seu sentido de crescimento. Esse aspecto foi atribuído por Johannesson et al., (1984) a microtrincas formadas perpendicularmente à tensão principal máxima, que para o caso de um carregamento cisalhante se forma a 45° do plano da fratura, como esquematizado na Figura 41. Johannesson et al. (1984) também concluiu que é possível descobrir a direção do carregamento observando a inclinação das “escamas”, como identificado na Figura 40(a) onde a superfície da figura estaria sendo carregada para baixo.

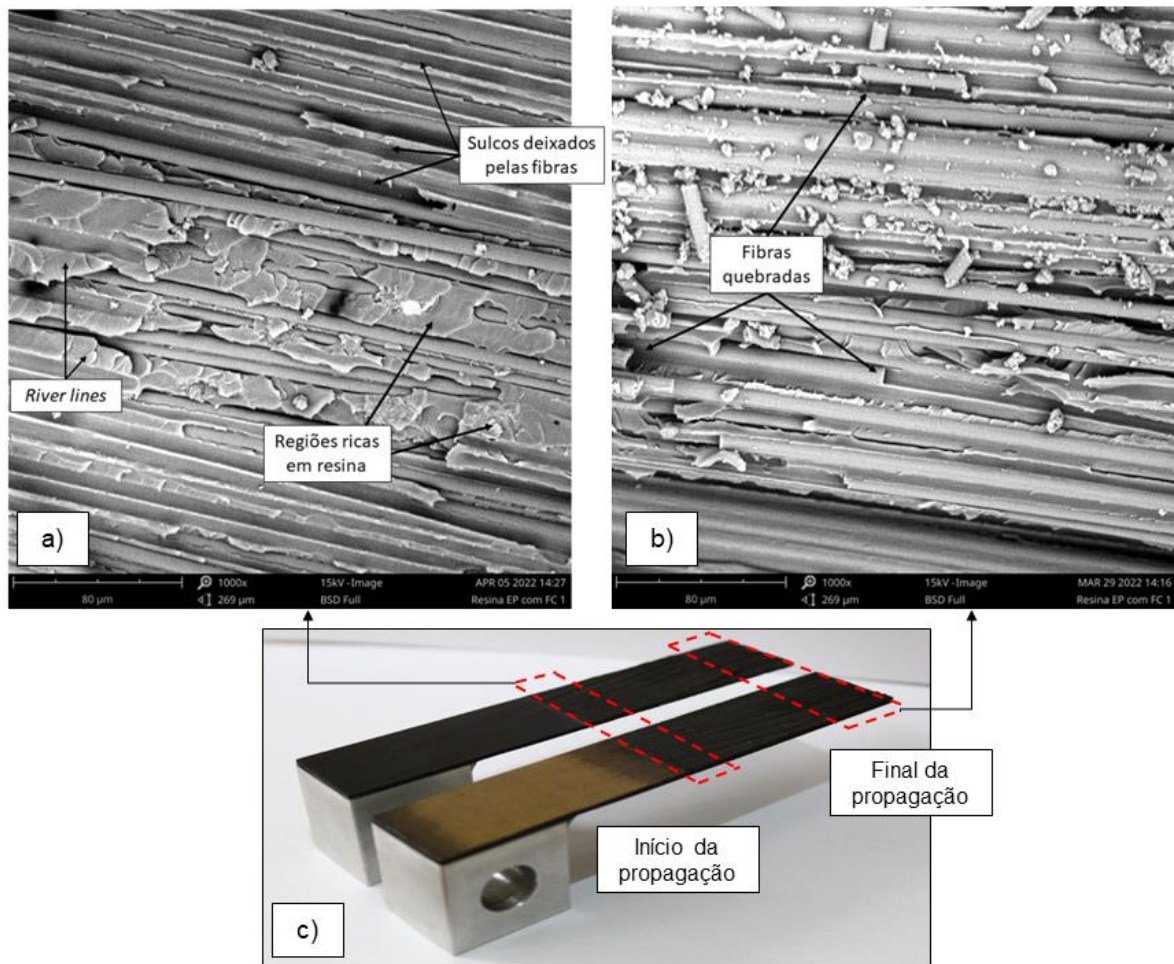


Figura 40. Imagem com ampliação de 1000x (a), 500x (b) da superfície de fratura de amostras ENF 0° não-condicionadas e (c) locais avaliados.

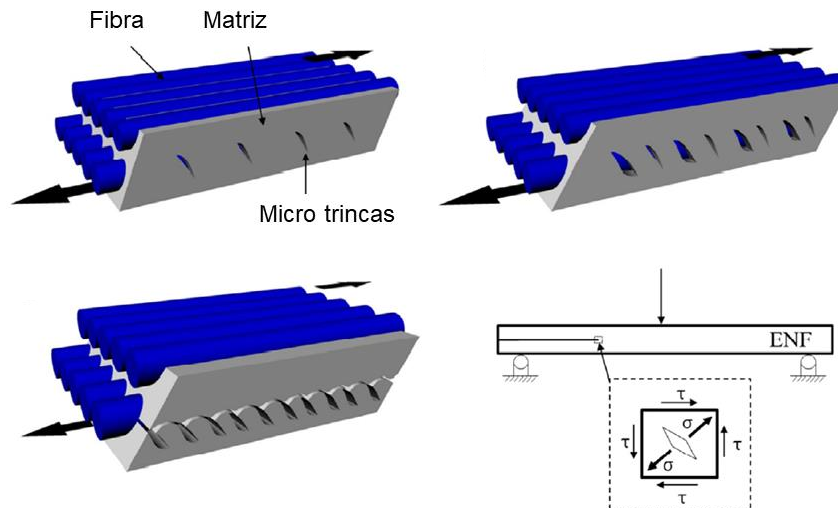


Figura 41. Esquema da abertura de microtrincas devido aos esforços cisalhantes.

Fonte: adaptado de (ABD RASED et al., 2021).

Pela Figura 40(b) observa-se fenômenos interessantes em algumas regiões da superfície da amostra. Nota-se uma região de fibras que apresentam total descolamento da matriz. Essa é uma fratura do tipo adesiva, onde a propagação ocorre na interface fibra-matriz devido à fraca adesão local entre ambas. Vale ressaltar que essa não é uma falha típica e predominante em amostras com carregamento puramente Modo II, onde usualmente se observam falhas coesivas, todavia não é incomum (JOHAR et al., 2019).

Para as amostras condicionadas em água à temperatura ambiente (23 °C), nenhuma diferença significativa foi encontrada em comparação às amostras não-condicionadas. Para as amostras condicionadas em água a 70 °C algumas diferenças podem ser destacadas. Na Figura 42, para uma amostra DCB 0° condicionada, observa-se uma presença maior de regiões onde as fibras foram destacadas da resina, resultado do enfraquecimento da interface fibra/matriz devido ao fenômeno de hidrólise. Também nota-se a presença de regiões com uma aparente maior deformação plástica local, que poderia ocorrer por um processo de plastificação da resina pelo condicionamento, embora seja de difícil confirmação por tratar-se de uma resina frágil, como destacado na Figura 42. Ambos efeitos já foram observados na literatura (JOHAR et al., 2019; NASH et al., 2015; WANG et al., 2017).

Para as amostras ENF observou-se características similares entre as amostras condicionadas e as não-condicionadas. A Figura 42(b) foi retirada de uma amostra ENF 0° condicionada a 70 °C, onde se nota também o destacamento de fibras e uma possível plastificação mais acentuada em algumas áreas.

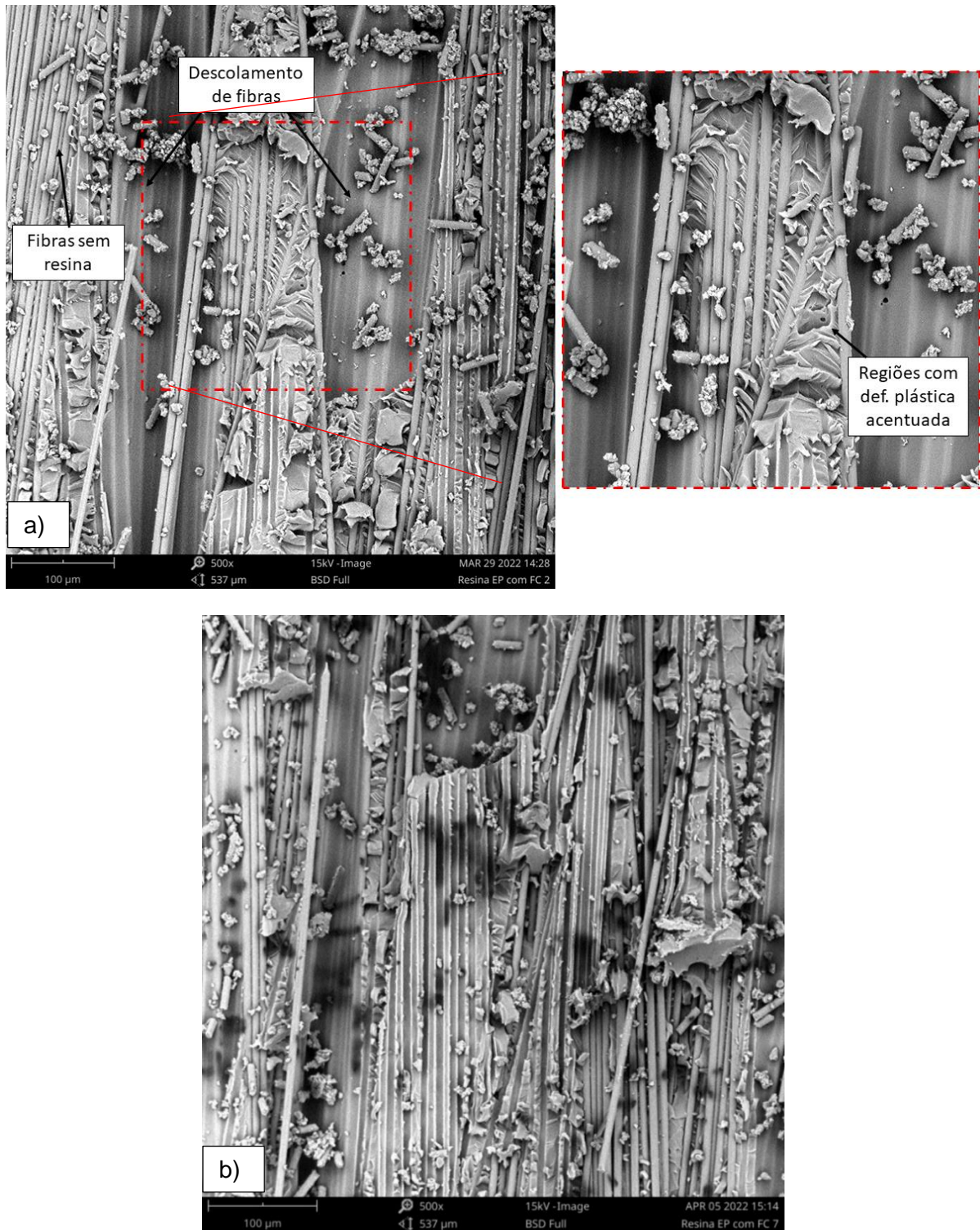


Figura 42. Imagem com ampliação de 500x da superfície de fratura de amostras DCB (a) e ENF (b) condicionadas em água a 70 °C.

6. CONCLUSÕES

Com o método proposto neste trabalho foi possível caracterizar os parâmetros de tenacidade à fratura Modos I e II para amostras de carbono/epóxi unidirecionais produzidas por enrolamento filamentar. Todavia, a metodologia proposta só pode ser empregada para amostras unidirecionais com fibras a 0° e a 15°.

Inicialmente, foram produzidos laminados planos utilizando o método de fabricação por enrolamento filamentar, onde amostras unidirecionais para a caracterização mecânica e de tenacidade à fratura Modos I e II foram produzidas. As propriedades físico-mecânicas do material se mostraram condizente com o esperado para esse material, onde comparativos de grau de cura, densidade, volume de fibra e volume de vazios foram feitos, garantindo uma representatividade entre as geometrias cilíndricas e planas produzidas com o mesmo material e processamento similar. Um baixo volume de vazios foram encontrados tanto para as amostras planas quanto para as cilíndricas. Notou-se um volume de vazios um pouco menor para as amostras planas, atribuído ao fato de que diferentes níveis de pressão foram utilizados nas diferentes metodologias de processamento das amostras.

Os resultados obtidos para as propriedades G_{Ic} e G_{IIc} demonstraram aspectos condizentes com o esperado para o material analisado, com valores médios de energia de $G_{Ic} = 367,7 \pm 29,8 \text{ J/m}^2$ e $G_{IIc}^{NPC} = 1419,5 \pm 112,6 \text{ J/m}^2$ para amostras 0° não-condicionadas. Um microscópio digital para o acompanhamento de trinca se mostrou uma ótima ferramenta, sendo possível obter mais pontos e uma maior precisão.

O condicionamento higrotérmico apresentou grande influência com a temperatura, onde para água à temperatura ambiente (23 °C) foi registrada uma absorção máxima de 0,16%, enquanto para água a 70 °C a absorção alcançou 2,09%, para condicionamento por ≈ 1032 h. Os efeitos do condicionamento nos parâmetros de taxa crítica de energia liberada ficaram evidentes para a temperatura de 70 °C, chegando em valores de $G_{Ic}^{Vis} = 622,5 \pm 54,3 \text{ J/m}^2$ e $G_{IIc}^{NPC} = 1122,7 \pm 42,2 \text{ J/m}^2$. Para as amostras condicionadas à temperatura ambiente (23 °C), não se constatou diferenças significativas em relação às amostras não-condicionadas.

Não foi possível averiguar satisfatoriamente os efeitos do ângulo de fibras nos parâmetros de tenacidade à fratura, onde laminados com ângulo de fibras elevados apresentaram falha por flexão, sendo possível avaliar somente para amostras com ângulo de $\pm 15^\circ$. Mesmo nessas condições, pouco efeito foi constatado para as energias no início da progressão da trinca, com valores de $G_{Ic}^{Vis} = 377,5 \pm 59,9 \text{ J/m}^2$ e $G_{IIc}^{NPC} = 1381,4 \pm 152,0 \text{ J/m}^2$.

Todavia ao longo da progressão da trinca pode-se observar um efeito crescente dos valores de energia para o Modo I em função do tamanho de trinca, atribuído ao fenômeno de *fiber bridging*.

Sendo assim, constatou-se que foi possível averiguar de maneira satisfatória os parâmetros fractomecânicos sugeridos adaptando a geometria no intuito de executar os ensaios conforme as indicações normatizadas. Notou-se que os valores apresentam coerência com os esperados segundo a literatura para o tipo de material analisado, tanto em valor, como em tendência conforme modifica-se o condicionamento do material. A vantagem de usar esse tipo de metodologia é estar amparado pela garantia de representatividade da metodologia de ensaio normatizada, todavia a necessidade de assegurar a representatividade do processamento se mostrou um desafio. Tais parâmetros são de grande valor para alimentar simulações numéricas levando em conta os efeitos da delaminação. Conhecer os efeitos do condicionamento do material e a influência do processamento em suas propriedades fractomecânicas também é de vital importância para prever as respostas da estrutura em sua aplicação final.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Reforçar a rigidez à flexão de amostras anguladas com o intuito de avaliar as propriedades de tenacidade à fratura interlaminar sem que haja falha por flexão das amostras.
- Fazer um comparativo experimental entre amostras DCB e ENF planas e curvas para amostras anguladas e unidirecionais.
- Estudar os efeitos de um terceiro material na interface de maneira a aprimorar a tenacidade à fratura do material para amostras produzidas pelo método de enrolamento filamentar.
- Estudar os efeitos do *pattern* nas propriedades de tenacidade à fratura interlaminar.

8. REFERÊNCIAS

ABBASI, S. et al. Improving the delamination resistance of fibre reinforced polymer composites using 3D woven metal Z-Filaments. **Composites Science and Technology**, v. 198, p. 108301, set. 2020.

ABD RASED, M. F.; YOON, S. H. Experimental study on effects of asymmetrical stacking sequence on carbon fiber/epoxy filament wound specimens in DCB, ENF, and MMB tests. **Composite Structures**, v. 264, 15 maio 2021.

ALMEIDA, J. H. S. et al. Buckling and post-buckling of filament wound composite tubes under axial compression: Linear, nonlinear, damage and experimental analyses. **Composites Part B: Engineering**, v. 149, n. January, p. 227–239, 2018.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: fundamentals and applications**. CRC Press, 2017.

ARAI, M. et al. Mode I and mode II interlaminar fracture toughness of CFRP laminates toughened by carbon nanofiber interlayer. **Composites Science and Technology**, v. 68, n. 2, p. 516–525, fev. 2008.

AW, S. H.; LEE, M. N. **Mode II delamination failure mechanisms of polymer matrix composites**JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE.

AZMAH HANIM, M. A.; BRABAZON, D.; HASHMI, M. S. J. **Cracks, microcracks, and fracture toughness of polymer composites: Formation, testing method, nondestructive detection, and modifications**. Elsevier Ltd, 2018.

BAIERLE DE AZEVEDO, C. et al. On the importance of the filament winding pattern of composite cylinders in axial compression: damage and buckling analyses. n. September, 2019.

BARBERO, E. **Introduction to Composite Materials Design**. 2nd. ed.: CRC Press, 2010.

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

BONI, L. et al. Influence of environment conditioning on the interlaminar fracture toughness of a graphite/epoxy unidirectional material. **Composites Part B: Engineering**, v. 153, p. 97–107, 15 nov. 2018.

BOON, Y. DI; JOSHI, S. C. A review of methods for improving interlaminar interfaces and fracture toughness of laminated composites. **Materials Today Communications**, v. 22, n. December 2019, p. 100830, 2020.

BRUNNER, A. J. **Fracture mechanics of polymer composites in aerospace applications**. Elsevier Ltd, 2019.

CÂNDIDO, G. M. et al. Fractografia de compósito estrutural aeronáutico submetido ao ensaio de tenacidade à fratura interlaminar em Modo II. **Polimeros**, v. 24, n. 1, p. 65–71, 2014.

CARLSSON, L. A.; GILLESPIE, J. W. Mode-II Interlaminar Fracture of Composites. **Composite Materials Series**, v. 6, n. C, p. 113–157, 1989.

CHAWLA, K. K. Polymer Matrix Composites. Em: **Composite Materials**. New York, NY: Springer New York, 2012. p. 137–195.

CHETHAN KUMAR, G. et al. Analysis of composite pressure vessel and composite overwrapped pressure vessel by analytical and finite elemental approach. **Materials Today: Proceedings**, v. 50, p. 1726–1731, 2022.

COLOMBO, C.; VERGANI, L. Optimization of filament winding parameters for the design of a composite pipe. **Composites Part B: Engineering**, v. 148, p. 207–216, 1 set. 2018.

COWLEY, K. D.; BEAUMONT, P. W. R. The interlaminar and intralaminar fracture toughness of carbon-fibre/polymer composites: The effect of temperature. **Composites Science and Technology**, v. 57, n. 11, p. 1433–1444, jan. 1997.

DAO, B. et al. Accelerated ageing versus realistic ageing in aerospace composite materials. III. the chemistry of thermal ageing in bismaleimide based composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 105, n. 4, p. 2062–2072, 15 ago. 2007.

DAVIDSON, B. D.; KUMAR, M.; SOFFA, M. A. Influence of mode ratio and hygrothermal condition on the delamination toughness of a thermoplastic particulate interlayered carbon/epoxy composite. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 40, n. 1, p. 67–79, jan. 2009a.

DAVIDSON, B. D.; KUMAR, M.; SOFFA, M. A. Influence of mode ratio and hygrothermal condition on the delamination toughness of a thermoplastic particulate interlayered carbon/epoxy composite. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 40, n. 1, p. 67–79, jan. 2009b.

Designation: D5528 – 01 (Reapproved 2007) '3 Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites 1.

EGGERS, F. **Fluência em anéis de compósitos carbono/epóxi sob condicionamento higrotérmico**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre. 2019.

EGGERS, F. et al. Creep and Residual Properties of Filament-Wound Composite Rings under Radial Compression in Harsh Environments. **Polymers**, v. 13, n. 1, p. 33, 23 dez. 2020.

FERRY, L. et al. **Interaction between plasticity and damage in the behaviour of [p f, 1 f] n fibre reinforced composite pipes in biaxial loading (internal pressure and tension)**.

FLEISCHER, J. et al. Composite materials parts manufacturing. **CIRP Annals**, v. 67, n. 2, p. 603–626, 2018.

FU, S.; LAUKE, B.; MAI, Y. Fracture mechanics. Em: **Science and Engineering of Short Fibre-Reinforced Polymer Composites**. Elsevier, 2019. p. 301–409.

GARG, A.; CHALAK, H. D. **A review on analysis of laminated composite and sandwich structures under hygrothermal conditions**. **Thin-Walled Structures** Elsevier Ltd, , 1 set. 2019.

GONG, Y. et al. Experimental study on delamination migration in multidirectional laminates under mode II static and fatigue loading, with comparison to mode I. **Composite Structures**, v. 201, p. 683–698, 1 out. 2018.

GRIFFITH, A. A. VI. The phenomena of rupture and flow in solids. **Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character**, v. 221, n. 582–593, p. 163–198, jan. 1921.

GUEDES, R. M.; SÁ, A.; DE MOURA, M. F. S. F. An experimental and numerical assessment of DCB tests on glass/polyester curved beams cut out from pipes. **Polymer Testing**, v. 27, n. 8, p. 985–994, dez. 2008.

HALE, J. M.; GIBSON, A. G.; SPEAKE, S. D. Biaxial failure envelope and creep testing of fibre reinforced plastic pipes in high temperature aqueous environments. **Journal of Composite Materials**, v. 36, n. 3, p. 257–270, 2002.

HAMEED MIAN, H.; RAHMAN, H. Influence of mosaic patterns on the structural integrity of filament wound composite pressure vessels. **International Journal of Structural Integrity**, v. 2, n. 3, p. 345–356, 30 ago. 2011.

HENRIQUEZ, R. G.; MERTINY, P. **Filament winding applications**. Elsevier Ltd., 2017. v. 3

HOA, S. V. (SUONG V.). **Principles of the manufacturing of composite materials**. [s.l.] DEStech Publications, 2009.

HUNSTON, D. et al. Matrix Resin Effects in Composite Delamination: Mode I Fracture Aspects. Em: **Toughened Composites**. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, p. 74-74–21.

INGLIS, C. E. Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners. **SPIE Milestone Series**, v. 137, p. 3–17, 1913.

INO, A. et al. **IBRACON Instituto Brasileiro do Concreto Fundado em 23 de Junho de 1972 “Ciência e Tecnologia para o Desenvolvimento do Concreto e da Construção Civil”**.

IRWIN, G. R. Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate. **Journal of Applied Mechanics**, v. 24, n. 3, p. 361–364, 1 set. 1957.

JIA, R. et al. Determination of pure mode-I fracture toughness of multidirectional composite DCB specimens. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 252, 1 jul. 2021.

JOHANNESSON, T.; SJOBLUM, P.; SELDON, R. The detailed structure of delamination fracture surfaces in graphite/epoxy laminates. **Journal of Materials Science**, v. 19, n. 4, p. 1171–1177, abr. 1984.

JOHAR, M. et al. Effects of moisture absorption on the different modes of carbon/epoxy composites delamination. **Polymer Degradation and Stability**, v. 165, p. 117–125, 1 jul. 2019.

JONES, R. M. **Mechanics of Composite Materials**. CRC Press, 1998.

JÚNIOR, J. H. S. A. et al. **ENGINEERING PROPERTIES OF CARBON/EPOXY FILAMENT WOUND UNIDIRECTIONAL COMPOSITES**.

KARBHARI, V. M.; XIAN, G. Hygrothermal effects on high VF pultruded unidirectional carbon/epoxy composites: Moisture uptake. **Composites Part B: Engineering**, v. 40, n. 1, p. 41–49, jan. 2009.

KATAFIASZ, T. J. et al. The influence of temperature and moisture on the mode I fracture toughness and associated fracture morphology of a highly toughened aerospace CFRP. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 142, 1 mar. 2021.

KELLER, M. W.; JELLISON, B. D.; ELLISON, T. Moisture effects on the thermal and creep performance of carbon fiber/epoxy composites for structural pipeline repair. **Composites Part B: Engineering**, v. 45, n. 1, p. 1173–1180, fev. 2013.

KHASHABA, U. A. A novel approach for characterization of delamination and burr areas in drilling FRP composites. **Composite Structures**, v. 290, 15 jun. 2022.

KHENNANE, A. Filament winding processes in the manufacture of advanced fibre-reinforced polymer (FRP) composites. **Advanced Fibre-Reinforced Polymer (FRP) Composites for Structural Applications**, p. 187–206, 2013.

KIM, B. W.; MAYER, A. H. **Influence of fiber direction and mixed-mode ratio on delamination fracture toughness of carbon/epoxy laminates**. Disponível em: <www.elsevier.com/locate/compscitech>.

KIM, J.-K.; MAI, Y.-W.; MAI, Y.-W. Measurements of interface/interlaminar properties. **Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites**, p. 43–92, 1998.

KIM, S.-H.; PARK, S.-J. Effect of graphene oxide/graphitic nanofiber nanohybrids on interfacial properties and fracture toughness of carbon fibers-reinforced epoxy matrix composites. **Composites Part B: Engineering**, v. 227, p. 109387, dez. 2021.

LANDRY, B.; LAPLANTE, G.; LEBLANC, L. R. Environmental effects on mode II fatigue delamination growth in an aerospace grade carbon/epoxy composite. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 43, n. 3, p. 475–485, mar. 2012.

LI, H. et al. Enhancing the fracture toughness of laminated composites through carbon nanotube belt stitching. **Composites Science and Technology**, v. 204, p. 108632, mar. 2021a.

LI, M. et al. Tuning interlaminar fracture toughness of fine z-pin reinforced polymer composite. **Materials & Design**, v. 212, p. 110293, dez. 2021b.

LISBÔA, T. V. et al. The role of winding pattern on filament wound composite cylinders under radial compression. **Polymer Composites**, v. 41, n. 6, p. 2446–2454, 2020.

LISBÔA, T. V. et al. FEM updating for damage modeling of composite cylinders under radial compression considering the winding pattern. **Thin-Walled Structures**, v. 173, p. 108954, abr. 2022.

LIU, J. L. et al. Effects of inter-ply mismatch angle on interlaminar properties and their influence in numerical simulations. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 154, 1 mar. 2022.

LIU, T. et al. Investigations of defect effect on dynamic compressive failure of 3D circular braided composite tubes with numerical simulation method. **Thin-Walled Structures**, v. 160, p. 107381, mar. 2021.

LIU, Y.; ZHAO, X. Influence of the Yarn Fineness and Stitch Length of Polyester Knitted Fabric on the Dielectric Constant. **Fibres and Textiles in Eastern Europe**, v. 27, n. 6(138), p. 63–66, 31 dez. 2019.

MCILHAGGER, A.; ARCHER, E.; MCILHAGGER, R. **Manufacturing processes for composite materials and components for aerospace applications**. Elsevier Ltd, 2019.

MONTICELLI, F. M. et al. On the 3D void formation of hybrid carbon/glass fiber composite laminates: A statistical approach. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 137, n. July, p. 106036, 2020.

MOROZOV, E. V. The effect of filament-winding mosaic patterns on the strength of thin-walled composite shells. **Composite Structures**, v. 76, n. 1–2, p. 123–129, 2006.

NASH, N. H. et al. The influence of hydrothermal conditioning on the Mode-I, thermal and flexural properties of Carbon/Benzoxazine composites with a thermoplastic toughening interlayer. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 76, p. 135–144, 16 jun. 2015.

NASUHA, N.; AZMI, A. I.; TAN, C. L. **A review on mode-I interlaminar fracture toughness of fibre reinforced composites**. Journal of Physics: Conference Series. **Anais...**Institute of Physics Publishing, 29 out. 2017.

NUNES, J. P. et al. Formation and Characterization of Carbon/Polycarbonate Towpregs and Composites. **Journal of Composite Materials**, v. 31, n. 17, p. 1758–1777, 27 set. 1997.

PARDINI, L. C. Preformas para compósitos estruturais. **Polímeros**, v. 10, n. 2, p. 100–109, 2000.

PETERS, S. T. **Composite filament winding**. ASM International, 2011.

RAJU, I. S.; O'BRIEN, T. K. Fracture mechanics concepts, stress fields, strain energy release rates, delamination initiation and growth criteria. **Delamination Behaviour of Composites: A volume in Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering**, p. 3–27, 2008.

RAY, B. C. Temperature effect during humid ageing on interfaces of glass and carbon fibers reinforced epoxy composites. **Journal of Colloid and Interface Science**, v. 298, n. 1, p. 111–117, 1 jun. 2006.

ROBINSON, P.; HODGKINSON, J. M. Interlaminar fracture toughness. **Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites**, p. 170–210, 2000.

ROUSSEAU, J.; PERREUX, D.; VERDIEÁ, N. **The influence of winding patterns on the damage behaviour of filament-wound pipes.**

RUBIERA, S. et al. Study of the phenomenon of fatigue delamination in a carbon-epoxy composite under mixed mode I/II fracture employing an asymmetric specimen. **International Journal of Fatigue**, v. 114, p. 74–80, 1 set. 2018.

SAENZ-CASTILLO, D. et al. Effect of processing parameters and void content on mechanical properties and NDI of thermoplastic composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 121, p. 308–320, 1 jun. 2019.

SAKO, R. et al. Analysis of mode II strain energy release rates in end-notched flexure tests of carbon fiber-reinforced plastic curved beams. **Composite Structures**, v. 281, p. 115038, fev. 2022.

SANTOS, J. H.; JÚNIOR, A. **Dano e falha em compósitos estruturais de carbono/epóxi processados por filament winding.**

SAPOZHNIKOV, S. B.; SWOLFS, Y.; LOMOV, S. V. Mode I and II interlaminar critical energy release rates in all-carbon interlayer unidirectional fibre-hybrids based on ultrahigh-modulus and high-strength fibres. **Composite Structures**, v. 236, 15 mar. 2020.

SAYEM UDDIN, MD.; MOROZOV, E. V.; SHANKAR, K. The effect of filament winding mosaic pattern on the stress state of filament wound composite flywheel disk. **Composite Structures**, v. 107, p. 260–275, jan. 2014.

SHOKRIEH, M. M.; HEIDARI-RARANI, M. Effect of stacking sequence on R-curve behavior of glass/epoxy DCB laminates with 0°/0° crack interface. **Materials Science and Engineering A**, v. 529, n. 1, p. 265–269, 25 nov. 2011.

SHREEPANNAGA; VIJAYA KINI, M.; PAI, D. The Ageing Effect on Static and Dynamic Mechanical Properties of Fibre Reinforced Polymer Composites under Marine Environment- A Review. **Materials Today: Proceedings**, v. 52, p. 689–696, 2022.

SINCLAIR, J. H.; CHAMIS, C. C. **Mechanical Behavior and Fracture Characteristics of Off-Axis Fiber Composites I-Experimental Investigation.**

SONG, C. et al. **A review on three-dimensional stitched composites and their research perspectives.** **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing** Elsevier Ltd, , 1 fev. 2022.

SØRENSEN, B. F. **Delamination fractures in composite materials.** Elsevier, 2016.

SUN, C. T.; JIN, Z.-H. Griffith Theory of Fracture. Em: **Fracture Mechanics**. Elsevier, 2012. p. 11–24.

THILAGASHANTHI, T.; GUNASEKARAN, K.; SATYANARAYANAN, K. S. Microstructural pore analysis using SEM and ImageJ on the absorption of treated coconut shell aggregate. **Journal of Cleaner Production**, v. 324, 15 nov. 2021.

WANG, H.; SLOW, K. S. Measurement of T_g in epoxy resins by DSC? effects of residual stress. **Polymer Engineering & Science**, v. 39, n. 3, p. 422–429, mar. 1999.

WANG, Y. et al. Quantitative evaluation of the characteristics of air voids and their relationship with the permeability and salt freeze–thaw resistance of hybrid steel-polypropylene fiber–reinforced concrete composites. **Cement and Concrete Composites**, v. 125, 1 jan. 2022.

WANG, Z. et al. Durability study on interlaminar shear behaviour of basalt-, glass- and carbon-fibre reinforced polymer (B/G/CFRP) bars in seawater sea sand concrete environment. **Construction and Building Materials**, v. 156, p. 985–1004, 15 dez. 2017.

WILKINS, D. et al. Characterizing Delamination Growth in Graphite-Epoxy. **Damage in Composite Materials: Basic Mechanisms, Accumulation, Tolerance, and Characterization**, p. 168-168–16, 2009.

ZHANG, B. et al. Design of filament-wound composite elbows based on non-geodesic trajectories. **Composite Structures**, v. 189, p. 635–640, 1 abr. 2018.

ZHAO, X. et al. Enhancement of interlaminar fracture toughness in textile-reinforced epoxy composites with polyamide 6/graphene oxide interlaminar toughening tackifier. **Composites Science and Technology**, v. 191, 3 maio 2020.