



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

ARTUR ALTERMANN POLLET

**TENACIDADE À FRATURA DE LAMINADOS CURVOS ENVELHECIDOS
FABRICADOS POR ENROLAMENTO FILAMENTAR**

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais

Porto Alegre

2022

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

ARTUR ALTERMANN POLLET

Engenheiro Mecânico

**TENACIDADE À FRATURA DE LAMINADOS CARBONO/EPÓXI E VIDRO/EPÓXI
CURVOS ENVELHECIDOS FABRICADOS 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

2022

ARTUR ALTERMANN POLLET

Engenheiro Mecânico

**TENACIDADE À FRATURA DE LAMINADOS CARBONO/EPÓXI E VIDRO/EPÓXI
CURVOS ENVELHECIDOS FABRICADOS 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:

Profa. Dra. Daiane Romanzini

Prof. Dr. Enio Pontes de Deus

Prof. Dr. José Ricardo Tarpani

Prof. Dr Afonso Reguly
Coordenador do PPGE3M

Dedico este trabalho às pessoas que me apoiaram em todas as minhas jornadas, pai Antonio, mãe Gleide e irmã Amanda.

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul e aos professores do PPGE3M pelo ensino público de excelência.

À CAPES pela concessão da bolsa de estudos.

Aos meus pais Antonio Moacir Puiatti Pollet e Gleide Aparecida Altermann Pollet e, também à minha irmã Amanda Altermann Pollet por todo o incentivo e auxílio necessário para que o mestrado pudesse ser concluído.

Ao meu orientador Prof, Dr. Sandro Campos Amico e coorientador Dr. José Humberto Jr. pela oportunidade e auxílio na execução desta tarefa.

A todos os colegas e ex-colegas de pós-graduação que, juntamente com os colegas de trabalho do Instituto Senai de Inovação em Engenharia de Polímeros, que foram incansáveis nos auxílios, esclarecimentos e explicações de inúmeros assuntos pertinentes à essa pesquisa.

A todos os que me auxiliaram nessa pesquisa, muito obrigado por tornar ela possível.

A simplicidade é o mais alto grau de sofisticação.

Leonardo da Vinci

RESUMO

Materiais compósitos poliméricos possuem excelentes propriedades mecânicas e anticorrosivas, principalmente quando reforçados por fibras contínuas, entretanto, seus complexos modos de falha tornam o projeto uma tarefa complicada. Dentre eles, a baixa resistência ao longo da espessura torna o material susceptível à falha entre as camadas, já que não há, em geral, reforços nesta direção para suportar tensões. Esse trabalho visa quantificar a tenacidade à fratura em Modo I de carregamento em materiais compósitos de fibras de vidro e carbono com resina epóxi fabricados por enrolamento filментар com diferentes ângulos de enrolamento e o efeito do condicionamento higrotérmico nesta propriedade. Para isso, foram fabricados cilindros com diâmetro de 136 mm para ambos os materiais com ângulo de enrolamento de $\pm 90^\circ$, $\pm 75^\circ$, $\pm 60^\circ$ e $\pm 45^\circ$, sendo estes ensaiados não-condicionados, ou após condicionamento em água à temperatura ambiente ou a 70°C . A absorção de água foi monitorada, atingindo a estabilidade de absorção, mostrando-se dependente do material, temperatura e ângulo do enrolamento, a absorção máxima foi verificada nos corpos de prova enrolados no ângulo de $\pm 45^\circ$, sendo 1,10% para o material vidro/epóxi e 1,74% para o carbono epóxi submersos em água em temperatura ambiente, enquanto em alta temperatura, foram obtidos 1,30% e 2,95%, respectivamente. A absorção de água dos materiais apresentou relação direta com o teor de vazios, nos valores de 3,2% para os corpos de prova vidro/epóxi laminados a $\pm 45^\circ$ e 3,41% para carbono/epóxi no mesmo ângulo. O condicionamento higrotérmico resultou na alterações nas propriedades térmicas dos materiais, os compósitos de carbono/epóxi e vidro/epóxi não-condicionados apresentaram T_g de 100°C e 104°C , os materiais condicionados à temperatura ambiente, apresentaram 89°C para ambos, e para os materiais condicionados a 70°C , os valores foram de 90°C e 91°C , respectivamente. Foi constatada a variação da tenacidade à fratura com relação ao ângulo de enrolamento, sendo a maior para enrolamento $\pm 90^\circ$ e a menor a $\pm 45^\circ$. Quanto ao condicionamento higrotérmico, as amostras envelhecidas à temperatura ambiente apresentaram menor propensão à delaminação comparadas às envelhecidas a 70°C . Constatou-se também valores mais elevados de tenacidade à fratura para as amostras carbono/epóxi quando comparados aos de vidro/epóxi de mesmo ângulo de enrolamento e condicionamento.

Palavras-chave: tenacidade à fratura, enrolamento filментар, condicionamento higrotérmico.

ABSTRACT

Polymer composite materials have exceptional mechanical and corrosive properties, especially when reinforced by continuous fibers, however, their fabrication by stacking fiber bundles in layers, with a high degree of anisotropy and complex failure modes, make their design an extremely complicated task. Among the different failure modes of this material, the high degree of anisotropy leads to failure between the layers, where there are no reinforcements to withstand the stresses arising from the various stresses submitted to the material. Within this context, this work aims to evaluate the Mode I fracture toughness in glass/epoxy and carbon/epoxy composite materials manufactured by filament winding, comparing the properties in terms of winding angle, material and hygrothermal conditioning. For this, cylinders with a diameter of 136 mm were manufactured for both materials at winding angles of $\pm 90^\circ$, $\pm 75^\circ$, $\pm 60^\circ$ and $\pm 45^\circ$, and the properties of the unconditioned specimens, conditioned in water, were analyzed at room temperature and in water at 70 °C. The water absorption was monitored, reaching the absorption stability, which is dependent on the material, temperature and winding angle, verifying maximum absorption always for the winding materials $\pm 45^\circ$, being 1.10% for the glass/epoxy material and 1.74% for epoxy carbon submerged in water at room temperature, while at high temperature, 1.30% and 2.95% were obtained, respectively. The water absorption of the materials was directly related to the void content, in the values of 3.2% for the glass/epoxy specimens rolled at $\pm 45^\circ$ and 3.41% for carbon/epoxy at the same angle. The hygrothermal conditioning resulted in a change in the T_g of the materials, giving respectively 100 °C and 104 °C for the material with carbon and glass fibers, not conditioned, and 89 °C for both materials conditioned at room temperature and 90 °C. and 91 °C for those conditioned at a temperature of 70 °C. As for fracture toughness, reduction trends were observed regarding the winding, with the most resistant being the one with winding $\pm 90^\circ$ and the one with the lowest resistance $\pm 45^\circ$, specimens less prone to delamination when conditioned in water at room temperature and more prone if conditioned at a temperature of 70 °C and also higher fracture toughness values in carbon/epoxy specimens, compared to glass/epoxy specimens of the same winding and conditioning angle.

Keywords: fracture toughness, filament winding, hygrothermal conditioning.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Esquema demonstrativo de enrolamento filamentar do tipo molhado.....	6
Figura 3.2 - Tipos de trajetórias no processo de enrolamento filamentar.....	6
Figura 3.3 – Zonas encontradas no enrolamento filamentar.....	7
Figura 3.4 - Esquema simplificado da mecânica da fratura.....	10
Figura 3.5 - Modelo de força coesiva.	11
Figura 3.6 - Modelo de Inglis.	12
Figura 3.7 - (a) Modelo de carregamento controlado, (b) Modelo de deslocamento controlado.	14
Figura 3.8 - Modelos de carregamento.	14
Figura 3.9 – Representação do ensaio de <i>double cantilever beam</i> (DCB).	15
Figura 3.10 - Ensaio de tenacidade à fratura: (a) Modo I, (b) Modo II, (c) Misto (I e II).	16
Figura 4.1 – Esquema de fabricação das amostras.	21
Figura 4.2 – Fabricação dos cilindros por enrolamento filamentar.	22
Figura 4.3 - Análise microscópica (a), imagem ampliada (b), e evidenciação e quantificação dos poros e vazios através do ImageJ (c).	24
Figura 4.4 - (a) Corpos-de-prova no recipiente, (b) condicionamento em estufa, (c) pesagem. .	25
Figura 4.5 - <i>Ending Blocks</i> : (a) macho, (b) fêmea.....	27
Figura 4.6 - Corpo-de-prova posicionado nos <i>ending blocks</i> para o ensaio.	28
Figura 4.7 – Gráfico $C13$ vs a para obtenção de $ \Delta $	29
Figura 5.1 – Gráficos de absorção de água: (a) Vidro/epóxi, água à T_{amb} , (b) Vidro/epóxi, água a $70\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) Carbono/epóxi, água à T_{amb} , (d) Carbono/epóxi, água a $70\text{ }^{\circ}\text{C}$	33
Figura 5.2 – Teor de vazios dos laminados: (a) vidro/epóxi, (b) carbono/epóxi.	34
Figura 5.3 – Resultados de DSC para: (a) carbono/epóxi, (b) vidro/epóxi.	35
Figura 5.4 - Gráficos P vs δ e GI vs a do carbono/epóxi não-condicionado para: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^{\circ}$, (e)-(f) $\pm 30^{\circ}$, (g)-(h) $\pm 45^{\circ}$	38

Figura 5.5 - Gráficos P vs δ e GI vs a do vidro/epóxi não-condicionado para: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$, (e)-(f) $\pm 30^\circ$, (g)-(h) $\pm 45^\circ$	39
Figura 5.6 - Gráficos P vs δ e GI vs a do carbono/epóxi condicionado em água à temperatura ambiente para: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$, (e)-(f) $\pm 30^\circ$, (g)-(h) $\pm 45^\circ$	41
Figura 5.7 - Gráficos P vs δ e GI vs a do vidro/epóxi condicionado em água à temperatura ambiente para: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$, (e)-(f) $\pm 30^\circ$, (g)-(h) $\pm 45^\circ$	42
Figura 5.8 - Gráficos P vs δ e GI vs a do carbono/epóxi condicionado em água à temperatura de 70°C para: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$, (e)-(f) $\pm 30^\circ$, (g)-(h) $\pm 45^\circ$	43
Figura 5.9 - Gráficos P vs δ e G_I vs a do vidro/epóxi condicionado em água à temperatura de 70°C para: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$, (e)-(f) $\pm 30^\circ$, (g)-(h) $\pm 45^\circ$	44
Figura 5.10 - Taxa de liberação de energia crítica G_{Ic} : (a) Vidro/epóxi, (b) Carbono/epóxi.	46
Figura 5.11 - Características das amostras ensaiadas: (a) circunferencial, (b) helicoidal ($\pm 60^\circ$), (c) falha por flexão, (d) trajetória da trinca.....	48
Figura 5.12 - <i>Fiber bridging</i> nas amostras com enrolamento circunferencial: (a) não-condicionado, (b) condicionado em água à temperatura ambiente, (c) condicionado em água a 70°C	49
Figura 5.13 - Fractografia de corpo-de-prova vidro/epóxi (circunferencial): (a) início da trinca, (b) final da trinca.....	50
Figura 5.14 - Fractografia de início (à esquerda) e de final (à direita) da trinca nos corpos-de-prova vidro/epóxi de ângulo: (a)-(b) $\pm 15^\circ$, (c)-(d) $\pm 30^\circ$, (e)-(f) $\pm 45^\circ$	51
Figura 5.15 - Fractografia de início (à esquerda) e de final (à direita) da trinca nos corpos-de-prova carbono/epóxi de ângulo: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$	52
Figura 5.16 - Fractografia de início (à esquerda) e de final (à direita) da trinca nos corpos-de-prova carbono/epóxi de ângulo: (a)-(b) 30° , (c)-(d) $\pm 45^\circ$	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 – Propriedades dos materiais utilizados.....	19
Tabela 5.1 Resultados taxa de liberação de energia crítica (<i>G_{IC}</i>).....	47

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. Fabricação de compósitos por enrolamento filamentar	5
3.3. Envelhecimento higrotérmico.....	7
3.4. Mecânica da fratura	9
3.4.1. Fratura Linear Elástica	10
3.4.2. Tenacidade à fratura em compósitos poliméricos	15
4. METODOLOGIA	19
4.1. Materiais	19
4.2. Fabricação.....	20
4.3. Condicionamento e análises físicas e mecânicas.....	23
4.3.1. Análise térmica.....	23
4.3.2. Teor de vazios	24
4.3.3. Absorção de água	24
4.3.4. Ensaio de tenacidade à fratura.....	26
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	31
5.1. Absorção de água e teor de vazios.....	31
5.2. Análise térmica	34
5.3. Tenacidade à fratura	36
5.3.1. Amostras não-condicionadas.....	37
5.3.2. Amostras condicionadas.....	40

5.3.3. Taxa de liberação de energia crítica	46
5.4. Análise de falhas e comportamentos	47
5.4.1. Propagação das trincas	47
5.4.2. Fractografia	49
6. CONCLUSÃO	54
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	56
8. REFERÊNCIAS.....	57

1. INTRODUÇÃO

A popularização e utilização de compósitos poliméricos em diferentes áreas da engenharia se devem não apenas por suas elevadas propriedades mecânicas específicas e excelente resistência à degradação, mas também pelo melhor entendimento de seu comportamento mecânico e térmico e aprimoramento de processos de fabricação com esse material. Sua utilização e desenvolvimento se iniciaram nas engenharias militar e aeronáutica, passando então a ser utilizado em peças e equipamentos de diversos setores da indústria, com destaque para os meios de transporte naval, geradores de energia eólica, óleo e gás, e esporte de alto desempenho (Rafiee, 2016).

Os compósitos poliméricos reforçados com fibras (PRFs) podem ser encontrados utilizando fibras curtas, com custo menor e geralmente em um arranjo aleatório ou com pouca ordenação direcional, os com fibras longas apresentam melhores respostas aos esforços mecânicos e rigidez. Já os compósitos com fibras contínuas, apresentam as melhores propriedades mecânicas, podendo apresentar as fibras dispostas em apenas uma direção, ou tecidos bidirecionais entre outras formas e arranjos, dependendo do método de fabricação e exigências de projeto. A orientação preferencial dos PRFs de fibras contínuas faz com que o material tenha maior resistência naquelas direções, tornando assim o projeto e construção de peças uma tarefa complexa comparado a materiais quase isotrópicos, que têm a mesma resistência e rigidez em todas as direções como metais e polímeros não-reforçados ou reforçados com fibras curtas aleatórias (Moura, 2010).

Na fabricação de compósitos poliméricos, há um grande número de variáveis a serem consideradas, como o reforço a ser utilizado, comprimento das fibras, matriz polimérica, formato e número de componentes a serem fabricadas, ditando o custo e também o método de fabricação. Dentre os vários métodos, o desenvolvimento tecnológico da computação, robôs e softwares incentivaram a automatização na fabricação de componentes reforçados por fibras, melhorando a tanto a precisão dimensional, quanto o controle da direção das fibras e replicabilidade de componentes. Alguns métodos automatizados conhecidos são o *automated fiber placement*, *tailored fiber placement*, *continuous tow shearing*, impressão 3D (Lozano *et al.*, 2016) e também o enrolamento filamentar (EF), capaz de produzir laminados quasi-isotrópicos, em geral curvos, obtendo componentes com alta fração de fibra e precisão angular.

O enrolamento filamentar surgiu de maneira tradicional nos anos 50, constando apenas do enrolamento helicoidal de fibras secas impregnadas com resina no momento de fabricação (*wet winding*) e seu funcionamento possuindo apenas dois graus de liberdade, o de rotação do mandril e de avanço longitudinal das fibras. Com a intenção de fabricar componentes com formatos mais complexos, ainda nos anos 90, foram utilizados robôs, permitindo mais de dois graus de liberdade ao modelo e tornando possível a fabricação de formas mais complexas, como *risers* de perfuração, eixos de transmissão, vasos de pressão e tubulações na indústria de óleo e gás, incluindo curvas e junções (Sorrentino *et al.*, 2019).

Apesar de PRFs exibirem propriedades de engenharia muito interessantes como alta resistência e baixo peso específico, e, também, sendo fortemente usados na indústria, seus modos de falha são complexos e ainda pouco entendidos. Dentre esses modos de falha, a delaminação exige grande foco de pesquisa e entendimento em razão da dificuldade de prever esse comportamento na etapa de projeto. O fenômeno de descolamento das camadas ocorre por diversos motivos, mas principalmente devido à ausência de fibra entre as lâminas, cabendo quase que apenas à matriz polimérica a tarefa de suportar os esforços através da espessura que podem levar o componente à falha (Yildiz *et al.*, 2020).

Durante sua vida útil, os componentes fabricados com polímeros reforçados por fibras são submetidos a cargas variadas e muitas vezes à ambientes com temperaturas elevadas, contendo umidade e outras substâncias que podem interferir nas propriedades mecânicas ou durabilidade do material (de Souza *et al.*, 2017). Dentre os diversos fatores que podem influenciar no tempo de vida desses componentes, água e temperaturas elevadas são conhecidos por deteriorar a matriz polimérica e por contribuírem na redução do tempo de uso até a falha do material.

A tenacidade à fratura pode apresentar variações significativas de comportamento e de resultado provindos de fatores como processamento do material ou exposição em ambientes nocivos. Considerando a relevância dessa propriedade nos compósitos poliméricos, percebe-se poucos trabalhos abordando a tenacidade à fratura em geometrias curvas fabricadas por enrolamento filamentar, avaliando diferentes materiais, variações de ângulo de enrolamento e a exposição a ambientes higrotérmicos, sendo esse o foco do presente trabalho.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo geral

O objetivo desse trabalho é avaliar experimentalmente e comparar a tenacidade à fratura de laminados curvos fabricados por enrolamento filamentar para diferentes fibras, ângulos de enrolamento e estudar o efeito de fatores de envelhecimento.

2.2. Objetivos específicos

- Avaliar tenacidade à fratura interlaminar em compósitos curvos carbono/epóxi e vidro/epóxi fabricados pelo método de enrolamento filamentar, comparando os materiais, ângulos de enrolamento e condicionamentos.
- Avaliar os modos de falha de tenacidade à fratura ao longo do crescimento de trinca.
- Determinar a absorção de água em temperatura ambiente (23 °C) e 70 °C das amostras de forma experimental e por modelo analítico de Fick.
- Avaliar o efeito do envelhecimento higrotérmico na matriz epóxi através da temperatura vítrea por meio de DSC.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1. Materiais compósitos

Os materiais compósitos são formados por dois ou mais materiais de fase sólida e insolúveis um no outro, sendo compostos pela fase contínua, a matriz, e pela fase dispersa, as fibras, desempenhando funções diferentes no material e resultando em propriedades mecânicas específicas superiores às encontradas nos materiais constituintes isolados (Barbero, 2017).

O reforço utilizando fibras se deve ao baixo peso, alta dureza e resistência além de o formato delgado propiciar o menor índice de defeitos se comparado ao mesmo material em outros formatos. Os reforços fibrosos podem ser aplicados em diversos comprimentos e ordenação, tendo como o arranjo de fibras curtas e aleatórias o de menores propriedades mecânicas e os compósitos com fibras contínuas e ordenadas os de melhor desempenho. Para as fibras contínuas, são encontrados arranjos com lâminas com alinhamentos unidirecionais, em tecidos com fibras em 90°, entre outros, resultando um material ortotrópico, onde as propriedades variam de acordo com a orientação das fibras (Bunsell *et al.*, 2021).

A fase contínua e em geral menos resistente do compósito, a matriz, pode ser constituída de diversos tipos de materiais, cerâmicos, metálicos ou poliméricos, tendo como função principal unir e transferir as forças e tensões às fibras. Devido aos arranjos laminares comumente utilizados, cabe à matriz prover a resistência e rigidez onde há ausência de fibras, como no sentido transversal e também entre as lâminas de reforço (de Moura, 2010).

Os reforços utilizados nos compósitos poliméricos podem ser naturais, geralmente derivados de plantas como juta, linho, sisal, coco entre diversas outras porém, para compósitos com maior performance mecânica e qualidade, são utilizadas fibras sintéticas como vidro, carbono ou aramida, dispostas muitas vezes em lâminas de fibras contínuas e orientadas. (Sathishkumar *et al.*, 2014)

Para os componentes de qualidade e eficiência mecânica ainda maiores, são comumente utilizados materiais pré-impregnados, usualmente conhecidos como *prepregs*. Nesse material, são utilizadas fibras unidirecionais ou em forma de tecido impregnados com uma matriz epóxi em estágio de cura parcial (fase β), sendo a cura completa apenas após a fabricação. As fibras mais comumente utilizadas nos *prepregs* são carbono, devido suas excelentes propriedades mecânicas ou ainda vidro de alta resistência (Campbell, 2010).

Diversas metodologias podem ser utilizadas na fabricação de componentes utilizando os compósitos poliméricos, sendo complexa a escolha do método mais adequado e vinculada a diversos fatores. Métodos manuais são conhecidos pelo baixo investimento inicial, porém pouco eficientes para a produção em grande escala e também mais suscetíveis a erros de fabricação, injeção em moldes são eficientes para grandes quantidades porém, o alto custo dos moldes torna a modificação dos componentes fabricados uma tarefa complexa e com custo elevado. Métodos automatizados de fabricação de compósitos têm participação crescente entre os métodos disponíveis, tendo como destaque *Automated tape placement* (ATP) e *filament winding* (FW) (Frketic *et al.*, 2017).

3.2.Fabricação de compósitos por enrolamento filamental

Entre os diversos métodos automatizados disponíveis, o enrolamento filamental (*filament winding*) se destaca pela boa qualidade nos compósitos, alta precisão no posicionamento de fibras, baixo teor de vazios e alto teor de fibras, sendo o processo mais utilizado para fabricação de componentes de formato de revolução, incluindo vasos de pressão e tubos (Almeida *et al.*, 2017).

Este processo consiste no enrolamento de fibras impregnadas com resina em torno de um mandril rotativo, podendo ser impregnadas durante o enrolamento (*wet winding*), onde fibras contínuas passam por um banho de resina conforme esquematizado na Figura 3.1 ou com a utilização de fibras pré-impregnadas (*dry winding*). O processo pode fazer uso de um ou mais feixes de fibras, que são desenrolados do *roving* e seguem por uma série de roldanas e esticadores no percurso até o enrolamento no mandril. Ambos os métodos possibilitam a variação e controle de fatores determinantes do enrolamento como o tipo de enrolamento, ângulo, padrão de enrolamento (*pattern*), tipo de trajetória, número de camadas, além do material utilizado (Peters, 2011).

Há três métodos para enrolar os feixes de fibras no mandril, como apresentado na Figura 3.2. O primeiro método é o enrolamento helicoidal, no qual as fibras são enroladas no mandril de maneira alternada seguindo o ângulo de enrolamento desejado. Nesse método, o feixe de fibras percorre o caminho na orientação $+\theta$ de uma extremidade à outra do mandril, retornando no mesmo ângulo, porém, com direção contrária ($-\theta$), recobrindo desta forma a superfície do mandril e gerando uma camada $\pm\theta$.

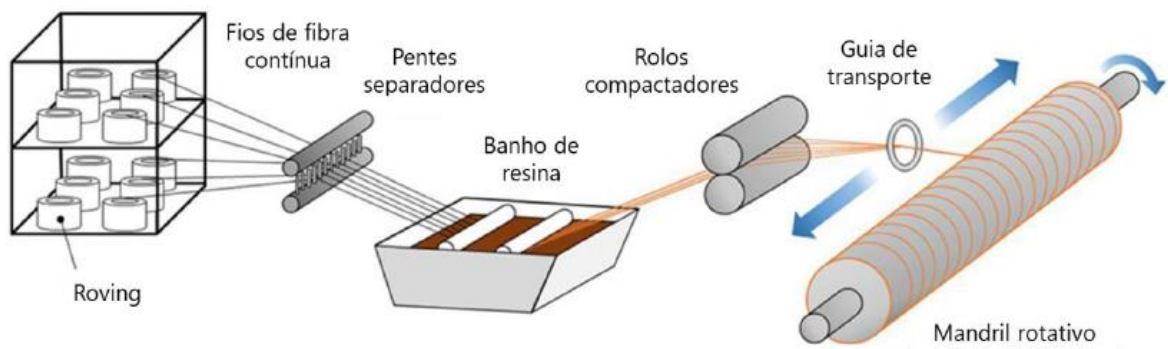


Figura 3.1 - Esquema demonstrativo de enrolamento filamental do tipo molhado.

Fonte: Eggers, 2019.

O segundo método apresentado é o enrolamento circunferencial (*hoop*), sendo similar ao helicoidal, com as fibras sendo enroladas na direção circunferencial do mandril, porém muito próximo de 90° ($\approx 89,6^\circ$) em relação ao eixo de rotação, formando uma casca na qual as fibras são dispostas quase que paralelas. O terceiro método apresentado é o de enrolamento polar. Nesse método, o mandril gira em rotação relativamente baixa enquanto o feixe percorre grandes distâncias na direção longitudinal, resultando dessa forma no ângulo desejado para este tipo de enrolamento. Este é o método comumente utilizado em vasos de pressão, como reforço longitudinal (de Azevedo, 2019).

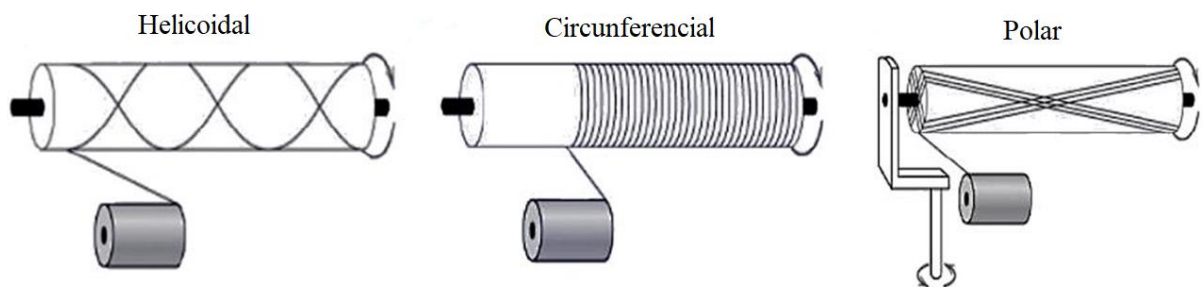


Figura 3.2 - Tipos de trajetórias no processo de enrolamento filamental.

Fonte: adaptado de (Quanjin et al., 2018).

As fibras podem percorrer dois tipos de trajetórias na superfície do mandril, sendo essas a trajetória geodésica e não-geodésica. A primeira é definida como a menor distância entre dois pontos sobre uma superfície, que pode ser explicada pela hipótese de que, se esticar uma fita sem atrito e totalmente flexível entre dois pontos sobre uma curva, esta irá se acomodar

sobre a trajetória geodésica para essa curva. Já a trajetória não-geodésica, é determinada ao curvar o filamento sobre a superfície. Esse tipo de trajetória é essencial para a fabricação de geometrias mais complexas, possibilitando a geração de componentes com diversos ângulos de enrolamento na mesma superfície ou ainda a deposição de fibras em vasos de pressão já existentes (Dalibor *et al.*, 2020; Wang *et al.*, 2011).

Os mandris de enrolamento são divididos em três zonas, duas zonas de retorno em suas extremidades e a zona de enrolamento central. Comumente é empregado um padrão geodésico na zona central de ângulo $+\theta$, e, na zona de retorno, o padrão não-geodésico é adotado, torcendo a fibra até atingir o ângulo $-\theta$, novamente na zona de enrolamento central e adotando o padrão geodésico novamente, conforme demonstrado na Figura 3.3 (Früh *et al.*, 2021), (Peters, 2011).

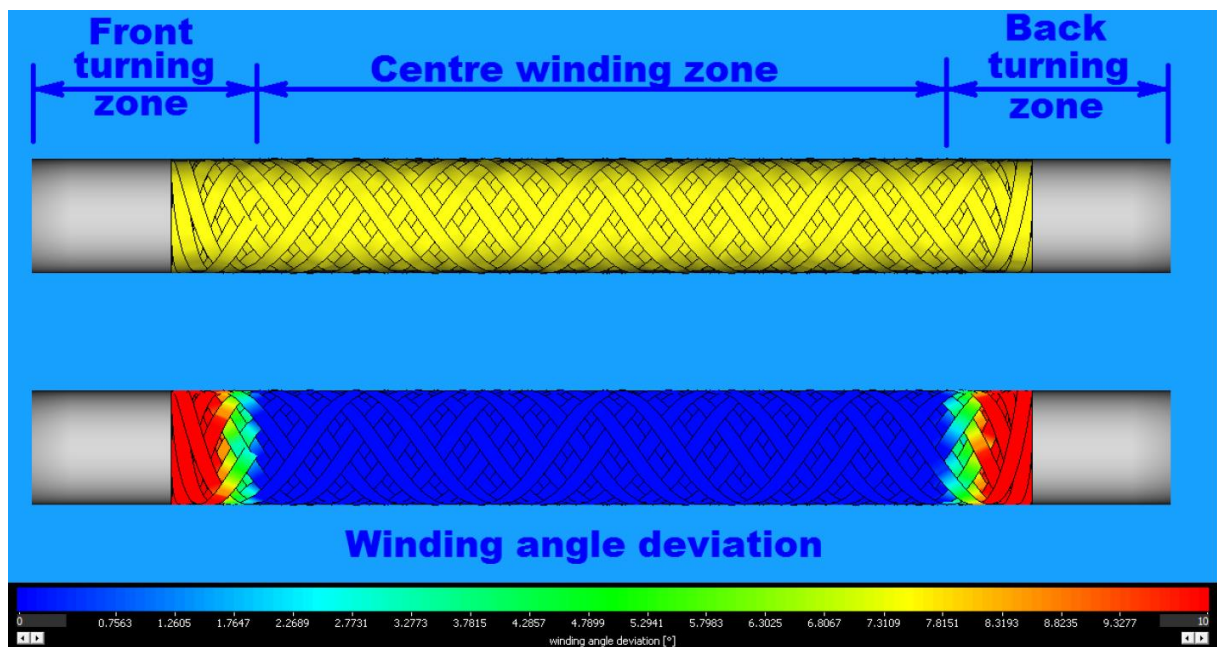


Figura 3.3 – Zonas encontradas no enrolamento filamental.

Fonte: adaptado de (CADWIND V10 User Manual, 2019)

3.3. Envelhecimento higrotérmico

As estruturas poliméricas reforçadas por fibras são comumente utilizadas em ambientes agressivos. O seu uso tem se intensificado no setor marítimo, principalmente na indústria de óleo & gás, devido à excelente resistência mecânica, baixo peso específico e resistência à degradação. Contudo, os ambientes diversos de exposição podem levar à falha prematura do material (Almeida *et al.*, 2016).

Devido à grande aplicabilidade de componentes fabricados por compósitos poliméricos em ambientes que propiciam a degradação do material, diversos autores estudam diferentes modelos de envelhecimento acelerado no material e seus efeitos, (i.e. Azevedo *et al.*, 2020, Fitriah *et al.*, 2017, Oliveira e Creus, 2004). Em suma, quando utilizadas as fibras sintéticas como vidro ou carbono como reforço, a matriz polimérica é a parte mais afetada pelo envelhecimento, absorvendo quase que exclusivamente a umidade e sofrendo de maneira mais severa quanto à exposição em elevada temperatura, podendo a falha prematura do componente iniciar por falha na matriz.

O envelhecimento nos polímeros pode ser classificado de duas formas. O envelhecimento físico, no qual acontece uma conformação nas moléculas do material, sem que haja mudanças no arranjo, sendo esse um processo reversível e geralmente causado por longas exposições a temperaturas elevadas abaixo da temperatura de transição vítrea do material (T_g). Ou pelo envelhecimento químico, onde o processo se torna irreversível devido a quebras na cadeia polimérica, e perda de ligações cruzadas (Barbosa *et al.*, 2017).

A exposição dos materiais compósitos a ambientes com alto teor de umidade provoca, especialmente na matriz polimérica, a degradação de maneira proporcional à quantidade absorvida resultando, geralmente, em modificações químicas irreversíveis. Dentre as diversas consequências referentes à absorção de umidade, pode-se citar redução na temperatura vítrea, inchaço, redução no módulo de elasticidade, plastificação do polímero, aumento de fluência e relaxação de tensão. A umidade pode também provocar reações hidrolíticas na interface fibra/matriz, diminuindo a eficiência de transferência de cargas e tensões para as fibras (Fulco, 2017).

Os compósitos contam com diversos mecanismos de absorção de água, podendo esses serem dependentes puramente da matriz como a difusão de transporte de moléculas e a absorção por falhas e micro-trincas do polímero ou também podem ser dependentes do compósito em si, como a absorção através da interface fibra/matriz e pela capilaridade das fibras. A absorção de água por esses mecanismos apresenta relação direta com a temperatura de exposição do material, podendo a temperatura acelerar e/ou acentuar a absorção de água no material (Maxwell *et al.*, 2005).

Temperaturas elevadas por curtos períodos podem causar degradação física nos compósitos, enquanto a exposição prolongada pode resultar em alterações químicas irreversíveis, sendo a parte polimérica usualmente mais suscetível a esses fenômenos. Além de contribuir com a oxidação da matriz e acentuar a absorção de umidade, a temperatura favorece

a redução da resistência química do material, aumento da fluência mecânica, despolimerização da resina e degradação da interface fibra matriz. A diferença de expansão entre a matriz e o reforço também pode ocasionar a degradação termo-mecânica quando há variações cíclicas de temperatura (Zheng *et al.*, 1993).

As diversas modificações nos materiais compósitos referentes à exposição a umidade e temperatura têm influência direta na tenacidade à fratura. O crescimento de trinca geralmente frágil dos polímeros termorrígidos é modificado com os condicionamentos higrotérmicos, resultando em uma fratura mais dúctil, apresentando também, maior índice de *fiber bridging*, fenômeno em que algumas fibras fazem a ligação de ambas as faces da trinca, influenciando no comportamento de tenacidade à fratura do material. A matriz é geralmente plastificada devido à temperatura, sendo esse fenômeno agravado pela exposição do material a elevados índices de umidade. A degradação moderada da matriz e da interface fibra/matriz comumente resulta em valores mais elevados de tenacidade a fratura de Modo I (Katafiasz *et al.*, 2021), propriedade mecânica de grande interesse em compósitos e que está detalhada a seguir.

3.4.Mecânica da fratura

A análise mecânica tradicional dos sólidos avalia a distribuição de tensões nos materiais, considerando que a falha dos componentes ocorre no instante em que as tensões aplicadas por forças externas superam a resistência do material, sendo esse homogêneo e contínuo. Contudo, por mais criterioso que seja o método de fabricação dos componentes, defeitos e falhas são encontrados de formas variadas, podendo dar início a uma ruptura e possibilitando uma falha catastrófica do componente. A análise de danos e seu comportamento são realizadas pelo estudo da mecânica da fratura, determinando a resistência do componente através do número, tamanho, crescimento e estabilidade das falhas e trincas encontradas no material (Gdoutos, 2019).

Existem diversos comportamentos de fratura, de acordo com as propriedades do material. As primeiras análises de fratura foram realizadas utilizando a mecânica da fratura linear elástica, e sua aplicação se apresentou eficiente para materiais frágeis e com baixa tenacidade. Posteriormente, foi incorporada a mecânica da fratura elasto-plástica, sendo mais aplicada a materiais com tenacidades mais elevadas e também, para as fraturas dependentes do tempo como a mecânica da fratura dinâmica, viscoelástica e viscoplástica, como está esquematizado na Figura 3.4.

Dentre os diferentes tipos de crescimento de trinca, há uma indicação para cada tipo de material, para polímeros abaixo da temperatura de transição vítrea (T_g), pode ser indicado o uso da fratura linear elástica ou ainda da fratura viscoplástica para temperaturas relativamente elevadas. No presente estudo, tem-se como mais indicado, o uso da fratura linear elástica devido ao comportamento frágil da matriz epóxi à temperatura ambiente.

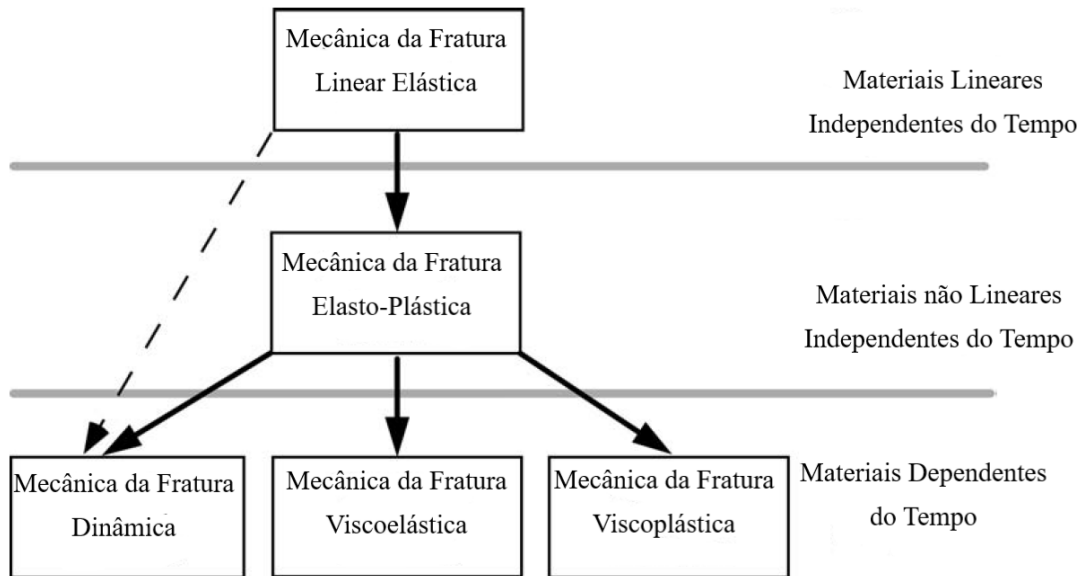


Figura 3.4 - Esquema simplificado da mecânica da fratura.

Fonte: adaptado de (Anderson, 2005).

3.4.1. Fratura Linear Elástica

O método mais simples de estudo da fratura é a separação dos planos atômicos, que ocorre quando as tensões atuantes nos átomos são superiores à sua resistência coesiva (σ^*), que varia de acordo com a distância perpendicular ao plano de fratura (x), alcançando a resistência máxima em $\lambda/2$, conforme a Figura 3.5, e ocorrendo a separação dos átomos quando $x = \lambda$. Portanto, no intervalo de ($a_0 < x < \lambda/2$), tem-se que:

$$\sigma = \sigma^* \text{sen} \left(\frac{2\pi x}{a_0} \right) \quad (3.1)$$

Se x é muito pequeno, $\text{sen}(\theta) \approx (\theta)$, portanto:

$$\sigma = \sigma^* \left(\frac{2\pi x}{a_0} \right) \quad (3.2)$$

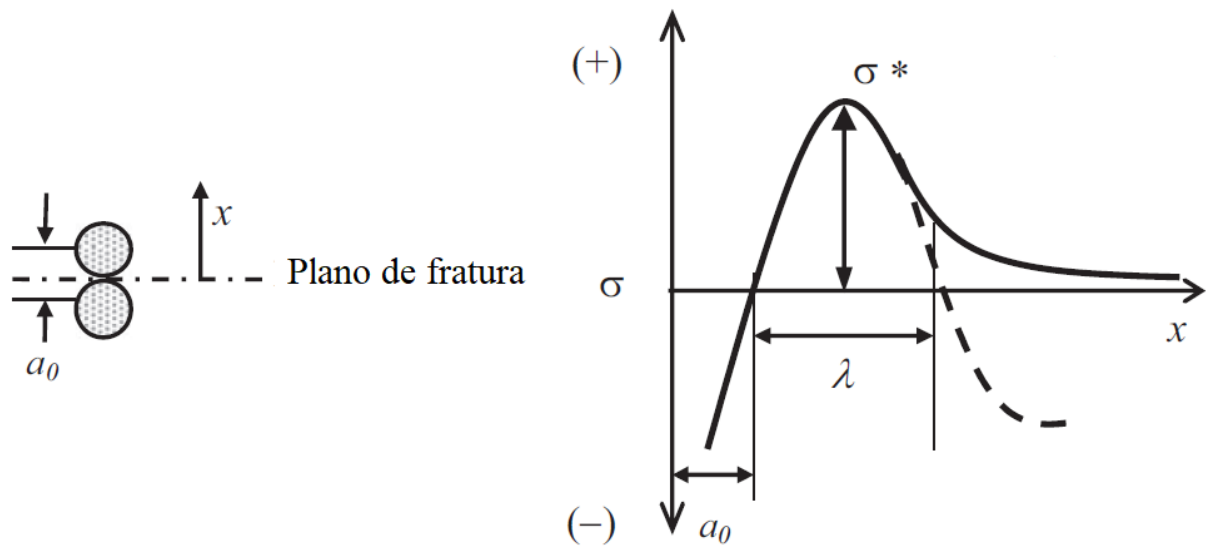


Figura 3.5 - Modelo de força coesiva.

Fonte: adaptado de (Velazquez, 2021).

Assumindo que a separação produz uma deformação elástica ε , pela lei de Hooke, $\sigma = \varepsilon E$ e $\varepsilon = x/a_0$, $\sigma = (x/a_0)E$. Assim,

$$\sigma^* \left(\frac{2\pi x}{a_0} \right) = E \frac{x}{a_0} \quad (3.3)$$

Resolvendo a equação anterior:

$$\sigma^* = \frac{E}{2\pi} \quad (3.4)$$

Portando, a força coesiva dos materiais é aproximadamente $E/2\pi$. Porém, ensaios experimentais em materiais frágeis mostram que a resistência dos materiais é notavelmente menor que a resistência teórica, atribuindo esse comportamento de falha prematura do material às falhas já existentes (Velazquez, 2021).

A primeira solução quantitativa sobre concentração de tensões foi publicada por Inglis, em 1913. Em seu trabalho, realizou a análise de furos elípticos em placas planas e aplicou uma tensão perpendicular a $2a$, medida nas coordenadas do eixo de maior dimensão da elipse, sendo $2b$ a medida do eixo menor. A Figura 3.6 representa os furos elípticos e as placas que levaram Inglis à equação de concentração de tensão:

$$k_t = \frac{\sigma_a}{\sigma} = \left(1 + \frac{2a}{b} \right) \quad (3.5)$$

onde: k_t é o fator de concentração de tensão, σ_a a tensão na extremidade maior da elipse, a , e σ a tensão aplicada na placa. Esta equação também pode ser usada em função do raio de curvatura, ρ :

$$k_t = \frac{\sigma_a}{\sigma} = \left(1 + \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (3.6)$$

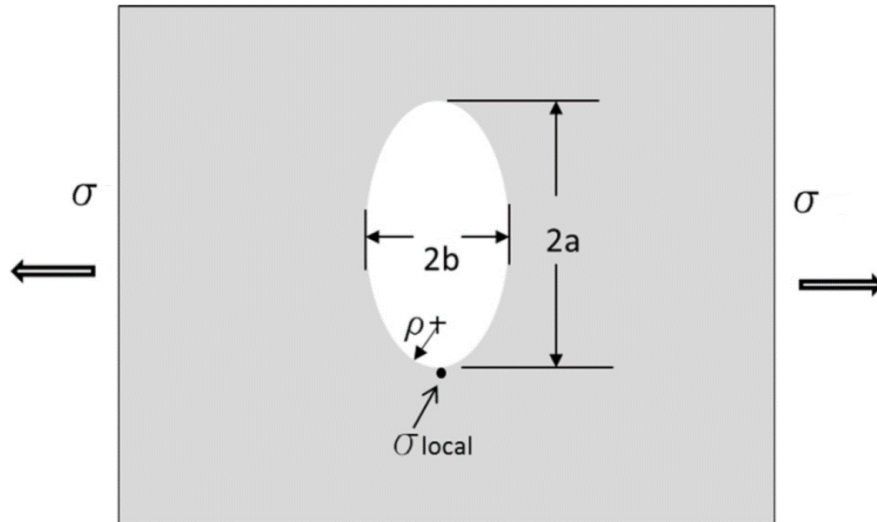


Figura 3.6 - Modelo de Inglis.

Fonte: adaptado de (Medina et al., 2015).

Em 1920, Griffith realizou uma abordagem utilizando os princípios da primeira lei da termodinâmica, onde uma trinca pode se formar ou crescer somente se o processo resultar na diminuição da energia total ou se essa permanecer constante. Em seu estudo, foi considerado uma placa similar a da Figura 3.6 porém, com um furo elíptico onde a dimensão a é muito maior que a dimensão b , na qual foi aplicada uma tensão constante σ . Portanto, para que haja o crescimento da trinca, a energia potencial deve superar a energia de superfície do material, conforme descrito no balanço de energia de Griffith:

$$\frac{dE}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0 \quad (3.7)$$

onde: E é a energia total, Π é a energia potencial gerada por forças internas ou externas e W_s é o trabalho necessário para criar novas superfícies.

Utilizando a análise de tensões de Inglis:

$$\Pi = \Pi_0 - \frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E} \quad (3.8)$$

onde: Π_0 é a energia potencial de uma placa sem trincas e B a espessura da placa, e derivando-se a equação chega-se a:

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (3.9)$$

Posteriormente, Irwin propôs uma solução similar à de Griffith, definindo a *taxa de liberação de energia* (G), sendo essa a medida da energia utilizada para o crescimento da trinca.

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad (3.10)$$

Quando G atinge seu valor crítico (G_c), as falhas e trincas começam a se formar ou, as trincas existentes passam a aumentar seu tamanho. A energia potencial de um corpo elástico passa a ser definida por:

$$\Pi = U - F \quad (3.11)$$

onde: U é a energia de deformação armazenada no material e F o trabalho realizado por forças externas.

Para uma placa com uma trinca e com um carregamento fixo P , como apresentado na Figura 3.7(a), tem-se:

$$F = P\Delta \text{ e } U = \int_0^\Delta P d\Delta = \frac{P\Delta}{2}$$

Portanto:

$$\Pi = -U \quad (3.12)$$

$$G = -\frac{1}{B} \left(\frac{dU}{da} \right)_p = \frac{P}{2B} \left(\frac{d\Delta}{da} \right)_p \quad (3.13)$$

Para o deslocamento controlado, como apresentado na Figura 3.7(b):

$$G = -\frac{1}{B} \left(\frac{dU}{da} \right)_\Delta = -\frac{\Delta}{2B} \left(\frac{dP}{da} \right)_\Delta \quad (3.14)$$

A flexibilidade (*compliance*) é o inverso da rigidez, sendo determinado por:

$$C = \frac{\Delta}{P} \quad (3.15)$$

Substituindo as equações, tem-se a equação para a taxa de liberação de energia (G) tanto para carga controlada quanto para deslocamento controlado:

$$G = \frac{P^2}{2B} \frac{dC}{da} \quad (3.16)$$

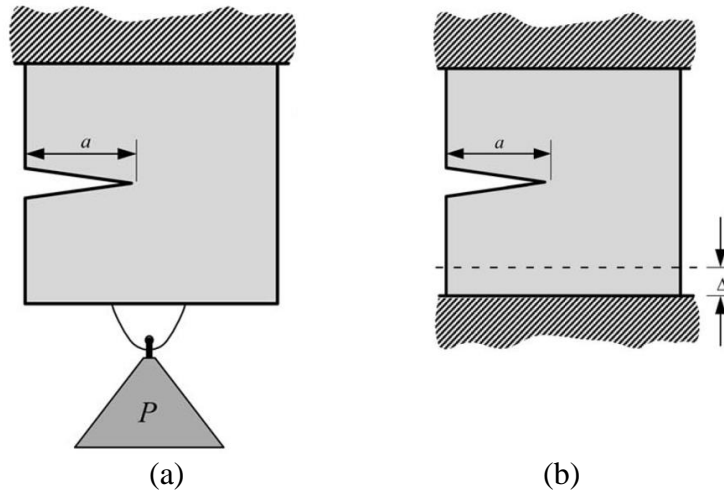


Figura 3.7 - (a) Modelo de carregamento controlado, (b) Modelo de deslocamento controlado.

Fonte: adaptado de (Anderson, 2005).

Os carregamentos e as tensões em uma trinca podem ser simplificados em três modos, conforme mostrado na Figura 3.8, sendo o Modo I o predominante na maioria dos casos (Janssen et. al., 2003).

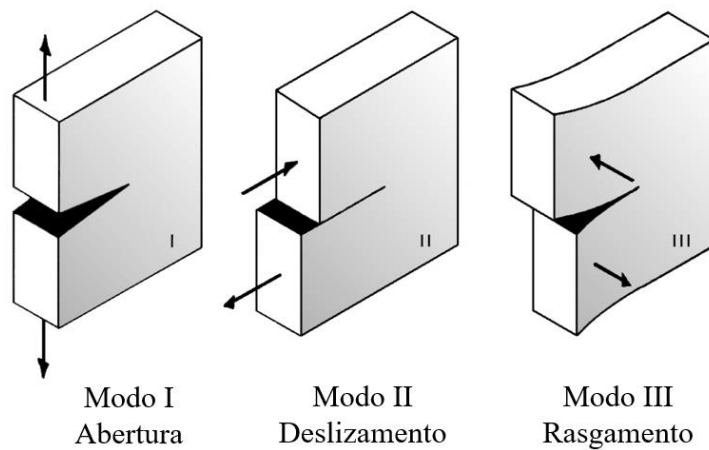


Figura 3.8 - Modelos de carregamento.

Fonte: adaptado de (Janssen et. al., 2003).

Portanto, para determinar a taxa de liberação de energia G para o ensaio de *double cantilever beam* (DCB), esquematizado na Figura 3.9, com base na teoria de vigas:

$$C = \frac{\Delta}{2} = \frac{Pa^3}{3EI} \quad (3.17)$$

Substituindo na equação da taxa de liberação de energia G .

$$G = \frac{P^2 a^2}{BEI} \quad (3.18)$$

onde:

$$EI = \frac{2P_I a^3}{3\Delta_I} \quad (3.19)$$

Portanto,

$$G_I = \frac{3\Delta_I P}{2Ba} \quad (3.20)$$

A taxa de liberação de energia pode ser representada através de um gráfico, denominado como *R-curve*, ou curva-R, onde os valores de G , no eixo horizontal, interceptam os valores do comprimento de trinca a , no eixo vertical (Gdoutos, 2019).

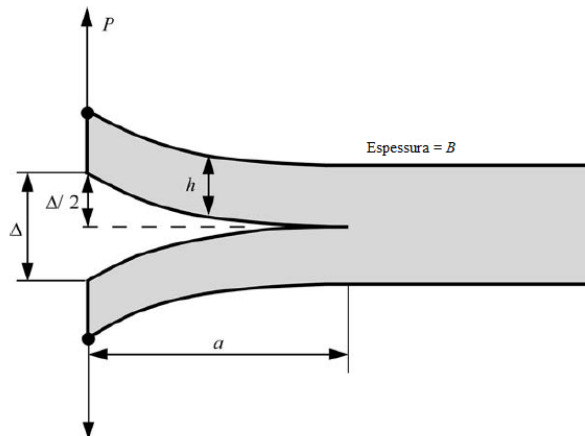


Figura 3.9 – Representação do ensaio de *double cantilever beam* (DCB).

Fonte: adaptado de (Anderson, 2005).

3.4.2. Tenacidade à fratura em compósitos poliméricos

A tenacidade à fratura em compósitos é usualmente expressa pela taxa de liberação de energia, G , e pode ser analisada em diferentes modos de carregamento, dos quais, são

disponibilizadas normas de renomadas organizações (ASTM, ESIS, JIS) para os métodos de carregamento de Modo I, Modo II e Modo Misto (I e II), mostrado na Figura 3.10.

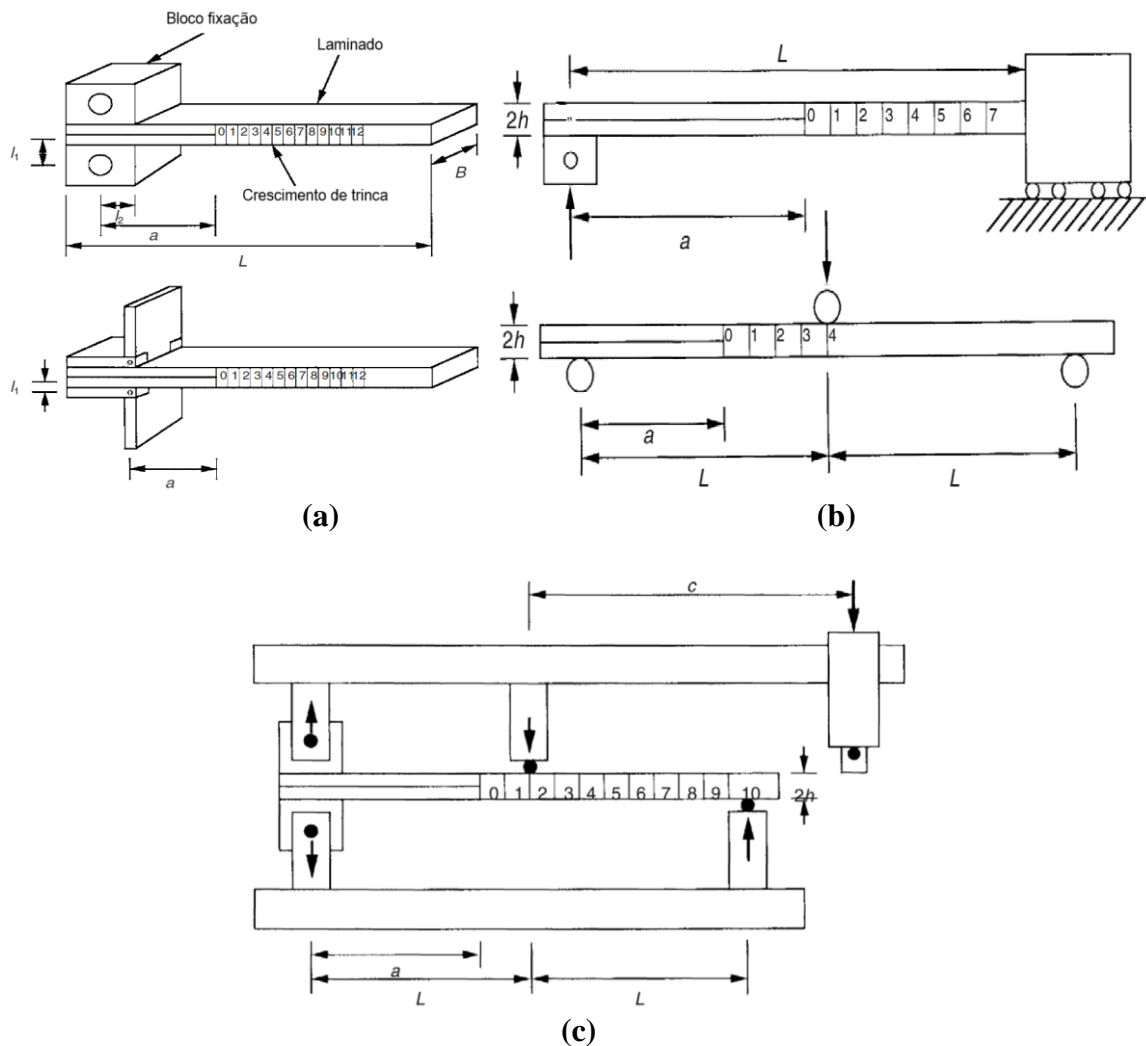


Figura 3.10 - Ensaios de tenacidade à fratura: (a) Modo I, (b) Modo II, (c) Misto (I e II).

Fonte: adaptado de (Robinson et al., 2000).

As normas e ensaios de tenacidade à fratura em compósitos são limitados a corpos-de-prova planos, com fibras unidirecionais e alinhadas ao crescimento de trinca, porém, são encontrados na literatura publicações com variações dos ensaios normatizados. Para tenacidade à fratura do Modo I, podem ser vistos ensaios com corpos-de-prova curvos, fibras em diferentes ângulos ou ainda diferentes materiais.

Guedes *et al.*, 2008, realizou um trabalho experimental e numérico de tenacidade à fratura em corpos-de-prova curvos, retirados de tubulações fabricadas com fibra de vidro e resina poliéster, fabricados pelo método de *centrifugal casting*. No estudo experimental e

analítico, foram utilizados ensaios de tenacidade à fratura Modo I e os cálculos de G_I foram realizados utilizando a teoria de vigas curvas de Timoshenko e a teoria clássica de tenacidade à fratura. Ambas as teorias foram validadas pelo modelo numérico *Virtual Crack Closure Technique*, verificando que os efeitos da curvatura das vigas utilizadas no estudo podem ser negligenciados, visto que ambos os métodos analíticos mostraram resultados muito similares para G_I ao longo da *R-curve*, tendo o método de Timoshenko gerado menores variações.

Guedes e Sá, 2010 obtiveram corpos prova curvos de poliéster/epóxi, retirados de tubulações fabricadas por *centrifugal casting* e avaliaram as taxas de liberação de energia G_I em função do crescimento de trinca. Foram utilizadas amostras não-envelhecidas, amostras envelhecidas em água à temperatura ambiente e em água a 50 °C. A absorção de água foi estabilizada em aproximadamente 3000 h para ambas as temperaturas, sendo o acréscimo de massa de aproximadamente 1,1% na água à temperatura ambiente e 1,7% a 50 °C. As amostras de ambos os condicionamentos seguiram o modelo de Fick para absorção de água, e para os valores de tenacidade à fratura, foi obtida uma redução pequena nos valores de G_I para as amostras condicionadas, em torno de 5% a 10% para ambas as temperaturas.

Ghadirdokht e Heidari-Rarani, 2019 investigaram de maneira numérica e experimental os efeitos da curvatura das amostras nos ensaios de tenacidade a fratura de Modo I. A análise experimental foi conduzida através de ensaios em corpos-de-prova constituídos por 14 camadas de tecido vidro-E, unidirecional, em matriz epóxi, e manufaturados pelo método de *hand lay-up*. Foram fabricados cilindros de raios 127,5 mm, 190 mm e 227,5 e seus resultados comparados aos de um corpo-de-prova plano. As metodologias analíticas empregadas foram a viga curva de Timoshenko e a teoria clássica de vigas de Euler-Bernoulli, e obteve-se uma diferença máxima de 4% nos resultados de ambas as teorias. Em combinação à análise numérica, foi provado que ambas as teorias poderiam ser aplicadas para vigas curvas, desde que o raio de curvatura seja relativamente grande em relação à espessura.

Blondeau *et al.*, 2019 analisou a influência da direção das fibras na interface da fratura de maneira experimental e numérica, foram utilizados corpos-de-prova fabricados manualmente, com fibras pré-impregnadas unidirecionais de carbono/epóxi. As fibras foram orientadas de maneira assimétrica, e as fibras foram orientadas em 0°//0°, +30°//−30°, +45°//−45° e +60°//−60°, sendo os planos em que foi introduzido o inserto de início de trinca indicado por “//”. As curvas-*R* resultantes dos ensaios de tenacidade à fratura mostraram um crescimento de trinca estável para os corpos-de-prova com interface alinhadas a 0°. Por outro lado, os corpos-de-prova de interfaces assimétricas apresentaram resultados muito similares em

valores e comportamento, apresentando um crescimento estável no platô inicial, seguido de fases sequenciais de instabilidade. Esse comportamento se deu por falhas completas do tipo *fiber bridging*, presentes de forma mais acentuada nas amostras de interface assimétrica.

Johar *et al.*, 2019 avaliou os efeitos da absorção de água na tenacidade à fratura em corpos-de-prova planos e unidirecionais de carbono/epóxi. O estudo foi conduzido experimentalmente, com ensaios avaliando a propriedade no material não-exposto à umidade, e comparando com corpos-de-prova submersos em água destilada por um, três e nove meses. A absorção de água seguiu o modelo de Fick para absorção de umidade nas amostras submetidas ao condicionamento nos períodos de um e três meses, absorvendo 2,2% e 3,8% de massa, respectivamente. Para os corpos-de-prova submersos pelo período de nove meses, o modelo não foi conferido, resultando na absorção total de massa de umidade de 5,3%. Quanto à tenacidade à fratura, foi observado um acréscimo de aproximadamente 60% nos valores de G_I devido à plastificação da matriz e também ao aumento do fenômeno *fiber bridging*. As análises de micrografia apresentaram porosidade significativa na matriz que foi atacada pela umidade, juntamente com descolamento interfacial fibra/matriz, que contribuiu para o aumento de *fiber bridging* e também ao aumento de fibras fraturadas.

4. METODOLOGIA

4.1. Materiais

O estudo experimental de tenacidade à fratura foi realizado com a utilização de corpos de prova fabricados pelo feixe de fibras contínuas de carbono (Toray, T700SC-12K-50C) e de vidro (Toray 158B-AB-450), em forma de *towpregs*, pré-impregnadas pela resina epóxi UF3369-100, da empresa TCR Composites. As propriedades nominais fornecidas pelo fabricante são apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Propriedades dos materiais utilizados.

<i>Fibra de carbono</i>	<i>Valor</i>	<i>Unidade</i>
Resistência à tração longitudinal ($\sigma_{1,f}$)	4900	MPa
Módulo de elasticidade longitudinal ($E_{1,f}$)	230	GPa
Deformação máxima longitudinal (ε_1)	2,1	%
Densidade	1,8	g/cm ³
TEX	1200	filamentos
<i>Fibra de vidro</i>	<i>Valor</i>	<i>Unidade</i>
Resistência à tração longitudinal ($\sigma_{1,f}$)	2410	MPa
Módulo de elasticidade longitudinal ($E_{1,f}$)	69,8	GPa
Deformação máxima longitudinal (ε_1)	-	%
Densidade	-	g/cm ³
TEX	1100	filamentos
<i>Epóxi</i>	<i>Valor</i>	<i>Unidade</i>
Resistência à tração longitudinal (σ_m)	92,4	MPa
Módulo de elasticidade longitudinal (E_m)	3,1	Gpa
Deformação na ruptura (ε_m)	3,6	%
Densidade	1,18	g/cm ³
Transição vítrea (T_g) – por DMA	117	°C

Fontes: (“TCRTM Composites UF3369 Resin”; “Toray Composite Materials America, Inc.”)

Como modelo de enrolamento, foram utilizados mandris cilíndricos em aço inoxidável de diâmetro de 136 mm e 300 mm de comprimento, juntamente com o agente desmoldante Loctite® Frekote 770-NC, para auxiliar a remoção do compósito já curado.

Foi utilizada uma fita teflon de 63 mm de largura de marca Anay Fitas como inserto responsável pelo início da trinca. Os *ending blocks*, dispositivos utilizados para o posicionamento dos corpos-de-prova no equipamento de ensaio, foram projetados e fabricados em aço AISI 1020, contando com uma face de curvatura necessária para o posicionamento dos corpos-de-prova curvos. A fixação dos corpos-de-prova nos *ending blocks* foi efetuada pela aplicação da cola epóxi instantânea HAI Brasil entre as faces dos corpos-de-prova e os blocos metálicos.

4.2.Fabricação

Os corpos-de-prova foram fabricados seguindo esquema representado na Figura 4.1. Primeiramente, o cilindro foi projetado no *software* Cadwind V10_131, utilizado em projetos de componentes fabricados através do método de enrolamento filamental. O desenvolvimento do compósito a ser fabricado tem seu início pela definição dos parâmetros da superfície em que o filamento será disposto, o mandril, que pode ser projetado no próprio software nos formatos de cilindro, cone ou placas. Mandris contendo superfícies mais complexas e sinuosas podem ter seu projeto realizado em softwares CAD apropriados para o desenho de componentes tridimensionais, sendo facilmente importados ao Cadwind. Dessa forma, torna-se possível fabricar peças de diversas formas, possibilitando alta complexidade. Neste estudo, o desenho do mandril foi realizado no próprio software, contendo o formato e dimensões similares ao mandril já disponível no laboratório, que tem formato cilíndrico (diâmetro: 136 mm, comprimento: 300 mm).

A etapa subsequente no projeto de um cilindro fabricado por enrolamento filamental é inserir as propriedades do material que, nesse caso, foram utilizadas as larguras de 2,3 mm e 2,1 mm para os filamentos de carbono/epóxi e vidro/epóxi, respectivamente, ambos contendo uma fração volumétrica de 60% de fibras.

Apesar de haver a disponibilidade de fabricação utilizando até quatro feixes de fibras simultaneamente, os enrolamentos em questão foram realizados fazendo o uso de apenas um *roving* por enrolamento. Dessa forma, foi reduzida a capacidade de produção, assim como a

complexidade de *setup* de polias e roldanas. Foi realizada também a inserção de dados como a densidade da resina e TEX, obtidos da Tabela 4.1.

Ainda nessa etapa, devem ser definidos os parâmetros de enrolamento. Para ambos os materiais, foi utilizada uma trajetória helicoidal, com os ângulos de enrolamento de $\pm 90^\circ$, $\pm 75^\circ$, $\pm 60^\circ$ e $\pm 45^\circ$, e determinado um grau de cobertura mínima de 100%, com padrão de entrelaçamento de 1/1. Após a inserção dos os parâmetros, o software possibilita a visualização e a simulação do enrolamento, sendo mostrada a imagem proveniente do Cadwind com o mandril e os feixes depositados na Figura 4.1(a). Vale ressaltar que o ângulo de enrolamento é baseado na direção longitudinal do mandril. Portanto, o ângulo de enrolamento denominado de $\pm 90^\circ$, ou circunferencial (*hoop*), que na verdade é um enrolamento de $89,6^\circ$, forma uma trajetória de fibra praticamente circular, perimetral ao mandril.

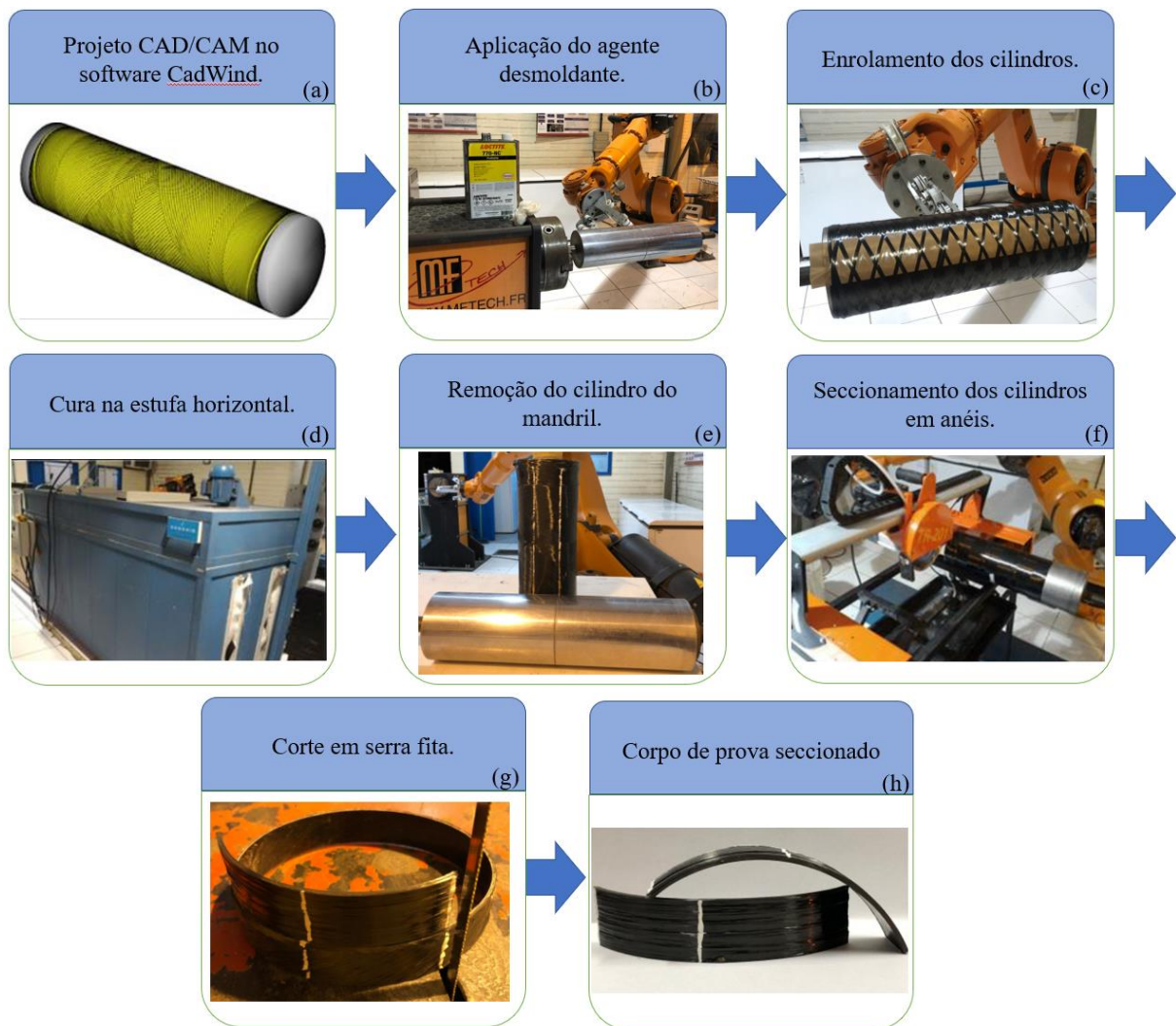


Figura 4.1 – Esquema de fabricação das amostras.

Para a fabricação, o mandril cilíndrico de aço inoxidável foi posicionado nas castanhas do robô, onde foi aplicado o agente desmoldante Loctite® Frekote 770-NC com o auxílio de uma estopa de algodão, certificando-se de que toda a superfície do mandril estivesse devidamente recoberta com o produto (Figura 4.1(b)). O enrolamento dos filamentos no mandril foi realizado pelo robô KUKA KR 140 L100-2. Esse braço robótico contém 6 graus de liberdade, sendo três de rotação e três de translação, sua capacidade de carga é de 120 kg e a tolerância máxima de posicionamento é de 0,1 mm. O equipamento conta ainda com um acessório periférico de rotação do mandril, sendo esse dispositivo responsável pelo sétimo grau de liberdade. Tanto o dispositivo periférico quanto os dispositivos de controle do robô foram desenvolvidos e comercializados pela empresa especializada em equipamentos de fabricação de compósitos por filamentos, MF-TECH.

A fabricação dos cilindros foi iniciada pelo enrolamento da primeira camada nos ângulos de $\pm\theta$, mostrado na Figura 4.2(a). Concluído o enrolamento da primeira camada, foi inserida a fita teflon na direção longitudinal do mandril (Figura 4.2(b)), finalizando com o enrolamento da segunda camada conforme demonstrado na Figura 4.2(c), utilizando os parâmetros de enrolamento similares aos utilizados na primeira camada.

Concluído o processo de enrolamento, o mandril com o *prepreg* enrolado foi levado para a cura no forno horizontal de ventilação forçada, da empresa Sanchis Fornos Industriais, mostrado na Figura 4.1(d). As condições de cura da resina, especificadas no catálogo do *prepreg*, foram de 4 h a 120 °C. Após, a estufa foi desligada e o mandril foi mantido em seu interior de maneira a garantir o resfriamento lento, evitando a ocorrência de concentrações de tensão devido à mudança abrupta de temperatura.



Figura 4.2 – Fabricação dos cilindros por enrolamento filamentar.

O sistema foi então retirado da estufa e o compósito removido do mandril (Figura 4.1(e)), sendo depois seccionados anéis de comprimento de 25 mm, pela utilização de uma serra circular com disco de corte diamantado e resfriamento por jato d'água, conforme demonstrado na Figura 4.1(f). Os anéis foram lixados manualmente para a remoção das rebarbas e cortados em serra fita, Figura 4.1(g), nas dimensões recomendadas para os ensaios de tenacidade à fratura de Modo I. As dimensões finais das amostras, mostradas na Figura 4.1(h), são de 25 mm de largura e 125 mm de comprimento no diâmetro médio.

Serão abordadas nesse trabalho duas maneiras de determinar a direção de fibras. Para a fabricação dos cilindros, o ângulo de enrolamento é definido com as fibras na direção perpendicular ao sentido longitudinal do mandril, para os corpos-de-prova seccionados na dimensão final, a direção de fibra é definida em relação ao comprimento de trinca a . Portanto, há uma defasagem de 90° na denominação de direção de fibras. Ou seja, os cilindros com *prepregs* enrolados em $\pm 90^\circ$, ou *hoop*, geram corpos-de-prova com fibras na direção de 0° , os cilindros de enrolamento em $\pm 75^\circ$ geram corpos-de-prova nos ângulos $\pm 15^\circ$, e assim sucessivamente para os demais ângulos de fibras.

4.3. Condicionamento e análises físicas e mecânicas

Com o intuito de facilitar o entendimento dos resultados de tenacidade à fratura e envelhecimento do material, foram conduzidos ensaios físico/mecânicos nas amostras, como apresentado a seguir.

4.3.1. Análise térmica

Para determinar o grau de cura da matriz epóxi e sua deterioração pelo envelhecimento higrotérmico, foi realizada a análise de calorimetria exploratória diferencial (DSC), com o equipamento DSC Q20 de marca TA Instruments, em atmosfera de nitrogênio e oxigênio, ambos com 50 mL/mm. Primeiramente, foram ensaiados os materiais pré-impregnado, antes da cura, para avaliar a qualidade do material devido ao elevado tempo de armazenamento e também, a eficiência da cura. Foram também realizadas análises nos compósitos curados, envelhecidos e não-envelhecidos. Para tal, dos corpos-de-prova ensaiados, foram retiradas amostras com ângulo de enrolamento de 90° . O ensaio foi realizado com uma rampa de aquecimento de $10^\circ\text{C}/\text{min}$ até uma temperatura máxima de 250°C .

4.3.2. Teor de vazios

A avaliação do teor de vazios foi realizada utilizando o microscópio ótico Carl Zeiss, Axio Scope, operando com zoom de 10× para a aquisição de imagens da seção transversal ao comprimento de trinca das amostras embutidas em resina epóxi, conforme apresentado na Figura 4.3(a). O embutimento das amostras foi realizado com uma resina epóxi AR-260 com endurecedor AH-260, na proporção de 100:26 de resina:endurecedor da fabricante Barracuda. As amostras embutidas foram lixadas e polidas, tornando exequível a quantificação de teor de vazios da seção transversal de acordo com o material e parâmetro de fabricação.

A quantificação de poros e vazios nos compósitos a partir das imagens de microscopia (Figura 4.3(b)) foi realizada pelo uso do software ImageJ, através do ajuste do brilho e do *threshold* da imagem de maneira a preencher todos os poros e vazios visíveis na imagem, como demonstrado na Figura 4.3(c). Dessa maneira, foi possível destacar os defeitos presentes na parte contínua do compósito, realizando a quantificação dos poros e vazios através do software.

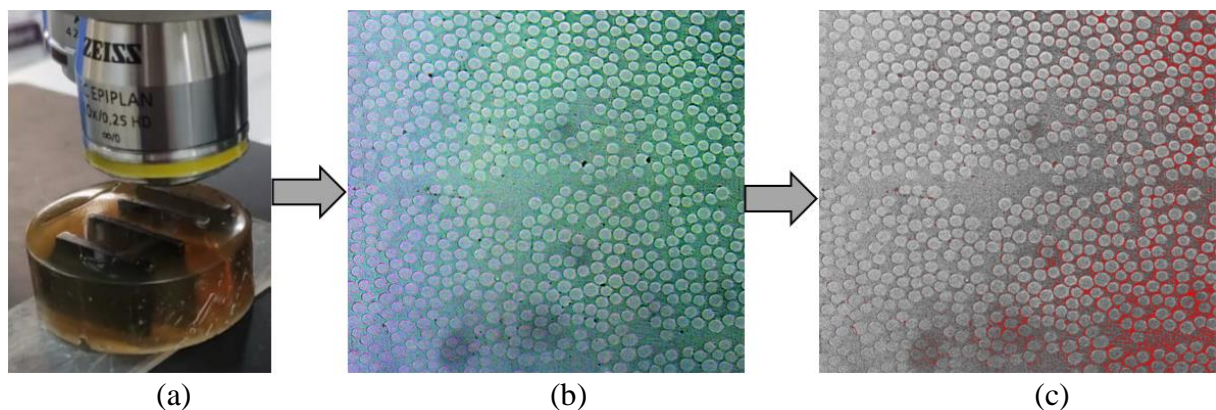


Figura 4.3 - Análise microscópica (a), imagem ampliada (b), e evidência e quantificação dos poros e vazios através do ImageJ (c).

4.3.3. Absorção de água

Ensaio de absorção de água foram realizados nos corpos-de-prova de tenacidade à fratura. Para isso, foi feita a impermeabilização das regiões de corte das amostras com uma resina poliéster Alpha 163, da Induspol. Assim, os resultados obtidos neste ensaio expressam apenas a absorção de água através da espessura (*through-the-thickness*) do material.

Os ensaios de condicionamento e absorção de água foram realizados pela submersão dos corpos-de-prova em água destilada à temperatura ambiente ($23 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$), fazendo o uso de uma vasilha de aço inoxidável para conter a água e os corpos-de-prova, como apresentado na Figura 4.4(a). O segundo tipo de condicionamento foi constituído da submersão dos corpos-de-prova em uma vasilha similar, porém a água foi mantida a $70 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$, com o auxílio de uma estufa da marca DeLeo, com capacidade de 480 L, apresentada na Figura 4.4(b). Os condicionamentos e metodologia para medição da absorção de água seguiram as recomendações da norma ASTM D5229-20 para ensaios de envelhecimento higrotérmicos e absorção de água em polímeros.

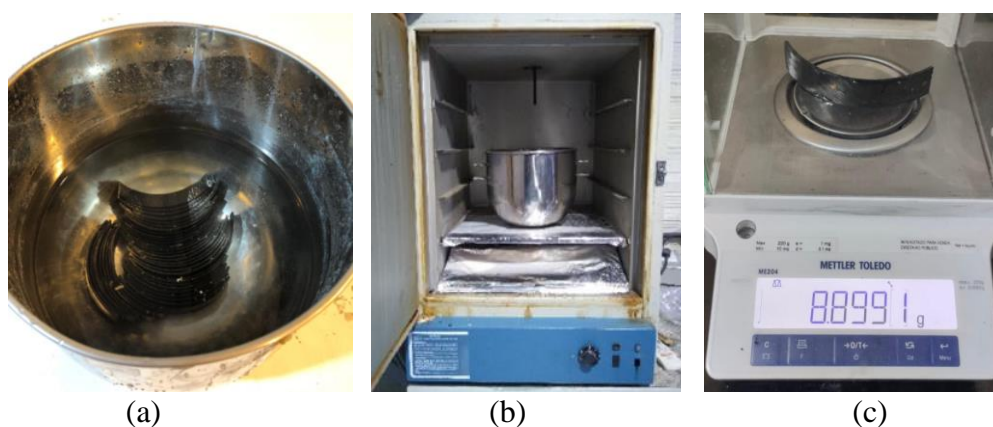


Figura 4.4 - (a) Corpos-de-prova no recipiente, (b) condicionamento em estufa, (c) pesagem.

Para obter a massa real dos corpos-de-prova, foi realizada a remoção da umidade já presente no material, sendo parte dessa absorvida durante o processo de fabricação, tanto no uso da serra circular com resfriamento por jato d'água quanto na eventual remoção de resíduos de corte ou lixamento. A secagem das amostras ocorreu na mesma estufa utilizada para o condicionamento das amostras. Foi realizado um ciclo de secagem a $50 \text{ }^\circ\text{C}$ por um período de 24 h, seguido da pesagem das amostras e recolocação na estufa por 4 h, sendo pesadas novamente e recolocadas na estufa pelo mesmo período de tempo e temperatura, aferindo o equilíbrio de massa nas amostras.

Oito amostras de cada parâmetro de enrolamento, material e ângulo, foram utilizadas no condicionamento e na análise de absorção de água, totalizando 64 amostras imersas na água destilada à temperatura ambiente e outras 64 amostras imersas em água a $70 \text{ }^\circ\text{C}$. A pesagem diária das amostras foi antecedida pela secagem do excesso na superfície, com o uso de papel

toalha. Para a pesagem, foi utilizada a balança de precisão Mettler M204 da marca Toledo com quatro casas decimais, mostrada na Figura 4.4(c).

O procedimento de pesagem e secagem foi repetido diariamente até que ocorresse estabilização de absorção de umidade, que foi calculada pela Equação 4.1.

$$M(\%) = \frac{\text{massa final (g)} - \text{massa inicial (g)}}{\text{massa inicial (g)}} \times 100 \quad (4.1)$$

Na análise do comportamento da absorção de umidade pelos corpos-de-prova, foi utilizado o modelo analítico para laminados esbeltos abordado por Sun et al., 2011. Esse modelo foi estimado com base na primeira e segunda leis de Fick, representados pela Equação 4.2.

$$M = M_{\infty} \left[1 - \exp \left(-7.3 \left(\frac{Dt}{h^2} \right)^{0.75} \right) \right] \quad (4.2)$$

onde, M_{∞} é a concentração da umidade saturada, h a espessura do corpo-de-prova e t o tempo. D é a difusividade aparente da umidade, calculada pelas medições nos estágios iniciais de absorção, como mostrado na Equação 4.3.

$$D = \pi \left(\frac{h}{4M_{\infty}} \right)^2 \left(\frac{M_2 - M_1}{\sqrt{t_2} - \sqrt{t_1}} \right)^2 \quad (4.3)$$

4.3.4. Ensaio de tenacidade à fratura

O ensaio de tenacidade à fratura foi realizado seguindo as recomendações descritas na norma ASTM D5528/D5528M-21 - Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites, 2013. Esta norma é descrita para corpos-de-prova planos e unidirecionais contudo, trabalhos com abordagens similares à atual fizeram uso dessa mesma norma para corpos curvos e com fibras anguladas (e.g. Ghadirdokht e Heidari-Rarani, 2019; R. M. Guedes *et al.*, 2008; Guedes e Sá, 2010).

Como descrito anteriormente, os corpos-de-prova foram seccionados dos cilindros com largura de 25 mm e comprimento na curvatura de raio médio de 130 mm, mostrado na Figura 4.4. O compósito contém duas camadas laminadas, separadas parcialmente por uma fita teflon responsável por iniciar a trinca nos ensaios. Após o seccionamento, os corpos-de-prova foram lixados e limpos, sendo parte desses utilizados no envelhecimento higrotérmico. Terminado o envelhecimento, suas seções-transversais laterais foram lixadas e limpas novamente para

remoção da resina impermeabilizante utilizada, garantindo que esta resina não interferisse nos ensaios.

A preparação das amostras seguiu com a pintura de suas laterais maiores com tinta branca à base de água (“Corretivo” da marca Faber-Castell). Seguindo as recomendações da norma ASTM, foram realizadas demarcações com caneta preta permanente para possibilitar o monitoramento do crescimento da trinca nos ensaios. As marcações seguiram as recomendações da norma ASTM, sendo a primeira marca responsável pela representação do início de trinca ou, nesse caso, a extremidade da fita teflon. A segunda linha demarca a pré-trinca, e as marcações restantes são as de fato utilizadas para o monitoramento do crescimento da trinca. As 5 primeiras marcações são espaçadas por 1 mm, e as subsequentes espaçadas por 5 mm.

Após o preparo dos corpos-de-prova, foi utilizada uma cola epóxi de secagem rápida HAI Brasil para unir os corpos-de-prova aos *ending blocks*, peças usinadas em aço AISI 1020. O projeto destes blocos seguiu em maior parte as recomendações da norma ASTM D5528/D5528M-21, com exceção da face de curvatura de diâmetro 136 mm, projetada concava em um dos blocos e convexa em seu par, possibilitando a montagem do corpo-de-prova curvo. O desenho cotado pode ser visto Figura 4.5, enquanto seu modelo real, com o corpo-de-prova posicionado, pode ser visto na Figura 4.6.

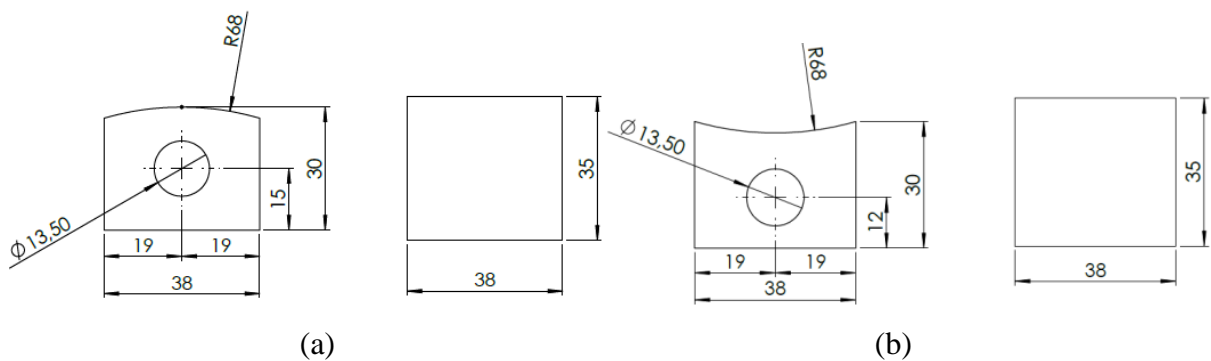


Figura 4.5 - *Ending Blocks*: (a) macho, (b) fêmea.

Concluída a preparação dos corpos-de-prova e o posicionamento nos blocos metálicos, o conjunto pode então ser posicionado no equipamento de ensaio. Foi utilizada uma máquina de ensaios universal modelo Instron Emic 23-D5, com uma célula de carga de capacidade máxima de 100 N.

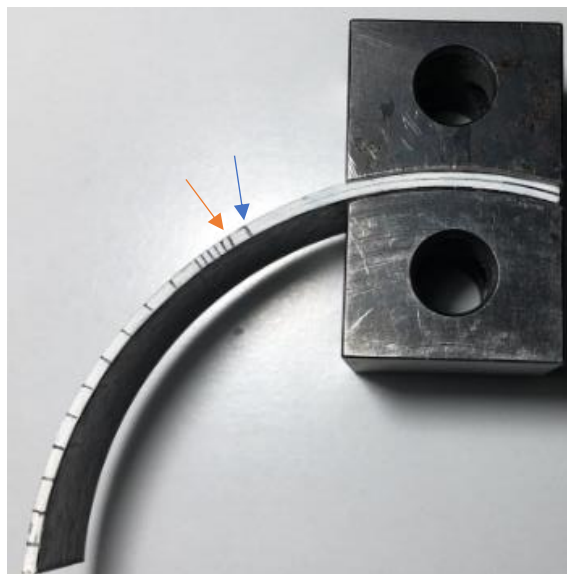


Figura 4.6 - Corpo-de-prova posicionado nos *ending blocks* para o ensaio.

O ensaio de tenacidade à fratura de Modo I é constituído por duas etapas. Primeiramente, a trinca percorre uma distância pequena, com início na extremidade da fita teflon, representado pela demarcação apontada pela flecha azul na Figura 4.6, até o término da pré-trinca, representado pela demarcação da flecha laranja. O tamanho recomendado de pré-trinca é de 2 a 5 mm, sendo suficiente para eliminar possíveis falhas ou bolsões de resina provenientes da inserção da fita de nylon.

Terminado o primeiro ciclo, o equipamento retorna para a posição inicial de deslocamento, para o início da segunda etapa. O ensaio de tenacidade à fratura pode então ser iniciado de forma sincronizada com a gravação realizada pelo microscópio digital com ampliação máxima de 1600×, possibilitando que as informações de força e deslocamento adquiridas pelo equipamento de ensaio sejam sincronizadas com o crescimento da trinca através das demarcações apresentadas na Figura 4.5.

Concluído o ensaio, os dados podem ser interpretados pela metodologia recomendada na norma ASTM D5528-13 *Modified Beam Theory* (MTB), utilizada também em trabalhos de tenacidade à fratura de vigas curvas como em Liu et al., 2020 e comprovada eficiente por Ghadirdokht & Heidari-Rarani, 2019; R. M. Guedes et al., 2008 nos ensaios de tenacidade à fratura de Modo I de vigas curvas que apresentam o raio de curvatura relativamente maior que a espessura, através de análises experimentais, analíticas, e numéricas.

A taxa de liberação de energia (G_1) pode calculada através da Equação 4.4:

$$G_1 = \frac{3P\delta}{2b(a + |\Delta|)} \quad (4.4)$$

onde P é a força aplicada pelo equipamento de ensaios, δ o deslocamento no instante de aplicação da força P , b a largura da viga, a o comprimento de trinca e $|\Delta|$ pode ser determinado pela intersecção da reta da raiz cúbica da *compliance* $C^{1/3}$ ao longo do comprimento de trinca a , como mostrado na Figura 4.7.

O *compliance* C pode ser determinado pela razão do deslocamento pela força:

$$C = \frac{\delta}{P} \quad (4.5)$$

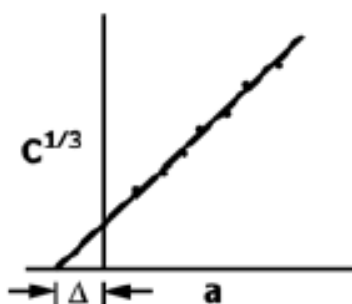


Figura 4.7 – Gráfico $C^{1/3}$ vs a para obtenção de $|\Delta|$.

Fonte: (ASTM D5229-20, 2020)

A taxa de liberação de energia crítica (G_{1c}) é comumente utilizada na avaliação e comparação dos resultados de tenacidade à fratura de Modo I. De acordo com a norma ASTM D5528, esta propriedade pode ser caracterizada por três metodologias, a NL, que se dá pelo ponto de desvio de linearidade na curva de força vs deslocamento, o método VIS, que é analisado pela aferição de início de trinca durante o ensaio de forma visual através do uso de um microscópio e, por fim, o método de 5%/máx, indicado pelo momento em que a *compliance* apresenta o acréscimo de 5% ou, pelo ponto de valor máximo no gráfico força vs deslocamento.

Neste estudo, foi utilizada a metodologia de análise visual, devido à simplicidade de aplicação e à eficiência, tanto para matrizes frágeis quanto tenazes. O método consiste da determinação de início da propagação da trinca através de análise nas imagens dos ensaios de tenacidade. Para isso, é recomendado o uso de microscópio, espelhos ou ambos, sendo o microscópio utilizado neste caso.

A análise da trinca foi realizada através da inspeção visual, e também pelas gravações dos ensaios, possibilitando o entendimento da trajetória, da estabilidade da trinca e da formação do *fiber bridging* durante os ensaios. Foi realizada também a fractografia nos corpos-de-prova, possibilitando a avaliação do tipo de falha ao longo do comprimento da trinca em sua curvatura. A fractografia foi realizada com microscópio eletrônico de varredura (MEV) Phenom ProX, da marca Thermo Fisher Scientific, operando em 10 keV. Para isso, corpos-de-prova ensaiados foram cortados com serra-fita nas dimensões de 10 mm × 5 mm, colados nos *stubs* e metalizados com pó de ouro. Retirou-se uma amostra na região de início de trinca e uma no final da trinca para cada ângulo de enrolamento, totalizando 8 amostras.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

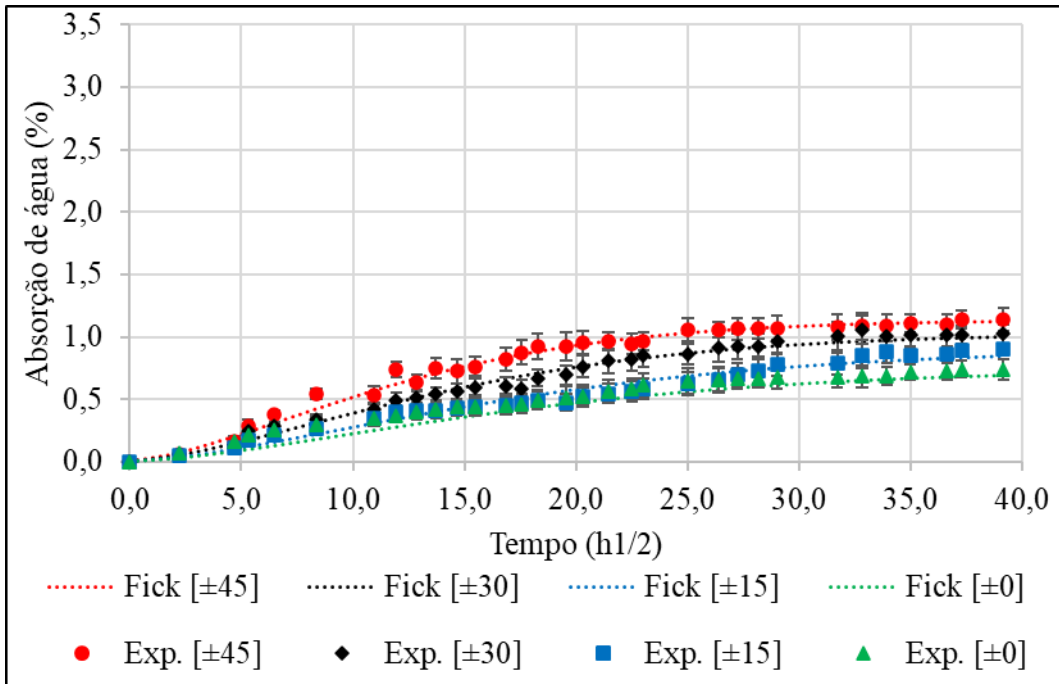
5.1. Absorção de água e teor de vazios

A análise de absorção de água foi realizada através do ganho percentual de massa pelas amostras ao longo do tempo de imersão. Os resultados experimentais da média percentual de 5 amostras, quanto ao de ganho de massa, e os resultados analíticos são apresentados nas Figuras subsequentes, expondo os gráficos resultantes das amostras de materiais carbono/epóxi e vidro/epóxi com fibras direcionadas nos ângulos de 0° , $\pm 15^\circ$, $\pm 30^\circ$ e $\pm 45^\circ$.

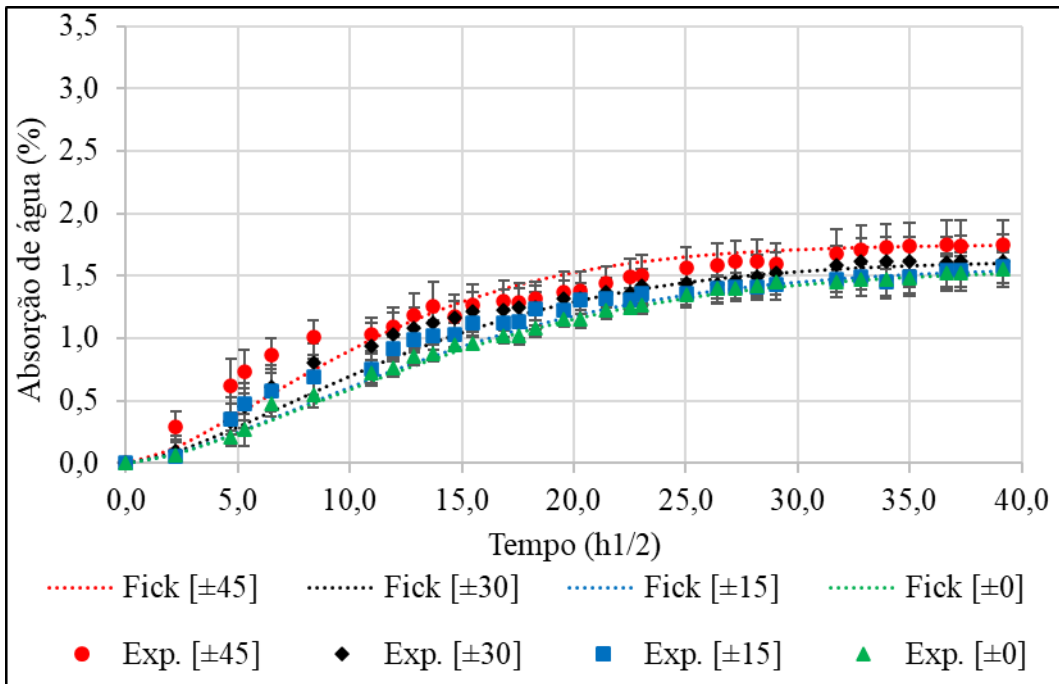
As Figuras 5.1(a)-(b) apresentam os resultados para absorção de água para as amostras de vidro/epóxi submersas em água nas temperaturas ambiente e 70°C , respectivamente, já as Figuras 5.1(c)-(d), apresentam a absorção de água para as amostras de material carbono/epóxi, submersos em água nas mesmas temperaturas. Com base nos resultados obtidos, vê-se uma notável diferença na absorção de água, de acordo com o ângulo de disposição das fibras, material utilizado e também, quanto à temperatura em que a amostra foi exposta. O tempo de obtenção de pseudo-equilíbrio também foi influenciado pelas condições citadas.

Analisando os resultados referente às amostras de vidro/epóxi, verifica-se que para as amostras submetidas à água à temperatura ambiente, a constatação de pseudo-equilíbrio foi realizada em aproximadamente 44 dias de submersão ($32,5 h^{1/2}$), apresentando a absorção relativa de 0,74%, 0,89%, 1,01% e 1,10% para as amostras com fibras nos ângulos 0° , 15° , 30° e 45° respectivamente. As amostras submersas em água aquecida a 70°C apresentaram valores de absorção de água relativa mais elevados, comparados com aos de exposição à temperatura ambiente. Neste caso, o pseudo-equilíbrio ocorreu por volta do 31º dia ($27,5 h^{1/2}$), apresentando a absorção relativa de 1,51%, 1,54%, 1,61% e 1,74% para as amostras de diferentes ângulos, respectivamente.

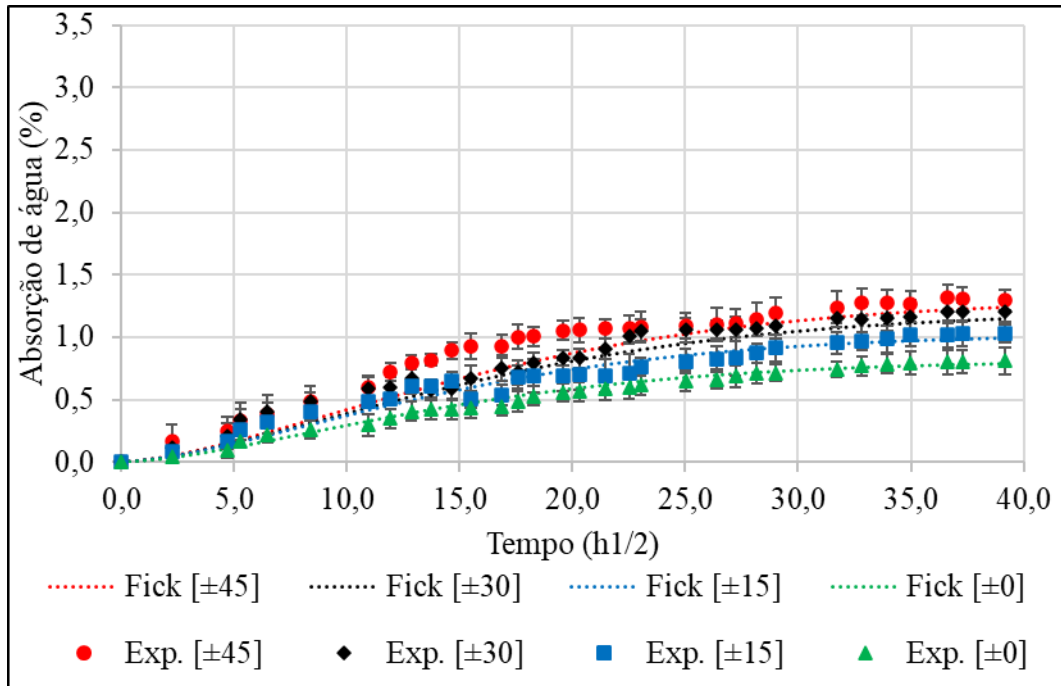
Quanto às amostras de carbono/epóxi, os valores obtidos foram mais elevados comparados às amostras com fibras de vidro nas mesmas condições de temperatura e ângulo das fibras. Os espécimes de carbono/epóxi submersos em água à temperatura ambiente apresentaram absorção de água de 0,80%, 1,02%, 1,2% e 1,3% no período de 50 dias de submersão para as amostras com ângulos de $\pm 0^\circ$, $\pm 15^\circ$, $\pm 30^\circ$ e $\pm 45^\circ$. Já para as amostras, submersas em água quente, constatou-se absorção relativa de 2,66%, 2,71%, 2,89% e 2,95%, respectivamente. Neste caso, a absorção foi alcançada em aproximadamente 41 dias de imersão.



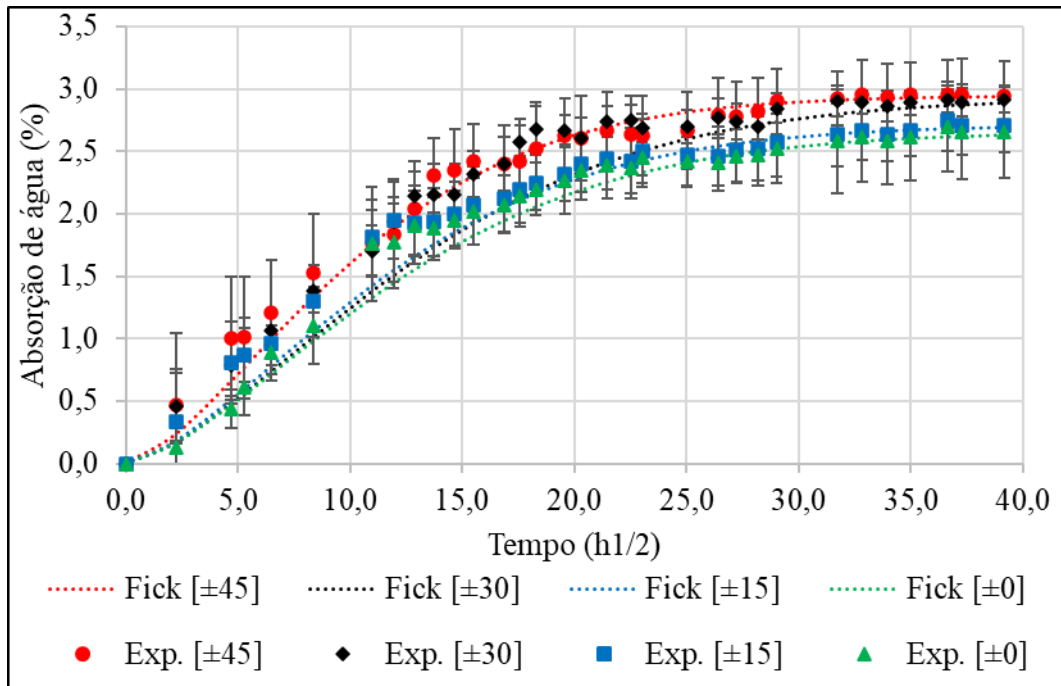
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.1 – Gráficos de absorção de água: (a) Vidro/epóxi, água à T_{amb} , (b) Vidro/epóxi, água a 70 °C, (c) Carbono/epóxi, água à T_{amb} , (d) Carbono/epóxi, água a 70 °C.

De modo geral, os ensaios experimentais de absorção de água apresentaram respostas adequadamente descritas pelo modelo de Fick (Sun *et al.*, 2011), apresentando um comportamento de difusão de dois estágios. O estágio inicial apresenta alta absorção,

fortemente influenciado pelo preenchimento de vazios e controlado pela difusão. No decorrer do tempo, os espaços vazios são preenchidos, junto com o relaxamento da rede epoxídica e plastificação da matriz, ambos contribuindo para uma taxa de absorção menor (Karbhari *et al.*, 2009).

O comportamento de absorção ao longo do tempo e o teor de absorção de umidade de pseudo-equilíbrio são fortemente afetados tanto pelas condições de exposição, temperatura e umidade relativa do ambiente quanto pelas características do material, tipo de reforço, matriz e teor de vazios apresentados no compósito (Almeida *et al.*, 2016).

Visando o melhor entendimento de absorção de umidade as amostras condicionadas, calculou-se o teor de vazios das amostras pelas imagens de microscopia ótica da seção transversal dos corpos-de-prova analisadas no software ImageJ. Através desse procedimento, foram calculados teores de vazios de 1,79%, 2,16%, 2,9% e 3,2% para o vidro/epóxi, nos ângulos de 0°, 15°, 30° e 45° respectivamente e de 2,12%, 2,88%, 2,93% e 3,41% para as amostras de carbono/epóxi, nos respectivos ângulos, demonstrando comportamentos similares de absorção de água com o teor de vazios dos compósitos. Os resultados estão apresentados nos gráficos da Figura 5.2.

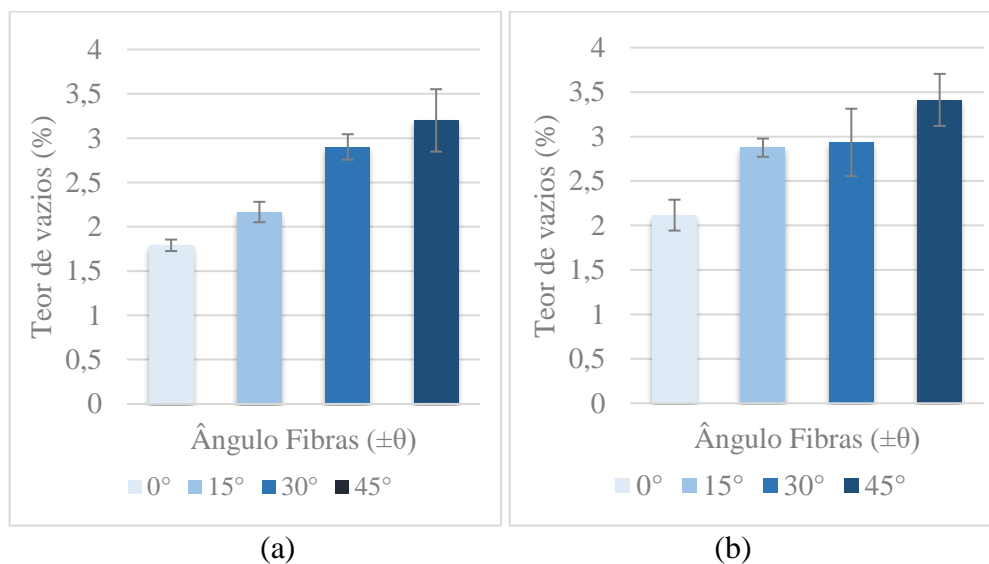


Figura 5.2 – Teor de vazios dos laminados: (a) vidro/epóxi, (b) carbono/epóxi.

5.2. Análise térmica

Os resultados de análise térmica por DSC podem ser conferidos na Figura 5.3 para as amostras de carbono/epóxi e na Figura 5.4 para vidro/epóxi. Estas análises foram realizadas em

amostras dos dois materiais nas condições não-curado (*prepreg*), curado e não-condicionado, curado e condicionado em água à temperatura ambiente por 1056 h e, curado e condicionado em água a 70°C pelo mesmo período de tempo,

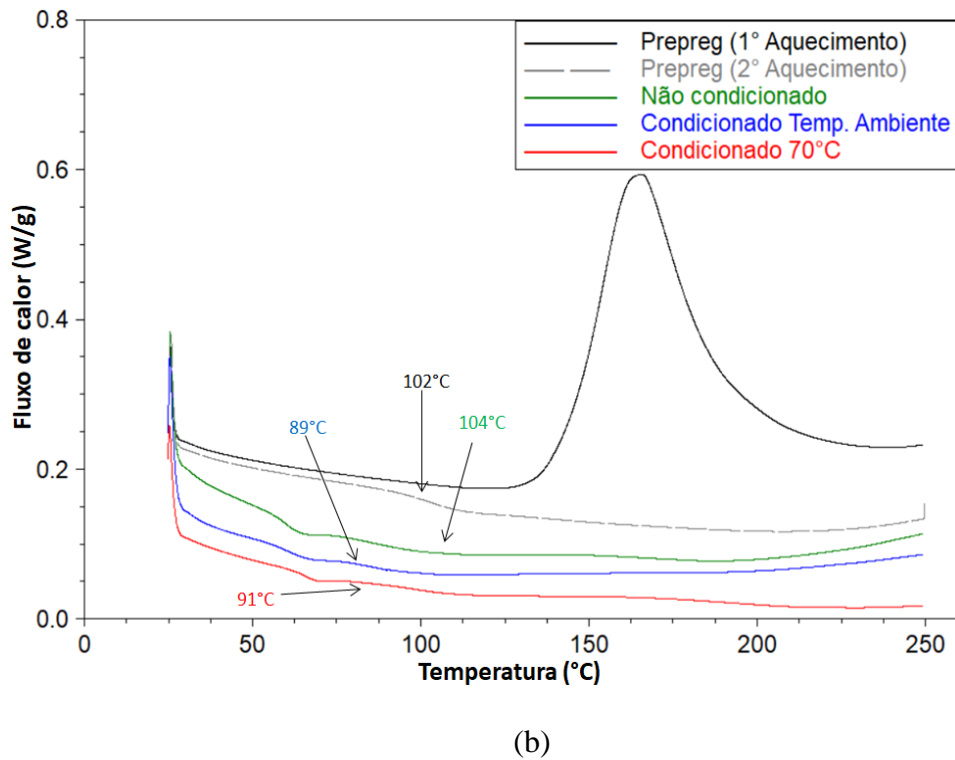
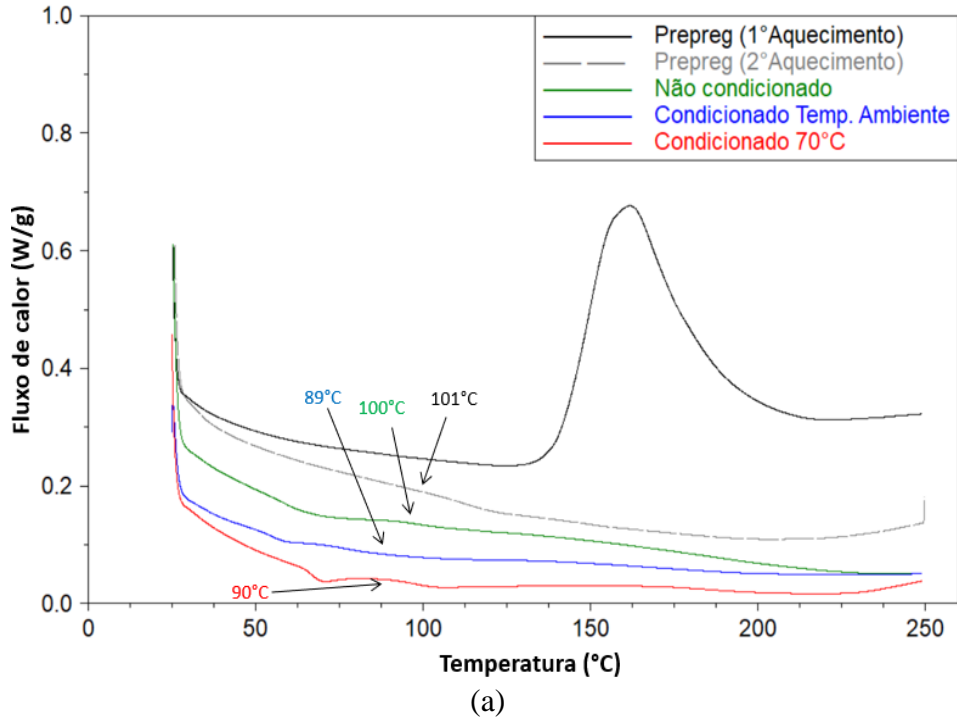


Figura 5.3 – Resultados de DSC para: (a) carbono/epóxi, (b) vidro/epóxi.

Com base nas curvas obtidas pode ser aferido que, em ambos os materiais não-curados, a reticulação da matriz epóxi é acompanhada pela liberação de calor, gerando dessa forma, um pico exotérmico bem definido na temperatura de 161 °C para o carbono/epóxi e de 165 °C para o material reforçado por fibras de vidro. Na segunda passagem da rampa de aquecimento, um pico exotérmico não pode mais ser identificado, e observa-se a T_g nas temperaturas de 101 °C e 102 °C, respectivamente.

A fim de certificar-se de que o processo de cura foi realizado de maneira eficiente, foram realizadas análises de DSC em amostras retiradas dos cilindros fabricados através do enrolamento em mandril, seguido da cura em estufa com ventilação forçada na temperatura de 120 °C pelo período 4 h, seguindo as indicações do fornecedor do material. Conforme as curvas indicadas pela cor verde nas Figuras 5.3 e 5.4, não há indícios de picos de liberação de calor, que poderiam indicar uma cura ineficiente e reticulação parcial das cadeias poliméricas. Assim, as curvas suaves apresentam T_g próximo a 100 °C para o material com fibras de carbono e 104 °C para o material com fibras de vidro.

Quanto aos compósitos submersos em água, foi apresentada a redução na temperatura vítrea do polímero em aproximadamente 10 °C para ambos os reforços fibrosos, e as duas temperaturas de envelhecimento. Esse fenômeno de redução de T_g se deve à absorção de água durante o condicionamento. De acordo com De'Nève e Shanahan, 1993, a absorção de 1% de água pode causar a redução de até 8 °C na T_g do epóxi, podendo esse comportamento representar o indício da plastificação do polímero (Le Guen-Geffroy *et al.*, 2019).

De maneira geral, a redução da temperatura de transição vítrea é mais afetada pela absorção de água se comparado com a exposição em água em temperaturas elevadas. O agravante da temperatura no condicionamento higrotérmico é, geralmente, responsável pela redução de propriedades químicas e mecânicas dos polímeros, como o módulo de elasticidade (Eggers *et al.*, 2021).

5.3. Tenacidade à fratura

Para a análise dos resultados de tenacidade à fratura, os ensaios foram subdivididos de acordo com o material utilizado nos corpos-de-prova, sendo esses carbono/epóxi e vidro/epóxi e, também, pelo tipo de condicionamento. Assim, os resultados, curvas P (N) vs δ (mm) e G_I (J/m²) vs a (mm), serão apresentados em separado, inicialmente para as amostras não-

condicionados, seguido dos condicionados à temperatura ambiente e, por fim, os condicionados a 70 °C.

5.3.1. Amostras não-condicionadas

Os resultados de tenacidade à fratura das amostras não-condicionadas de carbono/epóxi e vidro/epóxi são apresentados nas Figuras 5.6 e 5.7 respectivamente. Analisando os gráficos apresentados, percebe-se a tendência de redução da força necessária para separar as camadas superiores das inferiores nos corpos-de-prova ensaiados para ambos os materiais. Como consequência da redução da força, há também, a redução da taxa de liberação de energia G_I , de acordo com o aumento do ângulo de enrolamento das fibras.

O fenômeno de redução da tenacidade à fratura de acordo com o ângulo de disposição das fibras não está relacionado somente à interface entre as duas camadas, já que estudos prévios de tenacidade à fratura de corpos-de-prova com fibras anguladas como Abd Rased e Yoon, 2021; Shokrieh *et al.*, 2016; Zhao *et al.*, 2017 mostram a tendência contrária, de aumento da tenacidade à fratura em amostras onde as fibras não se apresentam dispostas somente em uma direção. Esse fenômeno de aumento da propriedade tem forte relação com o aumento do fenômeno de *fiber bridging* durante a propagação da trinca, recorrente nos compósitos contendo fibras anguladas.

A tendência apresentada de redução da tenacidade à fratura do Modo I em relação ao ângulo das fibras pode ser influência direta do processo de fabricação, visto que os compósitos ensaiados no presente estudo foram fabricados sem compactação extra das fibras (i.e. *shrink tape* ou autoclavagem), dependendo puramente da tensão do feixe de fibras para sua acomodação e compactação. Dessa forma, a força de enrolamento de *hoop* (circunferencial) é utilizada majoritariamente no enrolamento, acomodação e compactação das fibras, enquanto nos compósitos angulados a força é decomposta na direção circunferencial e longitudinal, favorecendo a maior presença de falhas e vazios no compósito (Peters, 2011; Q. Wang *et al.*, 2020), corroborando os resultados obtidos nos ensaios de teor de vazios e absorção de água.

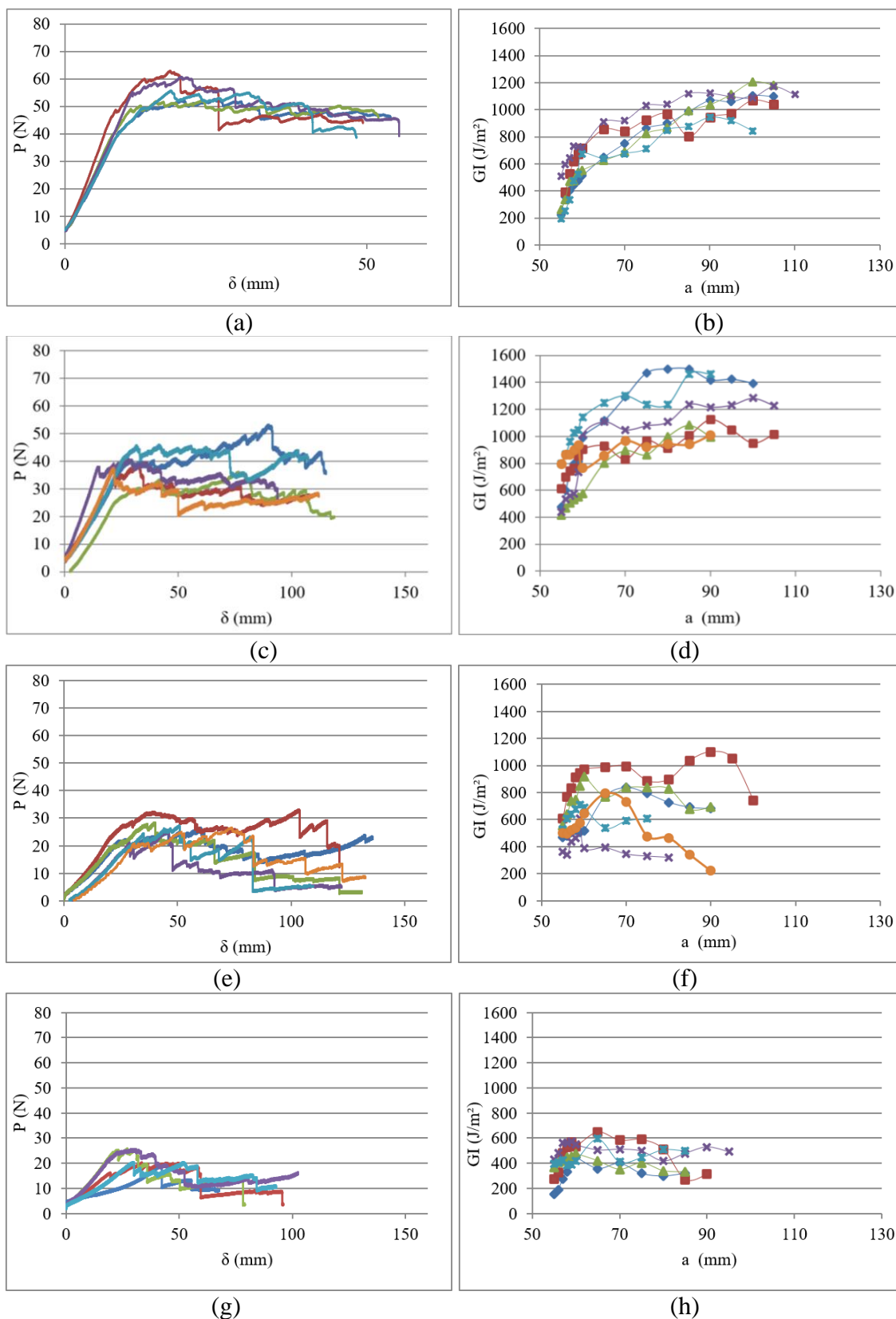


Figura 5.4 - Gráficos P vs δ e G_I vs a do carbono/epóxi não-condicionado para: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$, (e)-(f) $\pm 30^\circ$, (g)-(h) $\pm 45^\circ$.

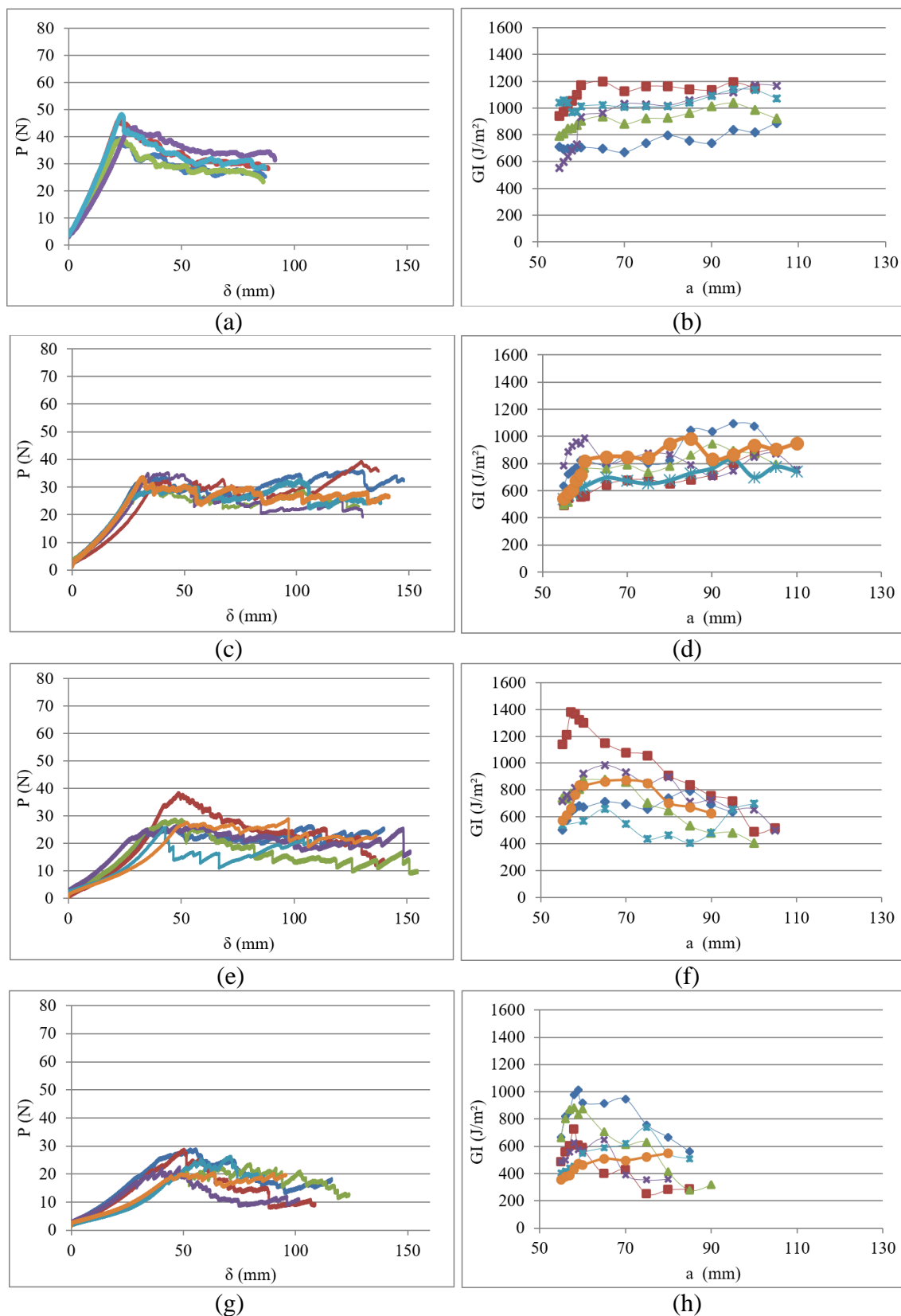


Figura 5.5 - Gráficos P vs δ e G_I vs a do vidro/epóxi não-condicionado para: (a)-(b) 0°, (c)-(d) ±15°, (e)-(f) ±30°, (g)-(h) ±45°.

Além da decomposição das forças no enrolamento, o arranjo das fibras por si só pode contribuir na qualidade do compósito. A deposição quase que paralela dos feixes no enrolamento circunferencial tende a aumentar a resistência inter-laminar comparado aos compósitos fabricados por enrolamento helicoidal, pois, durante a fabricação, após algumas passagens de deposição de fibras, são formadas áreas de cruzamento e entrelaçamento, alterando a trajetória localmente, gerando ondulações, que contribuem para falhas e defeitos nos compósitos, i.e., vazios devido à não-linearidade local das fibras (Eggers *et al.*, 2021).

Pode ser observado também, um comportamento de instabilidade mais acentuada na propagação da trinca para as amostras de enrolamento helicoidal, enquanto para os compósitos circunferencial, a propagação é notadamente mais estável. A ocorrência desse fenômeno deve-se ao fato de que, diferentemente dos compósitos com enrolamento circunferencial, no qual as fibras usualmente conduzem a trinca do início ao final do ensaio, as amostras com fibras anguladas têm a falha conduzida por diversos feixes de fibras no decorrer da propagação, conforme mostrado na Figura 5.12. Dessa forma, ocorrem diversas falhas completas de *fiber bridging* e, em alguns casos, a migração da trinca para a camada adjacente. Esse comportamento de instabilidade pode ser percebido com facilidade nos gráficos P vs δ (Abd Rased e Yoon, 2021; Blondeau *et al.*, 2019).

Quanto aos materiais utilizados, observa-se que os resultados de tenacidade à fratura dos compósitos carbono/epóxi apresentaram resultados superiores em força (P) e consequentemente na taxa de liberação de energia (G_I), com menores deslocamentos comparados às amostras de mesmo ângulo de enrolamento e condicionamento das amostras de vidro/epóxi. Esse comportamento ocorre devido à alta rigidez do carbono e ao melhor acoplamento fibra/matriz, resultando também em crescimentos de trinca mais instáveis devido à falha mais frágil e maior resistência de *fiber bridging*, com picos de tensão mais acentuados (Monticeli *et al.*, 2020; Suman *et al.*; 2021).

5.3.2. Amostras condicionadas

Nesta seção, são apresentados os resultados para tenacidade a fratura para as amostras envelhecidas em água à temperatura ambiente, seguidos dos resultados de tenacidade à fratura das amostras envelhecidas em água a 70 °C.

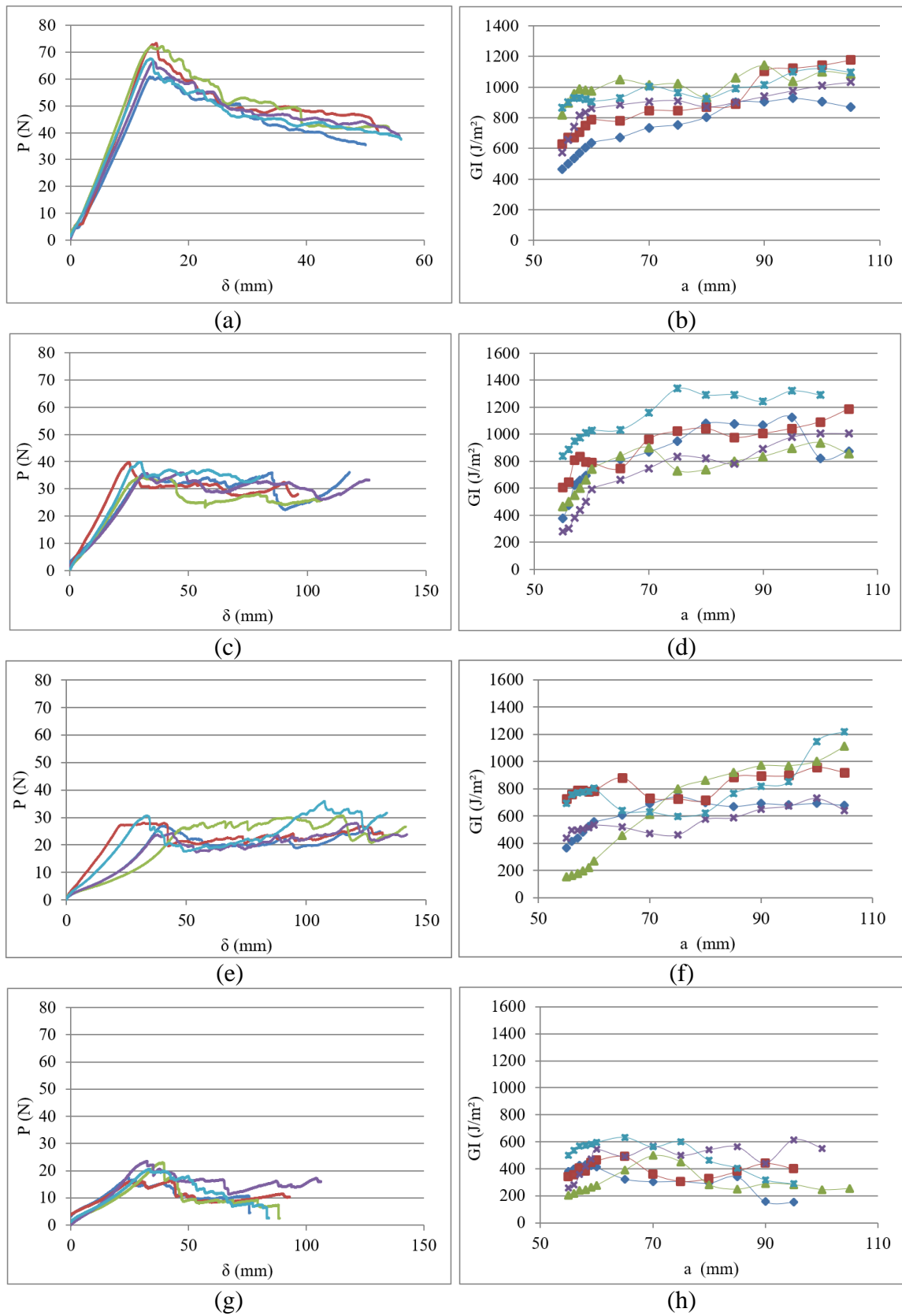


Figura 5.6 - Gráficos P vs δ e G_I vs a do carbono/epóxi condicionado em água à temperatura ambiente para: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$, (e)-(f) $\pm 30^\circ$, (g)-(h) $\pm 45^\circ$.

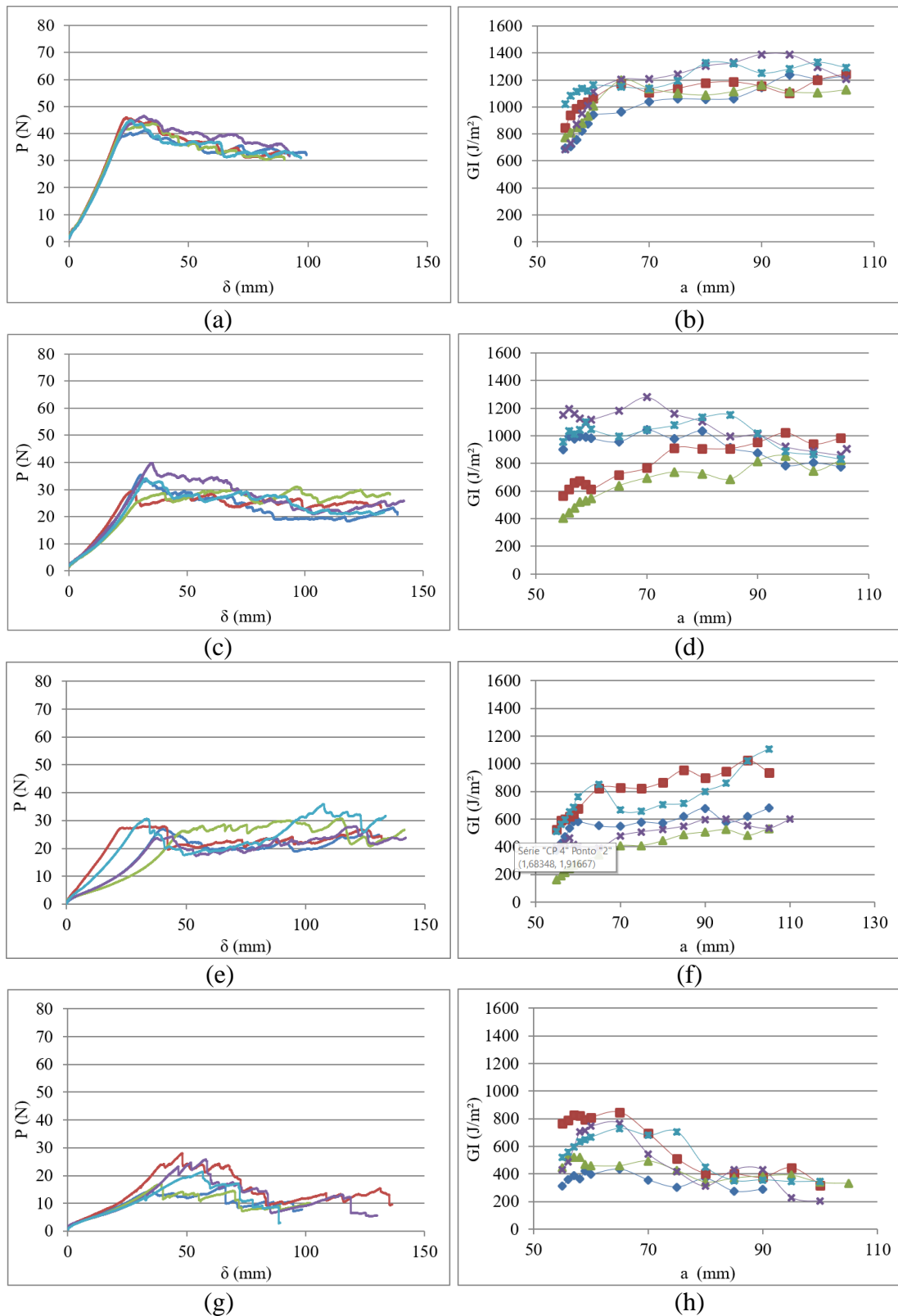


Figura 5.7 - Gráficos P vs δ e G_I vs a do vidro/epóxi condicionado em água à temperatura ambiente para: (a)-(b) 0°, (c)-(d) ±15°, (e)-(f) ±30°, (g)-(h) ±45°.

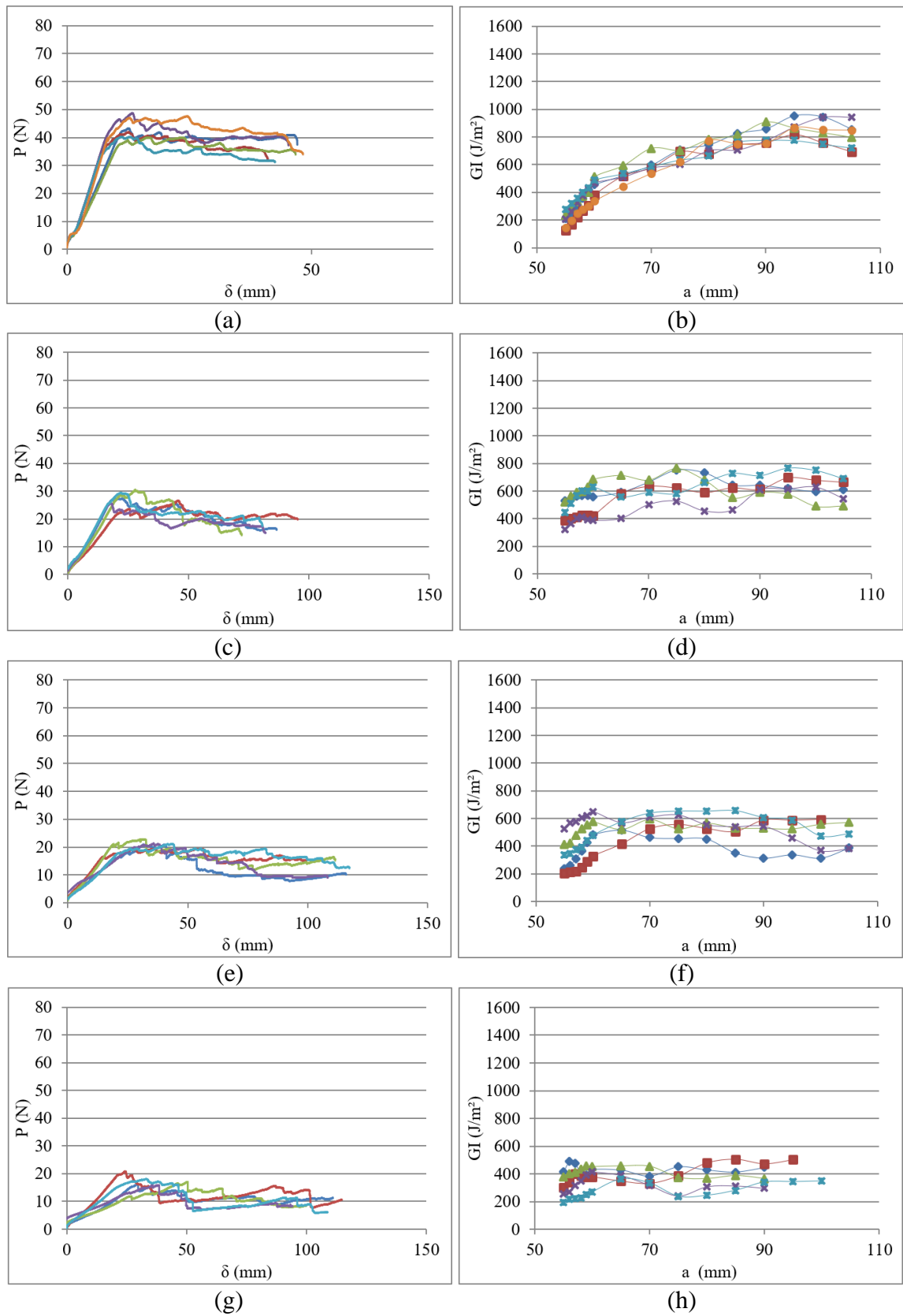


Figura 5.8 - Gráficos P vs δ e G_I vs a do carbono/epóxi condicionado em água à temperatura de $70^\circ C$ para: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$, (e)-(f) $\pm 30^\circ$, (g)-(h) $\pm 45^\circ$.

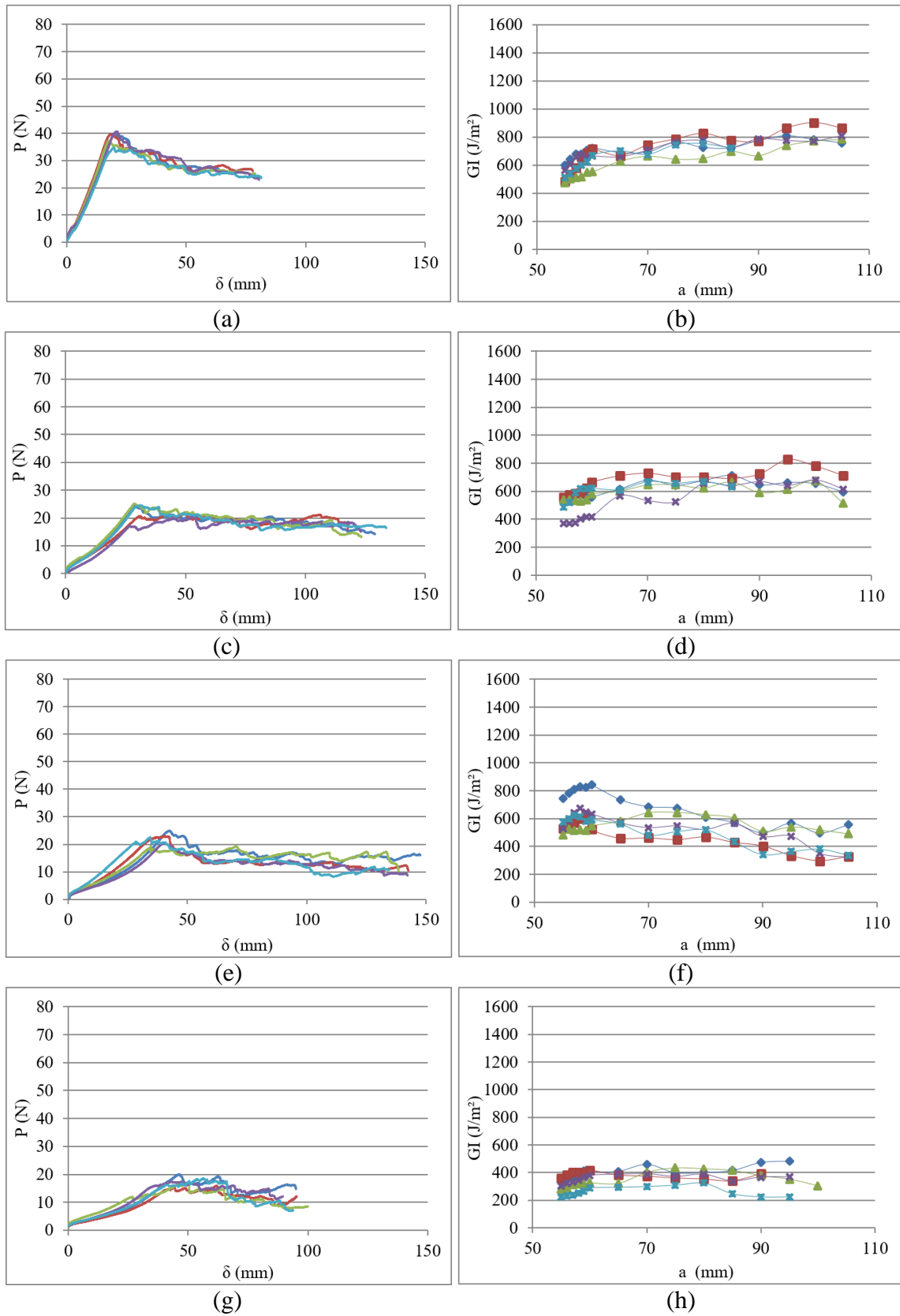


Figura 5.9 - Gráficos P vs δ e G_I vs a do vidro/epóxi condicionado em água à temperatura de 70 °C para: (a)-(b) 0°, (c)-(d) ±15°, (e)-(f) ±30°, (g)-(h) ±45°.

Com base nas Figuras 5.7-5.10, vê-se um comportamento análogo ao citado para as amostras não-condicionadas em termos de material e ângulo das fibras, ou seja, a tendência de redução de energia necessária para a separação das lâminas de acordo com a defasagem de ângulo das fibras. Observa-se também que, apesar dos compósitos com fibra de carbono terem maior absorção de umidade, apresentaram resultados superiores comparados aos de fibras de vidro de mesmo condicionamento.

Pode ser aferido também que as curvas se desenvolvem de maneira mais estável de acordo com a severidade do condicionamento submetido aos corpos-de-prova, ou seja, as amostras condicionadas em água à temperatura elevada apresentam um crescimento de trinca mais suave e estável comparado aos condicionados em água à temperatura ambiente, sendo ambos mais estáveis que as amostras não-condicionadas para o mesmo material e ângulo de enrolamento. Esse comportamento é proveniente do maior *fiber bridging* observado nos materiais envelhecidos, que geralmente resulta na maior constância de fibras ligando as faces do laminado durante o ensaio, corroborando para o crescimento de trinca mais estável (Mamalis *et al.*, 2021).

De maneira geral, para as amostras de mesmo material e ângulo de enrolamento, pode ser observado que aqueles condicionados em água à temperatura ambiente mostraram valores de P , G_I e G_{Ic} superiores, comparadas com as amostras não-condicionadas. Esse incremento tem relação com a plastificação da matriz, resultante de um envelhecimento não muito severo, onde a absorção de água enfraquece as cadeias poliméricas, resultando no aumento da ductibilidade da matriz (Johar *et al.*, 2019; Nash *et al.*, 2015). O enfraquecimento da matriz também contribui para a formação de *fiber bridging*, aumentando a resistência de separação das lâminas e gerando curvas P vs a mais planas (Katafiasz *et al.*, 2021).

Por outro lado, para as amostras condicionadas a 70 °C, foram obtidos valores menores para tenacidade à fratura. O condicionamento mais severo resultou em uma degradação mais severa na matriz que, junto com uma provável pós-cura do polímero exposto em alta temperatura por períodos constantes, resultaram em uma fraca adesão fibra matriz e um comportamento mais frágil do polímero, contrabalanceando o efeito de *fiber bridging* apresentado (Alessi *et al.*, 2014; Mamalis *et al.*, 2021).

5.3.3. Taxa de liberação de energia crítica

A Figura 5.11 apresenta a taxa de liberação crítica de energia G_{1c} determinada pelo método visual (VIS). Esta metodologia foi escolhida devido à facilidade de aquisição dos dados a partir das gravações realizadas durante os ensaios, onde se faz determinação visual do início de trinca com um microscópio ótico e, também, pela sincronização do crescimento de trinca com os dados obtidos pelo equipamento de ensaios mecânicos. Outro fator de escolha dessa metodologia é a semelhança dos valores de VIS com a NL apresentada por materiais frágeis, como abordado na norma ASTM.

A Tabela 5.1 apresenta os resultados de taxa de liberação de energia crítica (G_{1c}) para o material reforçado com fibras de vidro e com fibras de carbono. Pode-se afirmar que a taxa de liberação de energia crítica foi influenciada pelo ângulo de enrolamento das fibras, exibindo uma tendência de redução de energia para a separação das camadas quanto maior defasagem das fibras. Pode-se observar também que o tipo de condicionamento influenciou os resultados, e, de forma geral, houve um pequeno aumento para os compósitos condicionados à temperatura ambiente em relação aos não-condicionados e uma redução para os condicionados em alta temperatura. Por fim, com relação ao material do reforço, notou-se comportamento e resultados bastante similares, porém, levemente superiores para os reforçados com fibras de carbono, devido à alta adesão superficial do carbono com a resina epóxi (Monticeli *et al.*, 2020).

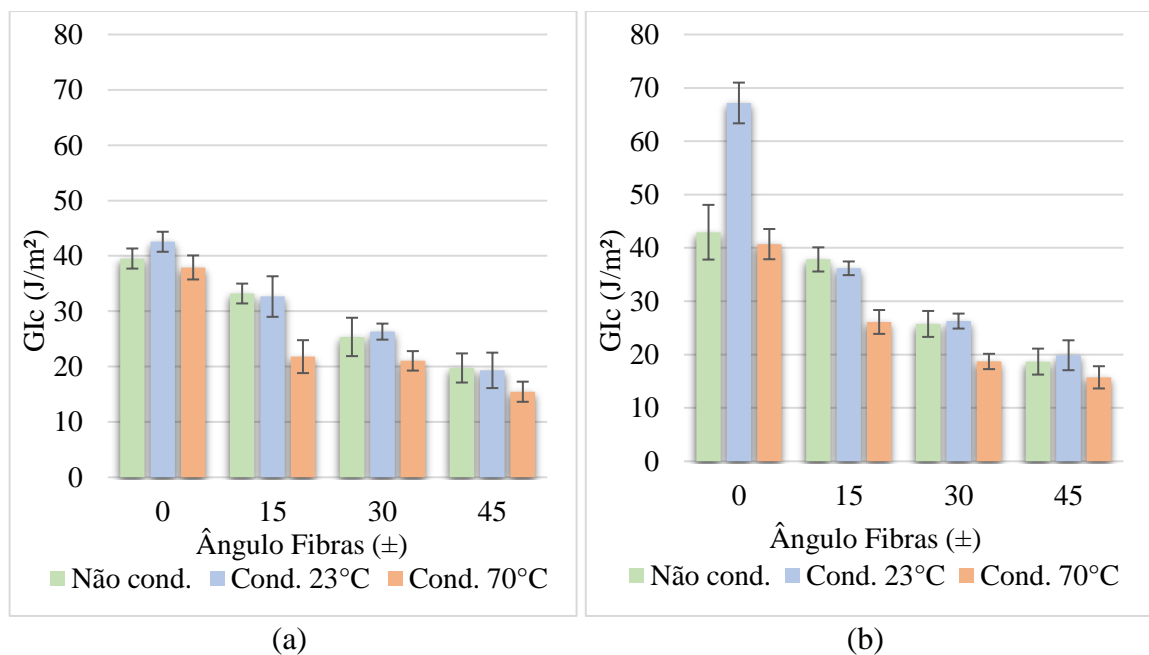


Figura 5.10 - Taxa de liberação de energia crítica G_{1c} : (a) Vidro/epóxi, (b) Carbono/epóxi.

Tabela 5.1 Resultados taxa de liberação de energia crítica (G_{IC}).

Ângulo		Amostras vidro/epóxi				Amostras carbono/epóxi			
		0°	15°	30°	45°	0°	15°	30°	45°
Não cond.	1	38,63	30,59	23,73	25,35	39,20	34,40	22,64	15,05
	2	41,04	35,85	34,03	20,73	45,10	36,40	30,53	16,24
	3	35,87	35,04	24,62	18,80	39,20	37,40	26,22	19,45
	4	40,70	32,22	21,84	16,32	53,60	37,50	26,59	23,07
	5	41,39	32,32	22,59	17,56	37,60	43,50	22,78	19,63
Média		39,53	33,20	25,36	19,75	42,94	37,84	25,75	18,69
DP		1,82	1,79	3,47	2,63	5,13	2,26	2,43	2,43
Cond. Amb.	1	39,07	35,08	26,62	14,18	60,52	34,93	26,42	16,88
	2	45,35	29,22	27,09	23,59	71,98	37,69	26,81	15,86
	3	41,52	26,93	25,99	16,45	71,89	35,51	25,99	22,81
	4	43,46	39,22	23,03	22,98	65,65	34,89	23,06	22,97
	5	43,39	32,83	28,88	19,39	65,80	37,87	29,13	20,86
Média		42,56	32,66	26,32	19,32	67,17	36,18	26,28	19,88
DP		1,81	3,66	1,45	3,20	3,81	1,28	1,41	2,80
Cond. 70 °C	1	40,01	23,70	24,18	19,68	42,30	26,76	17,49	15,44
	2	39,49	20,00	22,29	14,64	37,62	22,27	16,34	19,54
	3	36,65	24,85	18,62	11,73	37,62	28,33	20,12	11,73
	4	39,68	16,17	19,74	15,79	46,20	24,38	19,71	14,83
	5	33,75	24,28	20,35	15,46	39,80	28,86	19,90	17,15
Média		37,92	21,80	21,04	15,46	40,71	26,12	18,71	15,74
DP		2,17	2,97	1,76	1,82	2,83	2,24	1,44	2,09

5.4. Análise de falhas e comportamentos

Além dos gráficos P vs δ e G_I vs a , aspectos complementares podem ser analisados pelas imagens dos ensaios, bem como da análise por método visual ou com auxílio do MEV dos corpos-de-prova ensaiados, como apresentado a seguir.

5.4.1. Propagação das trincas

Através das imagens dos ensaios de tenacidade à fratura, foram constatados de maneira visual, comportamentos que apresentam influência direta nos resultados. O primeiro a ser

abordado é a maior facilidade da trinca mudar de plano de acordo com o ângulo de enrolamento do corpo-de-prova. Como citado anteriormente, esse comportamento é proveniente da mudança de feixes de fibras no crescimento da trinca nos compósitos angulados e contribui para a maior instabilidade apresentada nos gráficos. A Figura 5.12(a) enfatiza a propagação da trinca na mesma camada nas amostras a 0° , já a Figura 5.12(b) apresenta o crescimento de trinca no corpo-de-prova enrolado a $\pm 60^\circ$ (como mencionado, as fibras deste compósito estão dispostas a $\pm 30^\circ$ em relação ao crescimento da trinca). A Figura 5.12(d) apresenta o mesmo corpo-de-prova da Figura 5.12(b) após o ensaio, realçando a mudança de plano de delaminação no corpo-de-prova, destacado pela flecha laranja.

Além da instabilidade relatada, o desvio de trincas para as camadas adjacentes também influenciou no comprimento de trinca a em algumas amostras ensaiadas. As amostras mais fragilizadas devido ao menor número de camadas em um dos laminados, apresentaram falha por flexão, impedindo a continuação do ensaio e, possibilitando a avaliação de tenacidade à fratura apenas até o ponto anterior à falha, indicado pela flecha verde na Figura 5.12(c).

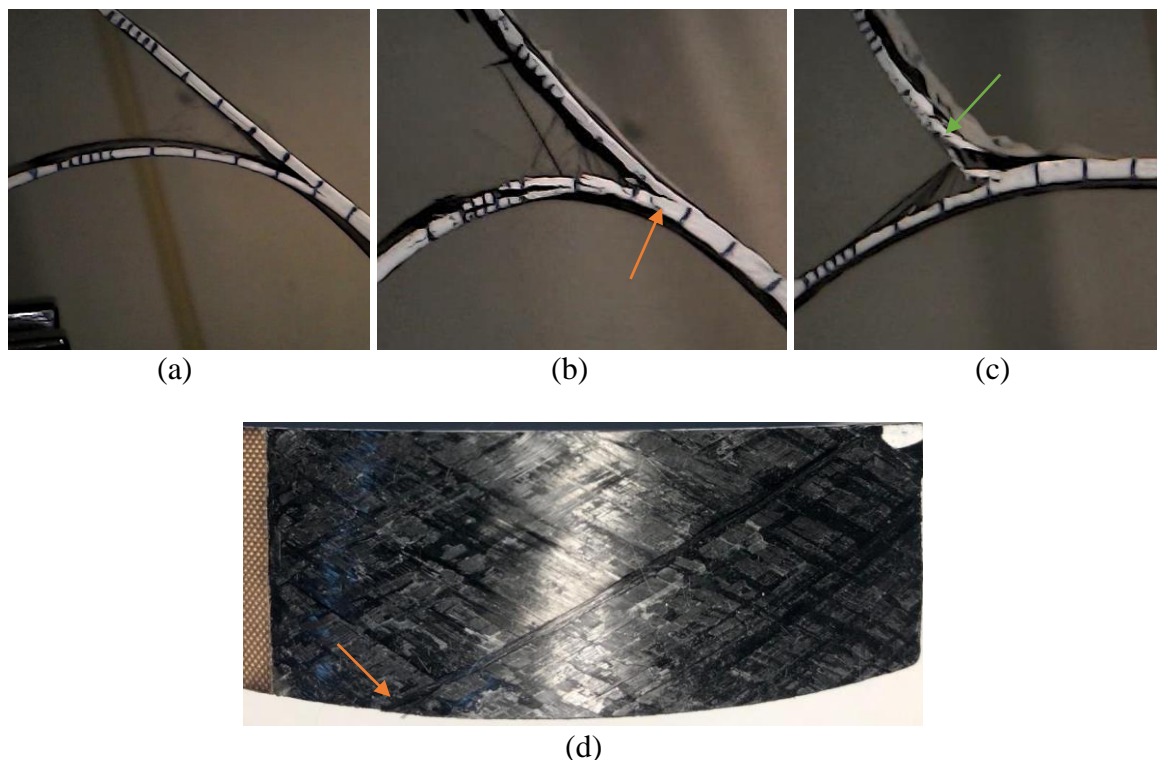


Figura 5.11 - Características das amostras ensaiadas: (a) circunferencial, (b) helicoidal ($\pm 60^\circ$), (c) falha por flexão, (d) trajetória da trinca.

Outro comportamento que pode ser observado pelas imagens retiradas durante os ensaios é a influência do condicionamento dos materiais na propagação da trinca. Houve aumento no nível de *fiber bridging* para os compósitos envelhecidos, como pode ser observado na Figura 5.13 para imagens de ensaio de amostras com disposição de fibras circunferencial. O compósito não-condicionado apresenta uma menor quantidade de fibras ligando as camadas superior e inferior comparado às amostras que sofreram algum tipo de condicionamento prévio.

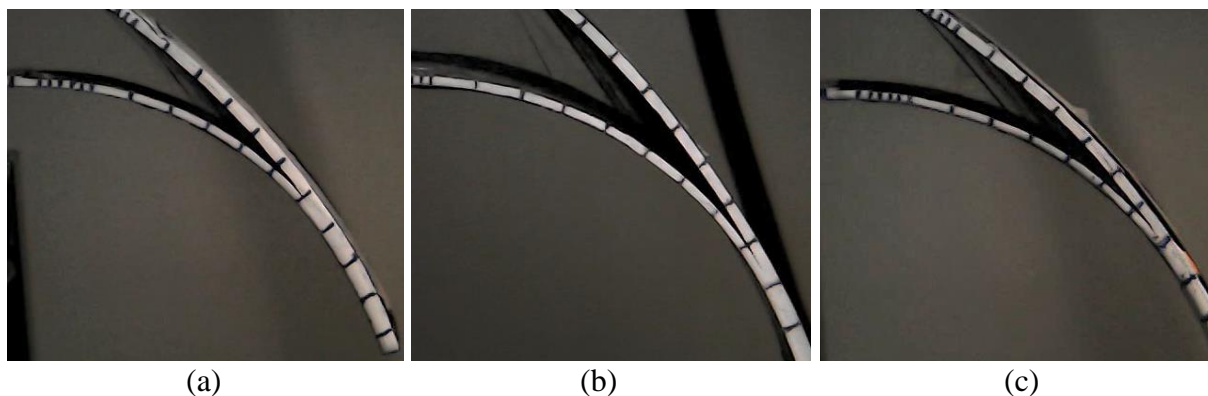


Figura 5.12 - *Fiber bridging* nas amostras com enrolamento circunferencial: (a) não-condicionado, (b) condicionado em água à temperatura ambiente, (c) condicionado em água a 70 °C.

5.4.2. Fractografia

A fractografia é uma prática utilizada na análise de falha após o dano, verificando por aspectos fractográficos a determinação do carregamento e de comportamento da fratura, auxiliando a compreender os mecanismos de falha ocorridos nos ensaios pela visualização de imagens da face fraturada, geralmente utilizando um microscópio eletrônico de varredura. Devido à geometria curva dos corpos-de-prova, foram capturadas imagens do início e do final da trinca de um corpo-de-prova escolhido aleatoriamente para cada tipo de disposição de fibras, porém apenas dos compósitos não-condicionados.

São apresentados na Figura 5.13, as micrografias MEV, utilizando ampliação de 300×, de início e final de trinca de um corpo-de-prova contendo fibras com enrolamento circunferencial. Na Figura 5.14, referentes ao início e final de trinca de um corpo-de-prova de vidro/epóxi com enrolamento circunferencial, é possível observar a presença de sulcos e marcas de fibras arrancadas da matriz, poucas fibras descobertas e, também sinais de plastificação da matriz e *river lines*, principalmente na imagem referente ao início de trinca. Os comportamentos descritos são típicos de fraturas pelo Modo I, indicando apenas o descolamento das camadas,

sem indícios de repuxo ou cisalhamento. Também podem ainda indicar boa adesão fibra/matriz e comportamento frágil de trinca, como esperado para esse material (Saurabh *et al.* 2020; Umarfarooq *et al.*, 2019).

Quanto à imagem capturada na área mais próxima do final de trinca, representada pela Figura 5.14(b), é possível visualizar fibras soltas e quebradas, sendo esse comportamento decorrentes do fenômeno de *fiber bridging*, em geral mais frequente ao longo do comprimento da trinca. O *fiber bridging* é o fenômeno originado pela ligação das fibras entre a camada superior e inferior durante o ensaio, podendo apresentar grande influência nos resultados de tenacidade à fratura como mencionado nas seções anteriores (Sapozhnikov *et al.*, 2020).

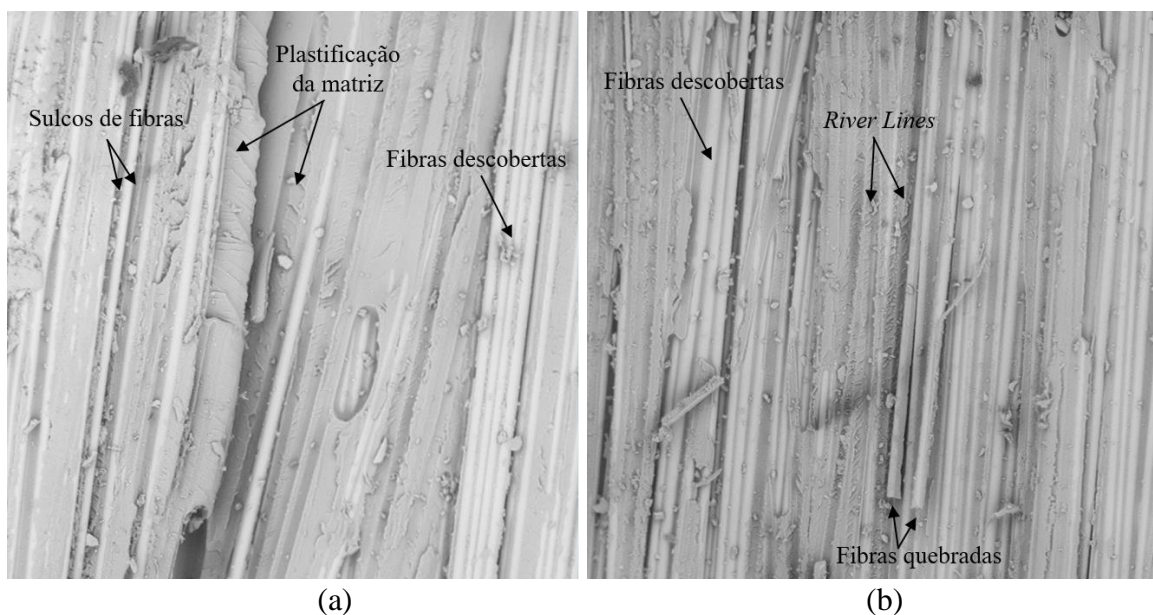


Figura 5.13 - Fractografia de corpo-de-prova vidro/epóxi (circunferencial): (a) início da trinca, (b) final da trinca.

As imagens referentes às demais análises fractográficas podem ser visualizados na Figura 5.15, onde são apresentadas as imagens de início e fim da trinca para os corpos-de-prova de vidro/epóxi não-envelhecidos, fabricados helicoidalmente nos ângulos de $\pm 75^\circ$, $\pm 60^\circ$ e $\pm 45^\circ$. De maneira geral, apresentam marcas de fibras muito nítidas e baixo índice de plastificação da matriz, sendo esse comportamento melhor observado com o aumento da defasagem dos ângulos entre fibras. Este comportamento é indicativo de uma amostra com tenacidade à fratura de menor eficiência, devido à baixa resistência exercida pela matriz no plano de separação e também, pela facilidade de descolamento das fibras. No decorrer do ensaio, percebe-se mais fibras soltas, provenientes da maior ocorrência de *fiber bridging*. Esses comportamentos têm

influência direta no formato da curva carga vs deslocamento, com pico inicial pouco acentuado devido à baixa aderência da matriz e curvas achatadas devido ao alto índice de *fiber bridging* (Rased *et al.*, 2021; Blondeau *et al.*, 2019; Gong *et al.*, 2018).

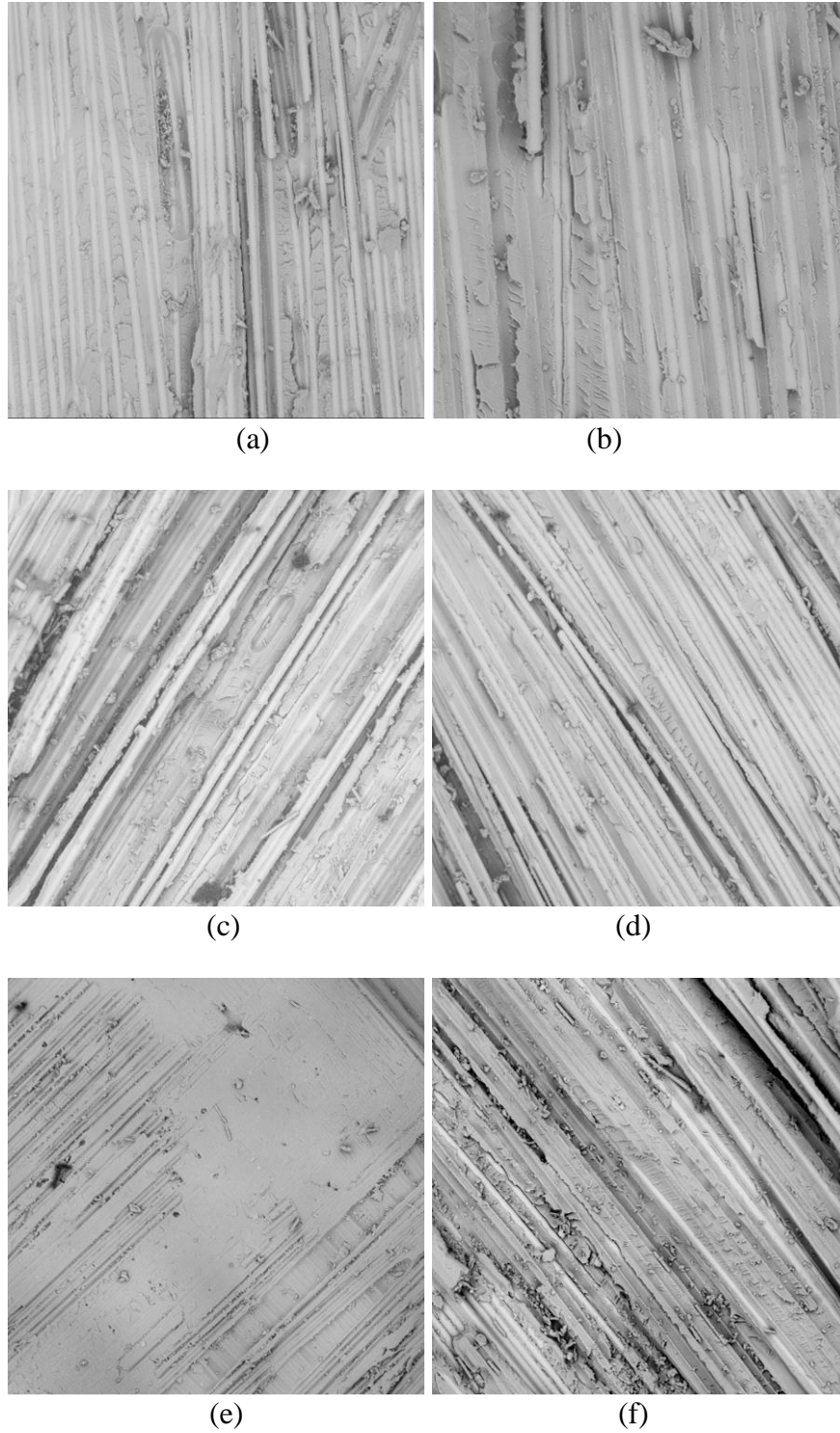


Figura 5.14 - Fractografia de início (à esquerda) e de final (à direita) da trinca nos corpos-de-prova vidro/epóxi de ângulo: (a)-(b) $\pm 15^\circ$, (c)-(d) $\pm 30^\circ$, (e)-(f) $\pm 45^\circ$.

Os resultados referentes às amostras carbono/epóxi são apresentados na Figura 5.16 para as amostras com fibras nos ângulos de 90° , $\pm 75^\circ$, $\pm 60^\circ$ e $\pm 45^\circ$. De maneira geral, as amostras apresentaram comportamento similar aos de vidro/epóxi, para fibras em mesmo ângulo. Em especial, pode ser avaliado para o corpo-de-prova carbono/epóxi com fibras em $\pm 45^\circ$, a presença de sulcos muito bem definidos no início de trinca e a grande presença de fibras soltas no fim de trinca, como esperado para corpos-de-prova enrolados de maneira helicoidal.

Analisados os crescimentos de trinca nos corpos-de-prova curvos não-condicionados, percebe-se que, para ambos os materiais, a análise fractográfica apresentou comportamentos típicos de tenacidade à fratura de Modo I, sem indício de fratura de Modo II. Percebe-se também que as amostras com enrolamento circunferencial apresentam maior qualidade quanto à delaminação comparadas às amostras com enrolamento helicoidal. À medida que a trinca se propaga, pode ser analisado também uma maior ocorrência de fibras soltas e quebradas, comportamento decorrente de *fiber bridging* (Bonhomme *et al.*, 2009; Sales *et al.*, 2020).

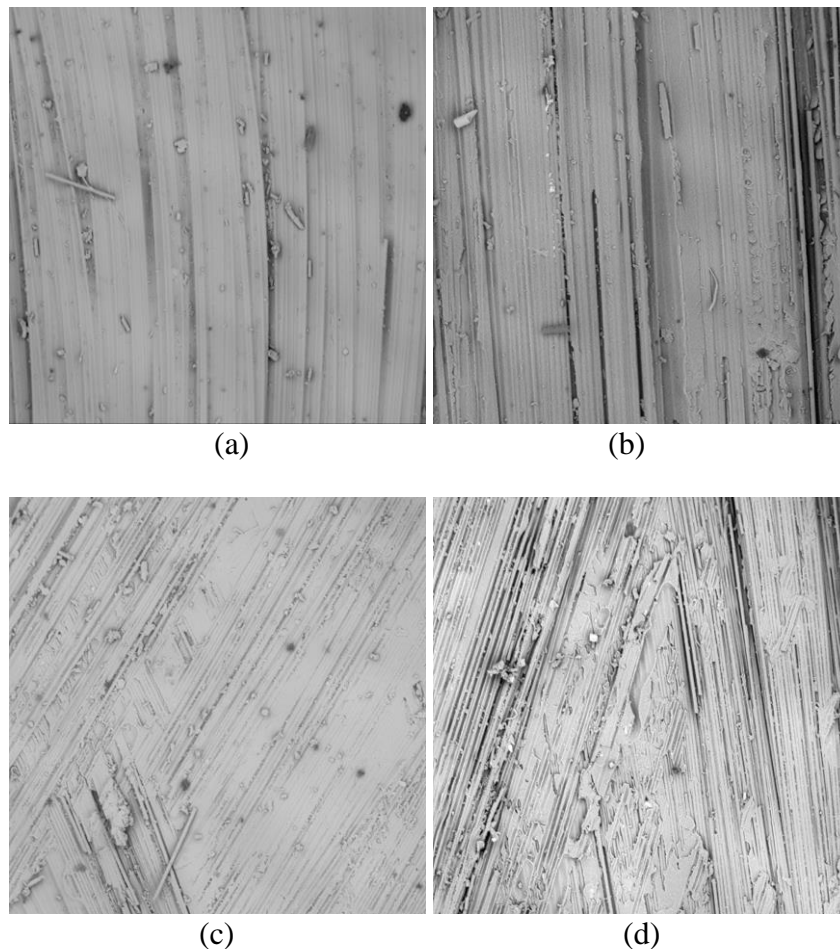


Figura 5.15 - Fractografia de início (à esquerda) e de final (à direita) da trinca nos corpos-de-prova carbono/epóxi de ângulo: (a)-(b) 0° , (c)-(d) $\pm 15^\circ$.

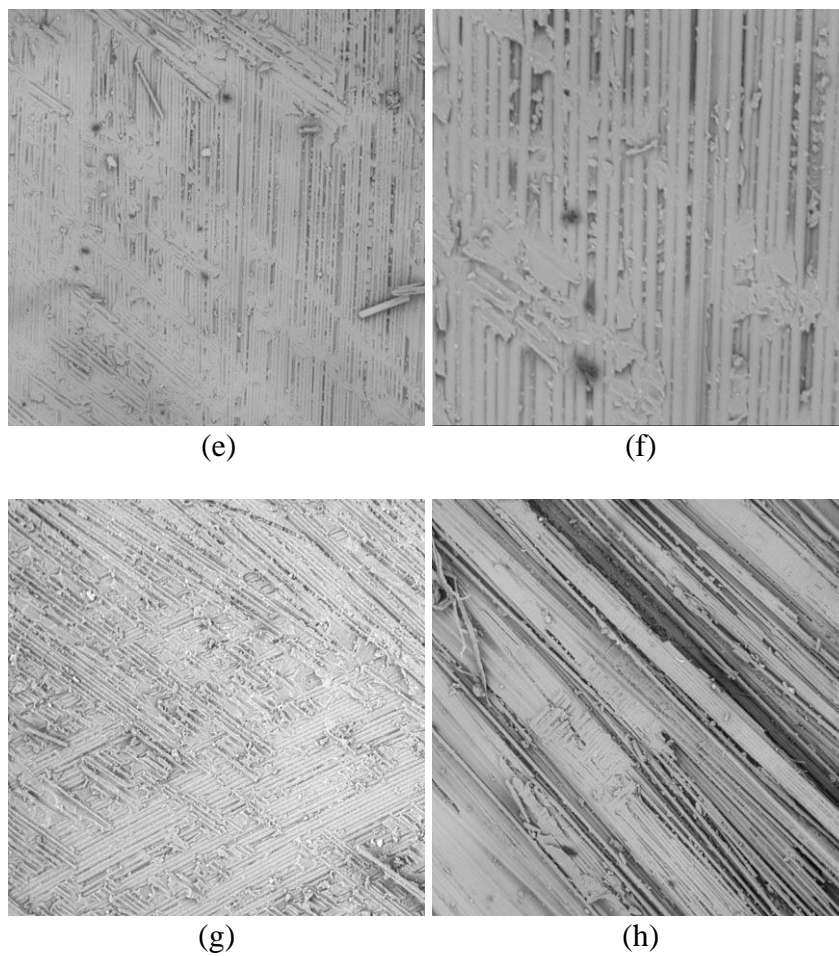


Figura 5.16 - Fractografia de início (à esquerda) e de final (à direita) da trinca nos corpos-de-prova carbono/epóxi de ângulo: (a)-(b) 30° , (c)-(d) $\pm 45^\circ$.

6. CONCLUSÃO

Analisou-se os efeitos da exposição em ambientes aquosos dos materiais carbono/epóxi e vidro/epóxi quanto à tenacidade à fratura. Para isso, foram utilizadas vigas curvas fabricadas por enrolamento filamental, condicionando-as em ambientes higrotérmicos, avaliando a absorção de água e seus efeitos naquela propriedade. De acordo com a metodologia adotada e os resultados obtidos no estudo, pode ser inferido que há um decréscimo na qualidade dos compósitos fabricados por enrolamento filamental de acordo com a defasagem do ângulo das fibras. Os compósitos com enrolamento circunferencial apresentaram menor teor de vazios comparados aos enrolados de maneira helicoidal, sendo essa propriedade diretamente ligada com a defasagem das fibras, com maior teor de vazios para os compósitos enrolados em $\pm 45^\circ$.

A absorção de água se mostrou dependente do material, temperatura de exposição e ângulo de enrolamento dos compósitos. Esse efeito tem forte relação com o teor de vazios e qualidade de fabricação, e as amostras de enrolamento $\pm 45^\circ$ apresentaram os maiores teores de absorção e os 0° os menores. A temperatura mais elevada facilitou a absorção de água e a deterioração da matriz epóxi. Foi verificado também que as amostras de carbono/epóxi tendem a absorver mais umidade comparadas as de vidro/epóxi, e essa exposição à água apresentou influência considerável na T_g dos materiais, reduzindo notavelmente para ambos os materiais, e com pouca influência do aumento da temperatura.

Quanto aos ensaios de tenacidade à fratura, foram observados resultados superiores para o carbono/epóxi comparado aos de fibra de vidro de mesmo ângulo de enrolamento e condicionamento. Também, os resultados de força vs deslocamento e taxa de liberação de energia vs crescimento de trinca apresentaram valores menores de acordo com a defasagem das fibras no compósito, tendo relação direta com a qualidade de fabricação dos corpos-de-prova.

Os corpos-de-prova submetidos ao condicionamento à temperatura ambiente obtiveram como resultado forças e taxas de liberação de energia superiores aos não-condicionados. Já os corpos-de-prova envelhecidos em alta temperatura apresentaram resultados inferiores. Dentre os diversos efeitos dos condicionamentos, plastificação da matriz e aumento do *fiber bridging* elevaram a tenacidade à fratura nos compósitos submetidos a água em temperatura ambiente porém, ambos os fenômenos não foram eficazes para água em alta temperatura devido à substancial deterioração da matriz polimérica devido principalmente à temperatura.

Foram realizadas também análises de falhas nos corpos-de-prova, a fim de identificar alguns comportamentos ocorridos durante os ensaios. Verificou-se o maior teor de *fiber bridging* para enrolamentos helicoidais, justificando a alta instabilidade encontrada nos gráficos força vs deslocamento e também a maior facilidade de a trinca mudar de plano de propagação, por vezes, gerando falha por flexão nos corpos-de-prova. O maior teor de *fiber bridging* foi percebido também nos corpos-de-prova condicionados.

Por fim, a fractografia nos espécimes ensaiados indicou falha esperada para ensaio de tenacidade à fratura de Modo I, sem indício de falha de Modo II ou Misto. Verificou-se também uma maior facilidade de descolamento das camadas dos corpos-de-prova enrolados helicoidalmente, que apresentaram menores índices de plastificação da matriz, resultando em picos de força e energia menos acentuados comparados aos de enrolamento circunferencial.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar análise de tenacidade à fratura em compósitos angulados fabricados por enrolamento filamentar com compactação externa (ex. com *Heat Shrink Tapes*, autoclavagem).
- Analisar a tenacidade à fratura no sentido longitudinal dos cilindros.
- Avaliar o fenômeno de tenacidade à fratura em amostras envelhecidas em ambientes reais da aplicação de compósitos de engenharia (i.e., exposição a óleo cru ou óleo mineral, em temperaturas variadas).

8. REFERÊNCIAS

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.

ALESSI, S.; PITARRESI, G.; SPADARO, G. Effect of hydrothermal ageing on the thermal and delamination fracture behaviour of CFRP composites. **Composites Part B: Engineering**, v. 67, p. 145–153, 2014.

ALMEIDA, J. H. S.; RIBEIRO, M. L.; TITA, V.; AMICO, S. C. Damage modeling for carbon fiber/epoxy filament wound composite tubes under radial compression. **Composite Structures**, v. 160, p. 204–210, 15 jan. 2017.

ALMEIDA, J. H. S.; SOUZA, S. D. B.; BOTELHO, E. C.; AMICO, S. C. Carbon fiber-reinforced epoxy filament-wound composite laminates exposed to hygrothermal conditioning. **Journal of Materials Science**, v. 51, n. 9, p. 4697–4708, 1 maio 2016.

A.R. BUNSELL; S. JOANNÈS; A. THIONNET. Bunsell, A - Fundamentals of Fibre Reinforced Composite Mater (2021). 2021.

ASTM D5229-20. Standard Test Method for Moisture Absorption Properties and Equilibrium Conditioning of Polymer Matrix Composite Materials 1. 2020.

ASTM D5528-13. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. 2013.

AZEVEDO, C. B.; ALMEIDA, J. H. S.; FLORES, H. F.; EGGERS, F.; AMICO, S. C. **Influence of mosaic pattern on hygrothermally-aged filament wound composite cylinders under axial compression** *Journal of Composite Materials* SAGE Publications Ltd, , 1 ago. 2020.

BAIERLE DE AZEVEDO, C. Efeito do padrão de enrolamento em cilindros de compósitos sob compressão axial. 2019.

BLONDEAU, C.; PAPPAS, G.; BOTSIS, J. Influence of ply-angle on fracture in antisymmetric interfaces of CFRP laminates. **Composite Structures**, v. 216, p. 464–476, 15 maio 2019.

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

CAMPBELL, F. C. **Structural Composite Materials**, 2010.

CYSNE BARBOSA, A. P.; ANA, A. P.; S.S. GUERRA, E.; K. ARAKAKI, F.; TOSATTO, M.; MARIA, M. C.; JOSÉ, J. D. Accelerated aging effects on carbon fiber/epoxy composites. **Composites Part B: Engineering**, v. 110, p. 298–306, 1 fev. 2017.

DALIBOR, I. H.; LISBÔA, T. V.; MARCZAK, R. J.; AMICO, S. C. Optimum slippage dependent, non-geodesic fiber path determination for a filament wound composite nozzle. **European Journal of Mechanics, A/Solids**, v. 82, 1 jul. 2020.

DE'NÈVE, B.; SHANAHAN, M. E. R. Water absorption by an epoxy resin and its effect on the mechanical properties and infra-red spectra. **Polymer**, 1993.

EGGERS, F.; ALMEIDA, J. H. S.; LISBÔA, T. V.; AMICO, S. C. Creep and residual properties of filament-wound composite rings under radial compression in harsh environments. **Polymers**, v. 23, n. 1, p. 1–18, 1 jan. 2021.

EVER J. BARBERO. Introduction to Composite Materials Design - 3rd edition. 2018.

FITRIAH, S. N.; ABDUL MAJID, M. S.; RIDZUAN, M. J. M.; DAUD, R.; GIBSON, A. G.; ASSALEH, T. A. Influence of hydrothermal ageing on the compressive behaviour of glass fibre/epoxy composite pipes. **Composite Structures**, v. 159, p. 350–360, 1 jan. 2017.

FRKETIC, J.; DICKENS, T.; RAMAKRISHNAN, S. **Automated manufacturing and processing of fiber-reinforced polymer (FRP) composites: An additive review of contemporary and modern techniques for advanced materials manufacturing** Additive Manufacturing Elsevier B.V., 1 mar. 2017.

FRÜH, N.; KNIPPERS, J. Multi-stage filament winding: Integrative design and fabrication method for fibre-reinforced composite components of complex geometries. **Composite Structures**, v. 268, p. 113969, jul. 2021.

GDOUTOS, E. E. **Solid Mechanics and Its Applications**. 2019.

GHADIRDOKHT, A.; HEIDARI-RARANI, M. Delamination R-curve behavior of curved composite laminates. **Composites Part B: Engineering**, v. 175, 15 out. 2019.

GONG, Y.; ZHANG, B.; MUKHOPADHYAY, S.; HALLETT, S. R. 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.

GUEDES, R. M.; SÁ, A.; MOURA, M. F. S. F. DE. 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.

GUEDES, R.; SÁ, A. Influence of moisture absorption on GIC and flexural properties of GRP pipes. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 29, n. 20, p. 3095–3103, out. 2010.

GUEN-GEFFROY, A. LE; GAC, P. Y. LE; HABERT, B.; DAVIES, P. Physical ageing of epoxy in a wet environment: Coupling between plasticization and physical ageing. **Polymer Degradation and Stability**, v. 168, 1 out. 2019.

JOHAR, M.; CHONG, W. W. F.; KANG, H. S.; WONG, K. J. 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.

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.; GREENHALGH, E. S.; ALLEGRI, G.; PINHO, S. T.; ROBINSON, P. 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.

LIU, C.; BAI, R.; LEI, Z.; DI, J.; DONG, D.; GAO, T.; JIANG, H.; YAN, C. Study on mode-I fracture toughness of composite laminates with curved plies applied by automated fiber placement. **Materials and Design**, v. 195, 1 out. 2020.

LOZANO, G. G.; TIWARI, A.; TURNER, C.; ASTWOOD, S. A review on design for manufacture of variable stiffness composite laminates **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture** SAGE Publications Ltd, 1 jun. 2016.

M. JANSSEN; J. ZUIDEMA; R. J. H. WANHILL. **Fracture Mechanics**. 2003.

MACIEL MONTICELI, F.; YUTAKA SHIINO, M.; JACOBUS CORNELIS VOORWALD, H.; HILÁRIO CIOFFI, M. O. The synergy effect of carbon/glass/epoxy hybrid laminate in Mode I delamination: A physical microfracture analysis. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 239, 1 nov. 2020.

MAMALIS, D.; FLOREANI, C.; Ó BRÁDAIGH, C. M. Influence of hygrothermal ageing on the mechanical properties of unidirectional carbon fibre reinforced powder epoxy composites. **Composites Part B: Engineering**, v. 225, 15 nov. 2021.

MARCELO F.S.F. DE MOURA. *Materiais Compósitos*. 2010.

MATERIAL SPRL. **User Manual CADWIND User Manual © MATERIAL SPRL2**.

MAXWELL, A. S.; BROUGHTON, W. R.; DEAN, G.; SIMS, G. D. **NPL REPORT Review of accelerated ageing methods and lifetime prediction techniques for polymeric materials**. 2005.

MEDINA, H. E.; PIDAPARTI, R.; HINDERLITER, B. **Celebrating the 100th Anniversary of Inglis Result: From a Single Notch to Random Surface Stress Concentration Solutions** *Applied Mechanics Reviews* American Society of Mechanical Engineers (ASME), 1 jan. 2015.

NASH, N. H.; RAY, D.; YOUNG, T. M.; STANLEY, W. F. 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.

OLIVEIRA, B. F.; CREUS, G. J. An analytical-numerical framework for the study of ageing in fibre reinforced polymer composites. **Composite Structures**, v. 65, n. 3–4, p. 443–457, set. 2004.

PAULA, A.; FULCO, P. **Mecanismos de dano em laminados de carbono/epóxi sob fadiga e envelhecimento higrotérmico**. 2017.

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

QUANJIN, M.; REJAB, M. R. M.; SAHAT, I. M.; AMIRUDDIN, M.; BACHTIAR, D.; SIREGAR, J. P.; IBRAHIM, M. I. Design of portable 3-axis filament winding machine with inexpensive control system. **Journal of Mechanical Engineering and Sciences**, v. 12, n. 1, p. 3479–3493, 1 mar. 2018.

RAFIEE, R. **On the mechanical performance of glass-fibre-reinforced thermosetting-resin pipes: A review***Composite Structures* Elsevier Ltd, , 20 maio 2016.

ROBINSON, P.; HODGKINSON, J. M. Interlaminar fracture toughness. *Em: Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites*. [s.l.] Elsevier, 2000. p. 170–210.

SALES, R. C. M.; SOUSA, A. F. DE; BRITO, C. B. G.; SENA, J. L. S.; SILVEIRA, N. N. A.; CÂNDIDO, G. M.; DONADON, M. V. Analysis of hygrothermal effects on mixed mode I/II interlaminar fracture toughness of carbon composites joints. **International Journal of Adhesion and Adhesives**, v. 97, 1 mar. 2020.

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.

SATHISHKUMAR, T. P.; NAVEEN, J.; SATHEESHKUMAR, S. **Hybrid fiber reinforced polymer composites - A review***Journal of Reinforced Plastics and Composites*, mar. 2014.

SAURABH, S.; DASARI, S.; RAY, B. C.; PRUSTY, R. K. **Mode I interlaminar fracture toughness improvement of the glass/epoxy composite by using multiscale composite approach***Materials Today: Proceedings. Anais...*Elsevier Ltd, 2020

SHOKRIEH, M. M.; SALAMAT-TALAB, M.; HEIDARI-RARANI, M. Effect of interface fiber angle on the R-curve behavior of E-glass/epoxy DCB specimens. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 86, p. 153–160, 1 dez. 2016.

SORRENTINO, L.; ANAMATEROS, E.; BELLINI, C.; CARRINO, L.; CORCIONE, G.; LEONE, A.; PARIS, G. Robotic filament winding: An innovative technology to manufacture complex shape structural parts. **Composite Structures**, v. 220, p. 699–707, 15 jul. 2019.

SOUZA, L. R. DE; MARQUES, A. T.; D'ALMEIDA, J. R. M. Effects of aging on water and lubricating oil on the creep behavior of a GFRP matrix composite. **Composite Structures**, v. 168, p. 285–291, 15 maio 2017.

SUMAN, M. L. J.; MURIGENDRAPPA, S. M.; KATTIMANI, S. Effect of similar and dissimilar interface layers on delamination in hybrid plain woven glass/carbon epoxy laminated

composite double cantilever beam under Mode-I loading. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 114, 1 ago. 2021.

SUN, P.; ZHAO, Y.; LUO, Y.; SUN, L. Effect of temperature and cyclic hygrothermal aging on the interlaminar shear strength of carbon fiber/bismaleimide (BMI) composite. **Materials and Design**, v. 32, n. 8–9, p. 4341–4347, set. 2011.

T. L. ANDERSON. *Fracture Mechanics Fundamentals*. 2005.

UMARFAROOQ, M. A.; SHIVAKUMAR GOUDA, P. S.; VEERESH KUMAR, G. B.; BANAPURMATH, N. R.; EDACHERIAN, A. Impact of process induced residual stresses on interlaminar fracture toughness in carbon epoxy composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 127, 1 dez. 2019.

VELAZQUEZ, J. **A Practical Approach to Fracture Mechanics**. 2021.

WANG, Q.; LI, T.; WANG, B.; LIU, C.; HUANG, Q.; REN, M. Prediction of void growth and fiber volume fraction based on filament winding process mechanics. **Composite Structures**, v. 246, 15 ago. 2020.

WANG, R.; JIAO, W.; LIU, W.; YANG, F.; HE, X. Slippage coefficient measurement for non-geodesic filament-winding process. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 42, n. 3, p. 303–309, mar. 2011.

YILDIZ, K.; GÜRKAN, İ.; TURGUT, F.; CEBECI, F.; CEBECI, H. Fracture toughness enhancement of fuzzy CNT-glass fiber reinforced composites with a combined reinforcing strategy. **Composites Communications**, v. 21, 1 out. 2020.

ZHAO, L.; WANG, Y.; ZHANG, J.; GONG, Y.; LU, Z.; HU, N.; XU, J. An interface-dependent model of plateau fracture toughness in multidirectional CFRP laminates under mode I loading. **Composites Part B: Engineering**, v. 131, p. 196–208, 15 dez. 2017.

ZHENG, Q.; MORGAN, R. J. Synergistic Thermal-Moisture Damage Mechanisms of Epoxies and Their Carbon Fiber Composites. **Journal of Composite Materials**, v. 27, n. 15, p. 1465–1478, 1993.