



**UNIVERSIDADE DA INTEGRAÇÃO INTERNACIONAL DA LUSOFONIA AFRO-  
BRASILEIRA  
INSTITUTO DE ENGENHARIAS E DESENVOLVIMENTO SUSTENTÁVEL**

**CURSO DE GRADUAÇÃO EM  
ENGENHARIA DE ENERGIAS**

**ISADORA DE MOURA GOMES LEAL**

**ANÁLISE DE DEFEITOS ONDULATÓRIOS EM COMPÓSITO DE RESINA EPÓXI  
REFORÇADO COM FIBRAS DE VIDRO**

**REDENÇÃO - CE  
2020**

**ISADORA DE MOURA GOMES LEAL**

**ANÁLISE DE DEFEITOS ONDULATÓRIOS EM COMPÓSITO DE RESINA EPÓXI  
REFORÇADO COM FIBRAS DE VIDRO**

Trabalho de conclusão de curso apresentado como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Energias pela Universidade da Integração Internacional da Lusofonia Afro-Brasileira.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Cáceres Coaquira.

**REDENÇÃO - CE  
2020**

Universidade da Integração Internacional da Lusofonia Afro-Brasileira  
Sistema de Bibliotecas da UNILAB  
Catalogação de Publicação na Fonte.

---

Leal, Isadora de Moura Gomes.

L435a

Análise de defeitos ondulatorios em compósito de resina epóxi reforçado com fibras de vidro / Isadora de Moura Gomes Leal. - Redenção, 2020.

56f: il.

Monografia - Curso de Engenharia de Energias, Instituto de Engenharias e Desenvolvimento Sustentável, Universidade da Integração Internacional da Lusofonia Afro-Brasileira, Redenção, 2020.

Orientador: Carlos Alberto Cáceres Coaquira.

1. Compósitos poliméricos. 2. Resina Epóxi. 3. Fibras de vidro. I. Título

CE/UF/BSCA

CDD 620.1

---

**ISADORA DE MOURA GOMES LEAL**

**ANÁLISE DE DEFEITOS ONDULATÓRIOS EM COMPÓSITO DE RESINA EPÓXI  
REFORÇADO COM FIBRAS DE VIDRO**

Trabalho de conclusão de curso apresentado como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Energias pela Universidade da Integração Internacional da Lusofonia Afro-Brasileira.

Aprovado em: 16 / 10 / 2020.

**BANCA EXAMINADORA:**



---

**Orientador**

**Prof. Dr. Carlos Alberto Cáceres Coaquira.**

Universidade da Integração Internacional da Lusofonia Afro-Brasileira - UNILAB



---

Francisco Olímpio Moura Carneiro  
Professor do Magisterio Superior  
Instituto de Engenharia e Desenvolvimento  
Sustentável - SUAPE-1148304

**Prof. Dr. Francisco Olímpio Moura Carneiro**

Universidade da Integração Internacional da Lusofonia Afro-Brasileira - UNILAB



---

**Membro da Banca**

**Prof.ª Dr.ª Rita Karolinny Chaves de Lima**

Universidade da Integração Internacional da Lusofonia Afro-Brasileira - UNILAB

## AGRADECIMENTOS

A minha mãe, Isabel Cristina de Moura Moreira, que é sinônimo de luta, por ter me criado e educado por toda essa vida, por estar ao meu lado em todos os momentos em meio as dificuldades, além de me apoiar durante toda a minha jornada na graduação e na minha escolha profissional, me ensinando que desistir nunca foi e nem será uma opção.

A meu pai, Edilson Leal, que mesmo de longe me ajudou financeiramente da forma que pôde, possibilitando minha permanência no curso integral.

As minhas irmãs, Isa e Isabele, por me apoiarem e também se sentem realizadas com a minha conquista acadêmica e profissional. Em especial a Isabele, que durante metade da minha graduação pode acompanhar de perto minha trajetória, e logo mais será também engenheira de energias.

Aos meus padrinhos, Lindete Castro e Marcos Moreira, por terem investido na minha educação desde o primário, por me ajudarem a ingressar no mercado de engenharia de energias, acreditando no meu potencial como profissional, para aplicação dos meus conhecimentos adquiridos nesta graduação.

Aos meus tios, Gildo Moreira e Maria Antonieta Moreira, pelo suporte em diferentes momentos da minha vida, os quais serei eternamente grata.

Ao meu orientador, Carlos Alberto Cáceres, pelo carinho e sabedoria compartilhada através de ensinamentos, pela paciência e motivação demonstrada em momentos difíceis, e principalmente por ter sempre acreditado no meu potencial.

A Unilab, que foi minha segunda casa durante esses cinco anos e meio, e foi vital na minha formação acadêmica, desenvolvimento pessoal e profissional.

*“Às vezes ouço passar o vento; e só de ouvir o  
vento passar, vale a pena ter nascido.”*

*(Fernando Pessoa)*

## RESUMO

O estudo analisou a influência de defeitos ondulatórios em compósitos poliméricos reforçados com fibra de vidro. Os compósitos analisados possuíam matriz de resina epóxi reforçados com fibras de vidro com gramatura de 1200 g/m<sup>2</sup>, material comumente utilizado para a fabricação de componentes de pás eólicas. Como as propriedades mecânicas deste tipo de material advêm da forma como as fibras presentes estão alinhadas na matriz polimérica, os defeitos provocam o desalinhamento das fibras de forma que promoveram alterações das propriedades mecânicas, conforme a severidade da ondulação, e teve por consequência a redução do desempenho estrutural e vida útil. Nesse sentido, o presente trabalho teve como objetivo investigar do desalinhamento de fibras de vidro e seu impacto nas propriedades mecânicas de compósitos de matriz epóxi. Através da ferramenta SimulationXpress, integrada ao software Solidworks 2016, foram simulados ensaios de tração para duas amostras defeituosas e comparadas a amostra de referência, os resultados demonstraram que a zona de falha coincidiu com a área de ondulação induzida nas amostras. Para análise em laboratório, os defeitos ondulatórios foram induzidos usando moldes de fabricação própria, projetados com ondulação senoidal no centro de sua superfície, de modo que reproduziu propositalmente este tipo de delaminação nos laminados. Em seguida, amostras com severidade de ondulação em 10 e 20%, obtidas por laminação manual, foram submetidas a ensaios de tração de acordo com a norma técnica ASTM D3039, na qual propriedades como módulo de elasticidade, tensão de ruptura e deformação foram analisadas. A amostra de maior severidade ondular apresentou decréscimos significativos nas propriedades mecânicas em relação a amostra de severidade 10%, para tensão de ruptura diferença de 36%, módulo de elasticidade em 50% e deformação isenta de discrepâncias. Por fim, foi realizada a análise térmica de cura da resina epóxi para diferentes proporções do agente endurecedor e presença de fibra de vidro durante o processo de cura do compósito.

**Palavras-chave:** Compósitos. Resina Epóxi. Fibra de vidro. Defeitos ondulatórios.

## ABSTRACT

The study analyzed the influence of wave defects in polymeric composites reinforced with fiberglass. The analyzed composites had an epoxy resin matrix reinforced with glass fibers with a weight of 1200 g / m<sup>2</sup>, a material commonly used for the manufacture of wind blades components. As the mechanical properties of this type of material arise from the way in which the fibers present are aligned in the polymeric matrix, the defects cause the misalignment of the fibers in a way that promoted changes in the mechanical properties, according to the severity of the waviness, and resulted in the reduction of the structural performance and service life. In this sense, the present work aimed to investigate the misalignment of glass fibers and their impact on the mechanical properties of epoxy matrix composites. Through the SimulationXpress tool, integrated with the Solidworks 2016 software, tensile tests were simulated for two defective samples and compared to the reference sample, the results showed that the failure zone coincided with the area of ripple induced in the samples. For laboratory analysis, the wave defects were induced using self-made molds, designed with sinusoidal waviness in the center of its surface, so that it purposely reproduced this type of delamination in the laminates. Then, samples with 10 and 20% ripple severity, obtained by manual lamination, were subjected to tensile tests according to the technical standard ASTM D3039, in which properties such as elastic modulus, tensile strength and deformation were analyzed. The sample with the highest wave severity showed significant decreases in mechanical properties in relation to the 10% severity sample, for a tensile strength difference of 36%, an elastic modulus of 50% and deformation without discrepancies. Finally, the thermal analysis of curing of the epoxy resin was carried out for different proportions of the hardening agent and the presence of fiberglass during the curing process of the composite.

**Keywords:** Composites. Epoxy resin. Fiberglass. Wave defects.

## LISTA DE FIGURAS

<b>FIGURA 2.1</b> – DISTRIBUIÇÃO PERCENTUAL DAS MATRIZES ENERGÉTICAS DO BRASIL – MARÇO DE 2020.....	15
<b>FIGURA 2.2</b> – O MOINHO DE VENTO DE BLYTH, 1891, ESCÓCIA.....	17
<b>FIGURA 2.3</b> – TURBINA EÓLICA DE 200kW INSTALADA EM GEDSER, NA DINAMARCA. ....	17
<b>FIGURA 2.4</b> – CRESCIMENTO DO TAMANHO E POTÊNCIA DE TURBINAS EÓLICAS DESDE 1980 E PERSPECTIVAS FUTURAS.....	18
<b>FIGURA 2.6</b> – CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS E ESPACIAIS DA FASE DE DISPERSA QUE PODEM INFLUENCIAR NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS COMPÓSITOS: (A) CONCENTRAÇÃO, (B) TAMANHO, (C) FORMA, (D) DISTRIBUIÇÃO, E (E) ORIENTAÇÃO. ....	20
<b>FIGURA 2.7</b> – ESQUEMAS DE ORIENTAÇÃO DAS FIBRAS DE REFORÇO (A) CONTÍNUAS E ALINHADAS, (B) DESCONTÍNUAS E ALINHADAS, E (C) DESCONTÍNUAS E ORIENTADAS ALEATORIAMENTE.....	21
<b>FIGURA 2.8</b> – COMPÓSITO TIPO PLACA COM CONJUNTO DE EIXOS ORTOGONAIS.....	23
<b>FIGURA 2.9</b> – DEFORMAÇÃO POR TENSÃO UNIAXIAL DE UM LAMINADO EM DIREÇÃO PARALELA AS FIBRAS CONTINUAS DA MATRIZ.....	23
<b>FIGURA 2.10</b> – TIPOS DE CARGAS E REFORÇOS DE UMA PÁ EÓLICA.....	25
<b>FIGURA 2.11</b> – LONGARINA DE PERFIL “I” E SEUS COMPONENTES.....	25
<b>FIGURA 2.12</b> – DIFERENTES FORMAS DE REFORÇO.....	27
<b>FIGURA 2.13</b> – SEÇÃO LONGITUDINAL DE UMA LONGARINA COM DEFEITO DE ONDULAÇÃO FORA DO PLANO.....	28
<b>FIGURA 3.1</b> – ONDULAÇÃO FORA DO PLANO DA AMOSTRA DESTA ESTUDO.....	31
<b>FIGURA 3.2</b> – REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DOS MOLDES. (A) MOLDE COM DEFORMAÇÃO, (B) MOLDE LISO SEM DEFORMAÇÕES.....	32
<b>FIGURA 3.3</b> – REPRESENTAÇÃO DA VISTA LATERAL DAS DIMENSÕES DA ONDA SENOIDAL DO DEFEITO NO MOLDE (A) AMPLITUDE DE 4MM E (B) AMPLITUDE DE 2MM.....	32
<b>FIGURA 3.4</b> – LAMINAÇÃO MANUAL DE COMPÓSITO POLIMÉRICO DE RESINA EPÓXI REFORÇADO COM FIBRA DE VIDRO.....	34
<b>FIGURA 3.5</b> – CORTE DOS CORPOS DE PROVA.....	34
<b>FIGURA 3.6</b> – DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA DE ACORDO COM ASTM D3039.....	35
<b>FIGURA 3.7</b> – COLETA DE MEDIDAS DOS CORPOS DE PROVA PÓS ACABAMENTO.....	36
<b>FIGURA 3.8</b> – MÁQUINA DE ENSAIO DE TRAÇÃO INSTRON EMIC 23-100.....	36
<b>FIGURA 3.9</b> – DISPOSITIVO DE ANÁLISE DE TEMPERATURA DE CURA.....	37
<b>FIGURA 4.1</b> – SIMULAÇÃO DE ENSAIO DE TRAÇÃO SOB CRITÉRIO DE FALHA DE TENSÃO DE VON MISES. AMOSTRA A COM S = 0%, AMOSTRA B COM ONDULAÇÃO S = 10% E AMOSTRA C COM S = 20%.....	38
<b>FIGURA 4.2</b> – TENSÃO A TRAÇÃO X DEFORMAÇÃO A TRAÇÃO DE 5 CPs DA AMOSTRA B.....	41
<b>FIGURA 4.3</b> – TENSÃO A TRAÇÃO X DEFORMAÇÃO A TRAÇÃO DOS 5 CPs DA AMOSTRA C.....	42
<b>FIGURA 4.4</b> – MÓDULO DE ELASTICIDADE PARA CADA NÍVEL DE SEVERIDADE DAS AMOSTRAS.....	43
<b>FIGURA 4.5</b> – CORPOS DE PROVA DA AMOSTRA C APÓS A RUPTURA.....	44
<b>FIGURA 4.6</b> – TENSÃO DE RUPTURA PARA CADA NÍVEL DE SEVERIDADE DAS AMOSTRAS.....	45
<b>FIGURA 4.7</b> – TENSÃO MÁXIMA PARA CADA NÍVEL DE SEVERIDADE DAS AMOSTRAS.....	45

<b>FIGURA 4.8</b> – DEFORMAÇÃO NA RUPTURA PARA CADA NÍVEL DE SEVERIDADE DAS AMOSTRAS. ....	46
<b>FIGURA 4.9</b> – RESILIÊNCIA PARA CADA NÍVEL DE SEVERIDADE DAS AMOSTRAS.....	46
<b>FIGURA 4.10</b> – TENACIDADE PARA CADA NÍVEL DE SEVERIDADE DAS AMOSTRAS. ....	47
<b>FIGURA 4.11</b> – VISTA DE TOPO E LATERAL DAS RUPTURAS NO DEFEITO ONDULATÓRIO DOS CPS DAS AMOSTRAS B E C. ....	48
<b>FIGURA 4.12</b> – ZOOM DAS RUPTURAS DAS AMOSTRAS (A) B E (B) C.....	48
<b>FIGURA 4.13</b> – TEMPERATURA DE CURA DA RESINA EPÓXI EM FUNÇÃO DO TEMPO.....	50

## LISTA DE TABELAS

<b>TABELA 1</b> – PROPRIEDADES DAS FIBRAS DE VIDRO TIPO E, S E R.....	27
<b>TABELA 2</b> – EQUAÇÕES DAS FORMAS DE ONDA DO DEFEITO ONDULATÓRIO DOS MOLDES.....	32
<b>TABELA 3</b> – SEVERIDADES DE ONDAS DOS CORPOS DE PROVA FABRICADOS.....	35
<b>TABELA 4</b> – TENSÕES OBTIDAS POR SIMULAÇÃO PARA CADA UMA DAS AMOSTRAS. ....	39
<b>TABELA 5</b> – DADOS DE ENSAIO DE TRAÇÃO COM AMOSTRA B. ....	41
<b>TABELA 6</b> – DADOS DE ENSAIO DE TRAÇÃO COM AMOSTRA C.....	43
<b>TABELA 7</b> – DADOS DE TEMPERATURA DE PICO NO PROCESSO DE CURA DE RESINA EPÓXI.....	49

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	13
2	REVISÃO DA LITERATURA .....	14
2.1	ENERGIA EÓLICA NO BRASIL E NO CEARÁ.....	14
2.2	TURBINAS EÓLICAS .....	16
2.3	COMPÓSITOS POLIMÉRICOS UTILIZADOS NA CONSTRUÇÃO DE PÁS EÓLICAS .....	19
<b>2.3.1</b>	<b>Materiais compósitos reforçados por fibras.....</b>	<b>19</b>
2.3.1.1	Matriz Polimérica.....	20
2.3.1.2	Fase dispersa (Reforço).....	21
<b>2.3.2</b>	<b>Propriedades mecânicas de compósitos.....</b>	<b>22</b>
<b>2.3.3</b>	<b>Materiais compósitos em pás eólicas .....</b>	<b>24</b>
2.3.3.1	Resinas .....	25
2.3.3.2	Fibras .....	26
2.3.3.3	Processo de fabricação Epóxi / Fibra de vidro .....	27
<b>2.3.4</b>	<b>Influência de defeitos ondulatórios nas propriedades de compósitos poliméricos.....</b>	<b>28</b>
2.3.4.1	Equação da onda de defeito induzido .....	30
2.3.4.2	Severidade da ondulação da fibra.....	30
3	MATERIAIS E METODOS .....	31
3.1	MATERIAIS.....	31
3.2	MÉTODOS.....	31
<b>3.2.1</b>	<b>Geometria de defeito ondulatório.....</b>	<b>31</b>
<b>3.2.2</b>	<b>Simulação de ensaio de tração.....</b>	<b>33</b>
<b>3.2.3</b>	<b>Obtenção do compósito .....</b>	<b>33</b>
<b>3.2.4</b>	<b>Classificação das amostras .....</b>	<b>34</b>
<b>3.2.5</b>	<b>Ensaio de tração .....</b>	<b>35</b>
<b>3.2.6</b>	<b>Análise térmica de cura .....</b>	<b>37</b>
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	38
4.1	SIMULAÇÃO DE ENSAIO DE TRAÇÃO.....	38
4.2	ENSAIO DE TRAÇÃO DAS AMOSTRAS .....	39
4.3	ANÁLISE DE RUPTURA DOS CORPOS DE PROVA .....	47
4.4	ANÁLISE TÉRMICA DE CURA DA RESINA EPÓXI.....	48

5	CONCLUSÃO .....	50
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	53

## 1 INTRODUÇÃO

O uso de materiais compósitos tem se tornado cada vez mais presente em áreas de constante desenvolvimento tecnológico, como nas indústrias aeroespacial, automobilística, naval, militar, construção civil e geração de energia (VENTURA, 2009; REZENDE; BOTELHO, 2000; DE SOUZA, 2014). Por definição, os materiais compósitos são obtidos a partir de combinações de diferentes materiais, nas quais determinadas características específicas de cada material de origem estarão presentes em um único material (SHACKELFORD, 2008).

Compósitos poliméricos reforçados com fibras de vidro são utilizados como reforços de estruturas desde o início do século XX por serem leves e resistentes, partindo do pressuposto de que materiais em forma fibrosa são mais fortes que em qualquer outra forma (CHAWLA, 2013). Como a principal demanda dos projetos de compósitos reforçados com fibras é obter materiais com alto desempenho de resistência mecânica em relação ao peso (GASCH, 2007, apud LIMA, 2013), os compósitos de matriz epóxi reforçados por fibras de vidro possuem protagonismo na construção de pás de aerogeradores, tanto por suas propriedades mecânicas de resistência e peso, quanto pela redução dos custos (CHORTIS, 2013).

No setor energético, a geração eólica corresponde a aproximadamente 90% da demanda por compósitos de matriz epóxi e 4% por matriz poliéster, em vista que a fibra de vidro e resina epóxi são os materiais mais utilizados para construção de rotores nos grandes parques eólicos do mundo. (DE SOUZA, 2014; AREIAS, 2012). As pás eólicas possuem características aerodinâmicas e geometrias complexas (LIMA, 2013). Essas estruturas estão sujeitas a cargas de fadigas extremamente severas, devido aos ciclos de flexão causados pelas variações naturais da velocidade do vento (NIJSSEN et al, 2003). Portanto, no uso de energia eólica esses materiais precisam satisfazer aos requisitos de alta rigidez, baixa densidade e vida útil prolongada do material. (BRONDSTED et al. 2005).

As pás eólicas demandam grandes comprimentos e espessuras que podem levar à introdução de defeitos no processo de fabricação, que comumente são defeitos ondulatórios das camadas de fibras de reforço, espaços vazios caracterizados como bolhas e áreas com acúmulos de resina, comprometendo a ligação fibra-matriz. As propriedades

mecânicas nos compósitos são diretamente influenciadas pela forma como as fibras de reforço são alinhadas na matriz polimérica, e os defeitos por desalinhamento das fibras como ondulações nos laminados podem promover alterações nas propriedades mecânicas, no desempenho e na vida útil da estrutura (YERRAMALLI, 2010; JOYCE, 1997b; WANG et al., 2012).

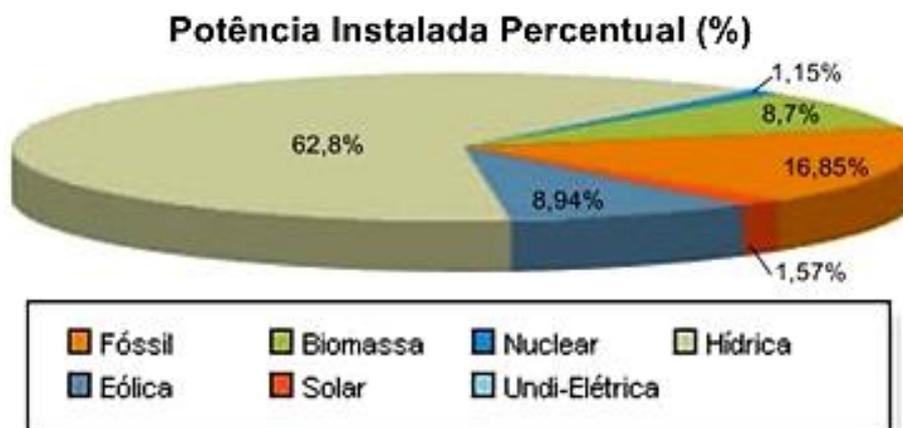
O presente estudo tem por objetivo analisar a interferência dos defeitos ondulatórios com dois níveis de severidade da onda, percentuais de 10 e 20%, nas propriedades mecânicas Módulo de elasticidade, tensão máxima e ruptura, deformação, resiliência e tenacidade, dos compósitos fabricados. A análise comparativa do comportamento mecânico dos compósitos com defeito em relação a amostra sem defeito, é realizada a partir de ensaios mecânicos de tração longitudinal com fibras alinhadas no sentido do carregamento. A partir dos gráficos de tensão versus deformação foram extraídas as seguintes propriedades: resistência à tração, módulo de elasticidade, tensão de ruptura, deformação de ruptura, resiliência e tenacidade. E, analisar o processo de polimerização da matriz do compósito através da análise térmica de cura da resina epóxi.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 ENERGIA EÓLICA NO BRASIL E NO CEARÁ

No Brasil, em março de 2020, de acordo com o Banco de Informação de Geração (BIG) da ANEEL – Agência Nacional de Energia Elétrica, a participação da energia eólica corresponde a 8,94% das fontes de energia em operação no Brasil (Figura 2.1), possuindo uma potência fiscalizada de 15.495.028kW. (ANEEL, 2020).

**Figura 2.1** – Distribuição percentual das matrizes energéticas do Brasil – março de 2020.



Fonte: adaptado de BIG ANEEL (2020).

Para o período de novembro de 2018, o Ceará era responsável por 14,24% da geração de energia eólica nacional, contando com 1.956.264kW de potência instalada, que correspondia a 47,53% da matriz energética do estado. Para este mesmo período, no Brasil haviam 557 empreendimentos energéticos de origem eólica em operação, onde 76 estão localizados no estado do Ceará. (BIG ANEEL apud IPECE, 2018).

A produção de energia eólica no Ceará concentra-se na região litorânea do estado, isso acontece devido as condições anemométricas favoráveis, com ventos fortes e pouco turbulentos, e velocidades propicias para geração de energia, além das vantagens naturais em relação a relevo, posicionamento geográfico e disponibilidade de infraestrutura, que propiciam a proximidade com o mercado consumidor. (LEÃO; ANTUNES; FROTA, 1999; IPECE, 2018).

O primeiro mapeamento do potencial eólico do Ceará foi realizado em 1990, pela Companhia Energética do Ceará – COELCE, onde a média anual resultante da velocidade dos ventos no litoral atingia marcas de 7 a 9 m/s, que motivaram a exploração desse potencial para o desenvolvimento sustentável do estado. Em 1999, com a construção dos parques da Taíba e Prainha, realizada pela empresa Wobben Windpower, somou-se um potencial instalado de 16,2 MW, que no período o Ceará liderou a produção de energia eólica da América Latina. (LEÃO; ANTUNES; FROTA, 1999).

Segundo a “Atualização do mapeamento da cadeia produtiva da indústria eólica no Brasil”, elaborado pela ABDI – Agência Brasileira de Desenvolvimento Industrial (2018),

o crescimento da geração de energia eólica no país, junto a expectativa de ampliação desta fonte, são um indicativo de oportunidade para o mercado nacional de fabricantes de turbinas eólicas, bem como os demais bens e serviços ligados a esta fonte de energia.

Durante o período de 2014 a 2017, as empresas montadoras nacionais de turbinas eólicas mantiveram sua capacidade produtiva em 1.500 aerogeradores por ano. Quanto ao comércio cearense de turbinas eólicas, o estado conta com duas montadoras, Vestas com capacidade produção inicial de 400 MW, produzindo aerogeradores de potência de 2 a 2,2 MW, e Wobben Windpower com produção de 500 MW, com aerogeradores de potência 2,3 MW. (ABDI, 2018).

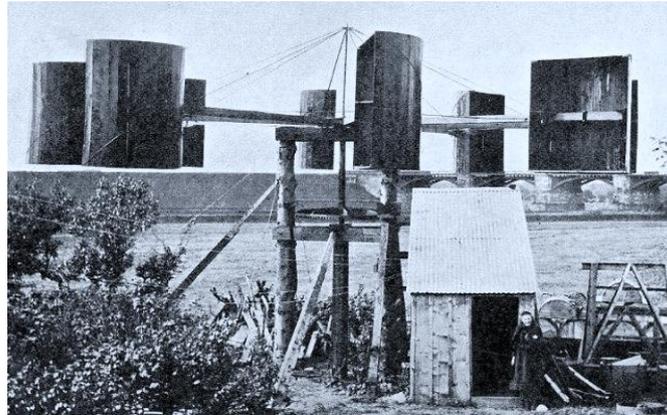
No Brasil estão instaladas quatro fabricantes de pás eólicas, Aeris Energy, LM Windpower, Tecsis Tecnologia e Sistemas Avançados, e Wobben Windpower. Duas destas fabricantes de pás estão localizadas no Ceará, Aeris Energy e Wobben Windpower possuem fábricas em Caucaia (Pecém). (ABDI, 2018).

No segundo semestre de 2019, a fabricante Vestas inaugurou uma unidade para produção das maiores turbinas da empresa, em Aquiraz-CE, a escolha da localização conta com vantagens em relação a eficiência na atividade portuária, pois a presença do Porto do Pecém viabiliza o escoamento da produção dos componentes eólicos desse fabricante. (CABRAL, 2019).

## 2.2 TURBINAS EÓLICAS

O primeiro gerador eólico foi construído em 1887 (Figura 2.2), e patenteado em 1891 por James Blyth (1839-1906), em Glasgow, na Escócia. O moinho de vento era de eixo vertical, e utilizado para carregar baterias e alimentar a iluminação de sua residência (PINTO, 2013).

**Figura 2.2** – O moinho de vento de Blyth, 1891, Escócia.



Fonte: domínio público apud Pinto (2013).

O marco inicial das turbinas eólicas modernas se deu na Dinamarca, quando Poul la Cour (1846-1908) aperfeiçoou os conhecidos moinhos de vento de eixo horizontal para princípios científicos que constatavam que turbinas com menor número de pás eram eficientes. La Cour foi o fundador da primeira associação de energia eólica do mundo. O primeiro aerogerador com rotor de três pás foi projetado por Johannes Juul (1887-1969) em associação com a companhia F.L.Smith, possuindo 200kW de potência e 24m de diâmetro de rotor (Figura 2.3). (DIVONE, 1994. P.105).

**Figura 2.3** – Turbina eólica de 200kW instalada em Gedser, na Dinamarca.



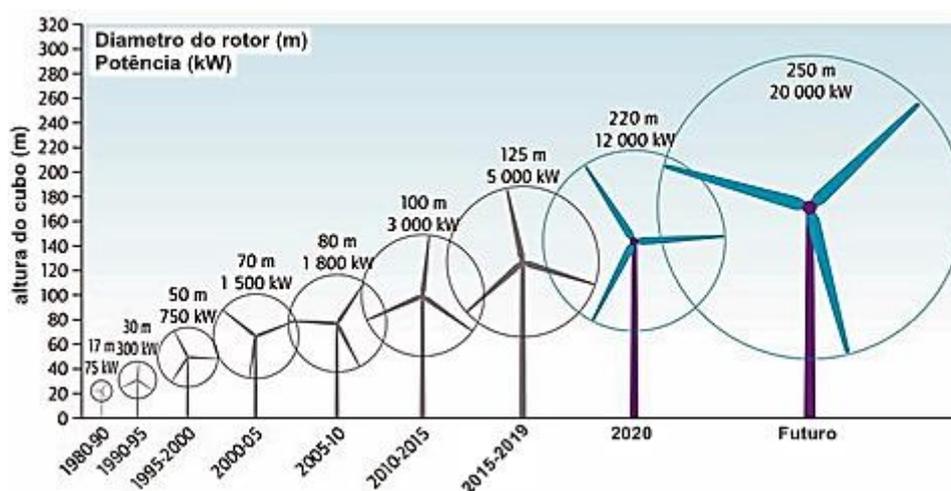
Fonte: The Danish Museum of Energy apud Pinto (2013).

O engenheiro Hermmen Honnef (1878-1961) foi o pioneiro em desenvolvimento de grandes turbinas e um dos primeiros a aplicar o conceito teórico formulado por Albert

Betz (1885-1968) a respeito do formato aerodinâmico das pás eólicas, que é válido até os dias de hoje, determinando a máxima eficiência obtida do aproveitamento dos ventos (PINTO, 2013). O perfil aerodinâmico destas pás é responsável pelo rendimento do aerogerador na interação com o vento e na captação da energia proveniente dessa interação (BRETSCHEIDER, 2015).

Em 1980 foram construídas as primeiras turbinas eólicas de uso comercial na Dinamarca, e desde esse período ocorreu uma significativa consolidação quanto ao design destas turbinas, onde a parte das turbinas comerciais que estão em operação possuem eixo horizontal e três pás igualmente espaçadas (Pinto, 2013. P. 79). Concomitantemente, o mercado destas turbinas no mundo se desenvolveu tecnologicamente em termos de potência de geração e tamanho (CRESESB, 2017). A seguir na Figura 2.4 é mostrada a evolução dos aerogeradores desde 1980 e perspectivas futuras.

**Figura 2.4** – Crescimento do tamanho e potência de turbinas eólicas desde 1980 e perspectivas futuras.



Fonte: adaptado de IEA (2013).

Avanços tecnológicos a fim de ampliar a geração de parques eólicos têm demandado aerogeradores maiores e potentes. A potência das turbinas eólicas depende diretamente da velocidade dos ventos, onde as pás ao interagirem diretamente com o vento capturam sua energia e a convertem em energia rotacional no eixo do rotor (FADIGAS, 2011). Com isso, quanto mais alta a torre e mais ampla a área de varredura da superfície das pás em contato direto com o vento, maior seu rendimento, o que conseqüentemente implica em maiores aerofólios. Atualmente, as pás de aplicações onshore tem de 30 a 70 metros de comprimento, correspondem a menos de 10% da massa do aerogerador, pois

sua fabricação é composta por material compósito polimérico reforçado por fibras de vidro ou carbono (ABDI, 2018), materiais com características mecânicas de alta resistência e leveza.

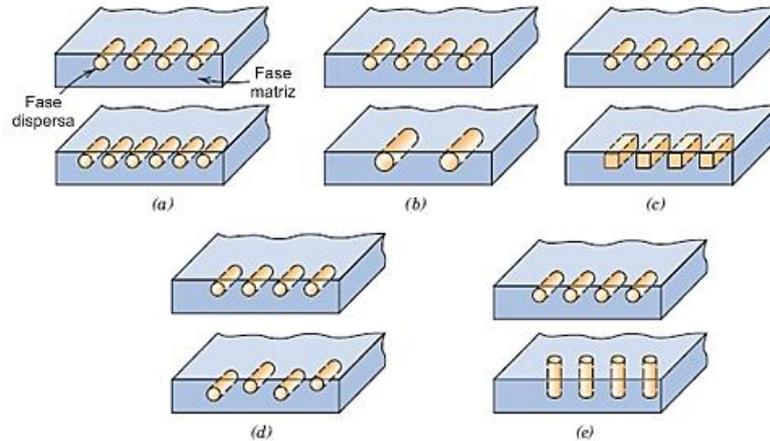
## 2.3 COMPÓSITOS POLIMÉRICOS UTILIZADOS NA CONSTRUÇÃO DE PÁS EÓLICAS

### 2.3.1 Materiais compósitos reforçados por fibras

Com a evolução da tecnologia em diferentes áreas da indústria se fazem necessários em materiais o aprimoramento das propriedades desejadas, que propriedades de materiais básicos como ligas metálicas, cerâmicas e polímeros convencionais. Diversas combinações e níveis de propriedades vem sendo obtidas e desenvolvidas através da produção de materiais compósitos. Materiais compósitos são materiais que possuem duas ou mais fases em sua composição, ou seja, multifásicos, onde a combinação das propriedades destas fases resulta em um material com características superiores à de suas fases quando tomadas separadamente. (CALLISTER, 2002).

Tratando-se de materiais compósitos reforçados por fibras sua composição consiste na combinação de duas fases, a fase dispersa composta por material resistente em forma de fibras, e a fase matriz por um material com resistência mecânica inferior a fase dispersa. Com este tipo de reforço, esses materiais compósitos possuem diversas características específicas que os diferenciam entre si, implicando em suas propriedades mecânicas, que dependem diretamente das propriedades das fibras como: diferentes comprimentos, formatos, orientações, concentração e distribuição. (CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012) (ver Figura 2.6).

**Figura 2.5** – Características geométricas e espaciais da fase de dispersa que podem influenciar nas propriedades mecânicas dos compósitos: (a) concentração, (b) tamanho, (c) forma, (d) distribuição, e (e) orientação.



Fonte: Callister Jr e Rethwisch (2012).

A extensão da ligação fibra-matriz é um requisito de propriedades mecânicas ótimas, pois sob aplicação de uma determinada carga os esforços recebidos pela matriz devem ser minimamente transmitidos para as fibras de forma que estejam isentas desses danos, pois a matriz é responsável pela estabilidade e distribuição eficiente de carga pelas fibras e também pela proteção das superfícies dos reforços. São essas fibras que dão excelentes características estruturais aos compósitos, também os tornando complexos na fabricação, pois são construídos camada por camada. (CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012). As fibras podem ser orientadas  $0^\circ$ ,  $\pm 45^\circ$  e  $\pm 90^\circ$ , tendo em vista que a forma como as fibras são posicionadas e distribuídas implicam diretamente nas propriedades esperadas para cada aplicação.

### 2.3.1.1 Matriz Polimérica

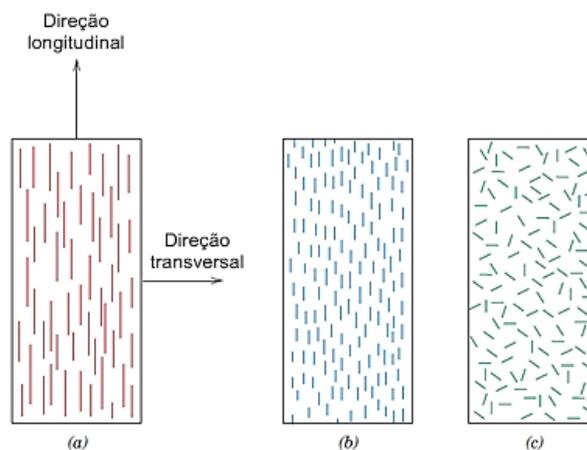
As resinas podem ser classificadas em termoplásticas que podem ser remoldadas após aquecimento, e resinas termofixas que se solidificam ao serem aquecidas, num processo de reação química irreversível. As principais características das matrizes termofixas são estabilidade térmica, resistência química, baixa viscosidade e modelagem básica de peças. A resina epóxi é um tipo de matriz termofixa. Essas matrizes são responsáveis por manter as fibras orientadas e fixas na geometria determinada,

adicionando resistência a compressão de cargas ao compósito, para que as fibras não sofram danos diretos. (NIJSSEN, 2007). Estas resinas termoendurecíveis possuem maior facilidade de impregnação no reforço, e uma vez curadas assumem uma forma permanente, não podem ser reprocessadas (MOURA; MORAIS; MAGALHÃES, 2011; CHANDA, 2008).

### 2.3.1.2 Fase dispersa (Reforço)

Compósitos reforçados com fibras contínuas possuem maior relação entre o comprimento e diâmetro, possuindo maiores níveis de rigidez e resistência quando comparadas as fibras curtas. (CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012). As fibras contínuas podem ser orientadas na matriz conforme as direções assumidas para determinadas aplicações, podendo ser obtidos laminados unidirecionais, bidirecionais e multidirecionais, podendo estar dispostas aleatoriamente (ver Figura 2.7). Compósitos com fibras unidirecionais possuem maior resistência mecânica a cargas aplicadas paralelamente a suas fibras. Bidirecionais possuem fibras alinhadas perpendicularmente, possuindo a mesmas propriedades mecânicas em duas direções do material. Multidirecionais são utilizados em estruturas que sofrem com cargas sem direção de aplicação específica, nesta as fibras são dispostas em várias direções aleatoriamente (SILVA, 2014), como exemplo as mantas de fibra de vidro.

**Figura 2.6** – Esquemas de orientação das fibras de reforço (a) contínuas e alinhadas, (b) descontínuas e alinhadas, e (c) descontínuas e orientadas aleatoriamente.



Fonte: Callister Jr e Rethwisch (2012).

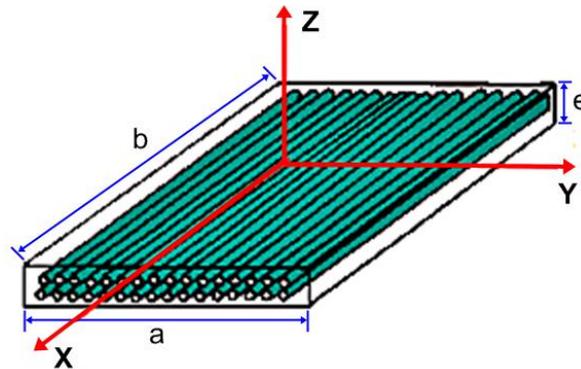
A orientação das fibras e sua concentração na matriz polimérica possui influência direta na propriedade de resistência do material, tendo em vista que para a melhor combinação das propriedades mecânicas é necessário que as fibras estejam distribuídas uniformemente na matriz (JOSEPH; MEDEIROS; CARVALHO, 1999).

### 2.3.2 Propriedades mecânicas de compósitos

As matrizes poliméricas e os reforços quando combinados suprem as propriedades ausentes em cada um separadamente. As matrizes dos compósitos possuem propriedades mecânicas de tenacidade e ductilidade altas, enquanto possuem baixa rigidez e a baixa resistência. Já o material de reforço compensa a ausência dessas características, tendo em vista que suas propriedades mais elevadas são a rigidez e a resistência mecânica (SILVA, 2014). Estes materiais são comumente fabricados em formas laminadas, onde as camadas de fibras são impregnadas e coladas umas sobre as outras, podendo haver variações de orientação e espessura destas fibras em cada camada. (PEREIRA, 2005).

Por se tratarem de materiais anisotrópicos, ou seja, suas propriedades variam com a direção, ao considerar uma placa compósita pode-se definir um conjunto de eixos ortogonais ( $x$ ,  $y$ ,  $z$ ), como apresentado na Figura 2.8, a partir dos quais as propriedades mecânicas deste material podem ser identificadas. (SHACKELFORD, 2008; PEREIRA, 2005). De acordo com a lei de comportamento do material composto na explanação de Pereira (2005), ao considerar uma placa laminada com fibras unidirecionais, com dimensões  $a$ ,  $b$  e espessura  $e$ , o cisalhamento transversal é nulo. Como a espessura é muito menor em relação ao comprimento e largura da placa, a tensão e a deformação no sentido de  $e$  (eixo  $z$ ) são dadas como nulas ( $\sigma_z = 0$  e  $\varepsilon_z = 0$ ) (ver Figura 2.8), havendo tensões úteis apenas no sentido dos eixos  $x$  e  $y$ .

**Figura 2.7** – Compósito tipo placa com conjunto de eixos ortogonais.

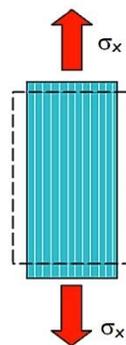


Fonte: Adaptado de Pereira (2005).

Ao submeter um laminado unidirecional a um carregamento axial no sentido das fibras (ver Figura 2.9), considerando a ligação interfacial fibra-matriz ideal, pode-se observar a condição de isodeformação deste material. Ou seja, sob uma tensão uniaxial ( $\sigma$ ) na direção paralela as fibras, as deformações ( $\varepsilon$ ) sofridas por ambas as fases devem ser as mesmas, como demonstrado na Eq. 2.1, mesmo que os módulos de elasticidade ( $E$ ) de cada fase separadamente sejam muito diferentes. (SHACKELFORD, 2008).

$$\varepsilon_{compósito} = \frac{\sigma_{compósito}}{E_{compósito}} = \varepsilon_{matriz} = \frac{\sigma_{matriz}}{E_{matriz}} = \varepsilon_{fibra} = \frac{\sigma_{fibra}}{E_{fibra}} \quad \text{Eq. 2.1}$$

**Figura 2.8** – Deformação por tensão uniaxial de um laminado em direção paralela as fibras contínuas da matriz.



Fonte: Adaptado de Pereira (2005).

De acordo com a Regra das misturas, as propriedades mecânicas de um compósito dependem da concentração de cada fase presente em sua composição. Tratando-se de compósitos com fibras contínuas e alinhadas, quando este é submetido a

um carregamento longitudinal no sentido das fibras, em estado de isodeformação, seu módulo de elasticidade pode ser obtido a partir da soma dos produtos dos módulos elásticos e fração volumétrica de cada fase, matriz e fibra (SHACKELFORD, 2008). Como para este estado a deformação do compósito é homogênea e equivalente em relação as deformações da fibra e da matriz (CALLISTER, 2012), a tensão do compósito é obtida pela soma dos produtos das tensões e fração volumétrica da fase dispersa e matriz.

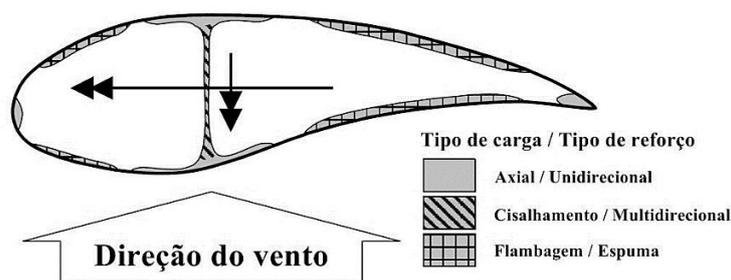
De acordo com Joseph, Medeiros e Carvalho (1999), a máxima resistência de compósitos unidirecionais de poliéster reforçados por fibras de sisal é obtida quando estes são expostos a uma carga aplicada no sentido do alinhamento das fibras, isto ocorre porque este material quando orientado longitudinalmente é anisotrópico. Já para esforços aplicados na transversal do alinhamento, o compósito alcança a fratura a tensões baixas, pois a fase dispersa não é capaz de transferir as tensões suportadas para a matriz, de forma a aumentar a resistência do material. Para compósitos com fibras dispostas aleatoriamente, as propriedades obtidas após o carregamento são intermediárias em relação aos compósitos unidirecionais.

O limite de resistência a tração (LRT) do compósito é o momento em que a fibra falha antes da matriz com menor deformação, e é definido a partir da soma do LRT – limite de resistência a tração da fibra e o valor da tensão da matriz no momento em que a fibra rompe (CALLISTER, 2012).

### **2.3.3 Materiais compósitos em pás eólicas**

As pás eólicas são estruturas que demandam grandes comprimentos, possuem geometrias complexas, e ainda estão expostas a carga externas durante toda sua vida útil. Sua estrutura é composta por materiais compósitos com diferentes orientações de fibras, a fim de obter melhor desempenho na distribuição das cargas ao interagir com o vento a cada ciclo (NIJSSSEN, 2007), como mostrados no esquema presente na Figura 2.10.

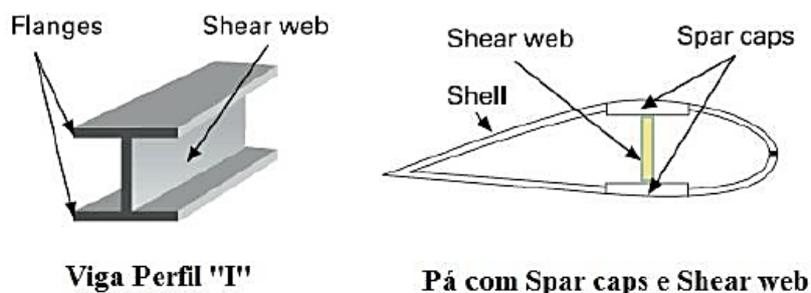
**Figura 2.9** – Tipos de cargas e reforços de uma pá eólica.



Fonte: Adaptado de Nijssen (2007).

A longarina é o elemento de base estrutural da pá, possui perfil de corte em “I”, e é uma peça essencial para suporte de cargas aos quais as pás estão expostas (Gurit, 2013, apud CAMPOS, 2013). Seus principais componentes são os *spar caps* e *shear web* (Figura 2.11), comumente fabricados com compósito reforçado com fibras de vidro. As *spar caps* ou mesas da longarina estão sujeitas a cargas axiais, portanto seu reforço é de fibras unidirecionais, a *shear web* ou alma da longarina sofre forças de cisalhamento, o que justifica o uso de tecidos com fibras multidirecionais de forma a garantir a resistência do material a esforços em qualquer direção. (CAMPOS, 2013; BARROS, 2010).

**Figura 2.10** – Longarina de perfil “I” e seus componentes.



Fonte: Gurit, (2013) apud Campos (2013).

### 2.3.3.1 Resinas

Os principais tipos de matrizes poliméricas utilizadas para a produção de pás eólicas são as resinas epóxi, poliéster. (BARROS, 2010). E, tratando-se de compósitos avançados de alta resistência, as mais utilizadas são resinas epóxis, bismaleimidas e poliimidas. (MOURA; MORAIS; MAGALHÃES, 2011).

A resina epóxi é utilizada em larga escala para a fabricação de compósitos estruturais, onde suas vantagens estão nas propriedades de módulo e carga máxima de ruptura em cisalhamento, alto desempenho a fadiga, resistência mecânica elevada, resistência a abrasão e em sua composição química, que no manuseio e no processo de cura não há liberação de odores tóxicos de estireno (NIJSSEN, 2007; MOURA; MORAIS; MAGALHÃES, 2011). As resinas epóxi possuem variadas formulações químicas, as principais comercializadas no mercado mundial são baseadas em bisfenol A e epicloridrina. (CHANDA, 2008; MOURA; MORAIS; MAGALHÃES, 2011). A cura da resina epóxi é realizada através de um agente endurecedor adequado, como aminas alifáticas, aromáticas ou poliamidas, e está ligada ao tipo e a proporção de endurecedor utilizado, bem como ao ambiente ao qual o material está exposto, em vista que a temperatura ambiente influencia na velocidade do processo (BARROS, 2010).

As pás eólicas produzidas pelas fabricantes nacionais, Tecsis, Wobben e Aeris, são de material compósito com matriz polimérica de resina epóxi e reforço de tecido de fibra de vidro, alguns modelos também são constituídos por fibras de carbono. Já a fabricante LM Wind utiliza a resina poliéster como matriz do compósito para fabricação de suas pás. (ABDI, 2018).

#### 2.3.3.2 *Fibras*

A fibra de vidro tipo E (Electric glass), é um vidro de borossilicato e baixo teor de sódio, e possui baixa condutividade elétrica, e boas propriedades químicas e mecânicas. Outros tipos como S e R, são comumente utilizados na indústria aeronáutica por serem fabricadas com vidros de alta resistência. (MOURA; MORAIS; MAGALHÃES, 2011; SHACKELFORD, 2008). As propriedades destes três tipos de fibra de vidro estão dispostas na Tabela 1.

**Tabela 1** – Propriedades das fibras de vidro tipo E, S e R.

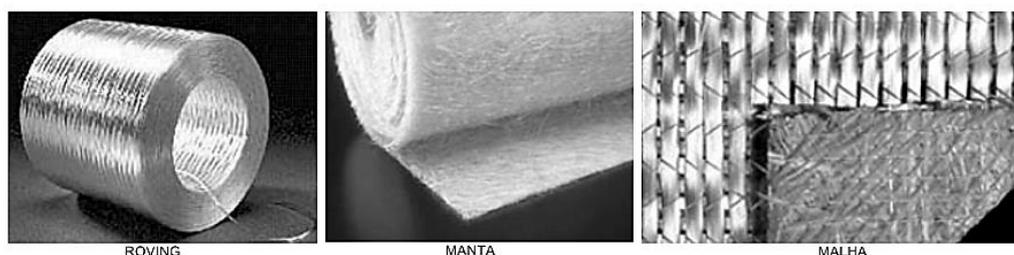
Propriedade	Vidro E	Vidro S	Vidro R
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	2,6	2,49	2,55
Módulo de Young	73,0	85,5	86,0
Tensão de ruptura (MPa)	3400	4580	4400
Deformação na ruptura	5,0	5,3	5,2

Fonte: Adaptado de Moura; Morais; Magalhães (2011).

De acordo com Moura; Morais; Magalhães (2011), esses tipos de reforço podem se apresentar nas formas:

- Roving – cordão composto por vários filamentos contínuos enrolados em bobinas, onde as fibras possuem diâmetros de 9 ou 13 $\mu$ m.
- Manta – as fibras são dispostas aleatoriamente e reunidas com um componente ligante que é solúvel na impregnação com a resina.
- Malhas – são ligações sucessivas de feixes de fibras alinhadas que são cozidas entre si.

Ambos mostrados na Figura 2.12.

**Figura 2.11** – Diferentes formas de reforço.

Fonte: Adaptado de Moura; Morais; Magalhães (2011).

### 2.3.3.3 Processo de fabricação Epóxi / Fibra de vidro

O processo de laminação mais utilizado para a fabricação de compósitos poliméricos reforçados por fibras de vidro na indústria, é a infusão a vácuo (BARROS, 2010). Outros métodos utilizados são: a laminação manual ou *Hand lay-up*, e o Prepeg.

O método de fabricação manual de compósitos em molde aberto denominado *Hand lay-up*, é um método de manuseio simples e uso de ferramentas de baixo custo. Favorece a facilidade de moldagem a uma ampla variedade de peças e tamanhos, em moldes com formatos simples. Sua limitação é basicamente, a quantidade de peças produzidas por molde, mas se adequa perfeitamente para a área de estudos em escala de laboratório.

### 2.3.4 Influência de defeitos ondulatórios nas propriedades de compósitos poliméricos

As pás eólicas por possuírem peças extremamente largas e espessas, estão susceptíveis a presença de defeitos adquiridos em processos de laminação ou processos de cura do material. Defeitos que podem tornar a estrutura exposta a falhas e desgaste prematuro no local (JOYCE, 1997b). Um exemplo deste tipo de defeito ondulatório é mostrado na Figura 2.13, uma ondulação fora do plano em compósito de longarina de uma pá eólica. A presença desses defeitos em decorrência do processo de cura se justifica através da reação exotérmica sofrida pela resina ao misturar-se com o endurecedor, pois quanto maior a temperatura de cura atingida pela reação, maior a quantidade de delaminações inseridas no material (CASTRO, 2019). Assim, peças mais espessas possuindo muitas camadas laminadas, as delaminações ou “espaços vazios” podem estar presentes entre as essas camadas alterando a estrutura interna da peça, além de se tornarem imperceptíveis para uma visão superficial. (SILVA, 2014).

**Figura 2.12** – Seção longitudinal de uma longarina com defeito de ondulação fora do plano.



Fonte: Barros (2010).

A ondulação nas lâminas destes compósitos altera a orientação das fibras para fora do eixo que é direcionado ao longitudinal da lâmina, produzindo falhas na matriz quando as camadas estão orientadas a  $0^\circ$  na direção do carregamento, como consequência afetando a resistência a tração do material. (MANDELL; SAMBORSKY; WANG, 2003).

No trabalho de Mandell, Samborsky e Wang (2003), os testes com laminados possuindo ondulações moderadas na espessura sofriam perda de resistência a compressão de até 50% em relação aos laminados com fibras retas. Justificam que essas reduções na resistência a compressão do compósito estão correlacionadas a desorientação das fibras que foram produzidas, retirando-as do eixo principal.

As presenças destes defeitos provocam declínio nas propriedades mecânicas dos laminados de compósitos. De forma a analisar essa interferência, Yerramalli (2010) introduziu ondas em amostras de compósitos reforçados por fibras de vidro unidirecionais, o defeito foi adicionado ao compósito com resina, previamente curada, a qual permitia que no processo de laminação do compósito as camadas de tecido subsequentes sofressem a curvatura induzida pela resina pré-curada. Cada amostra, com espessura de 20 mm, foi submetida a forças compressivas. Como resultado, notou-se que as amostras sofriam falha precoce na região onde havia a resina pré-curada, a resistência a compressão do material estudado era reduzida em 40% com a presença do defeito, enquanto a proporção da onda induzida, definida pela razão do comprimento de onda e sua amplitude, diminuía em 4 vezes de seu valor inicial.

De forma a analisar a influência da intensidade da amplitude da forma de onda do defeito em compósitos poliméricos reforçados por fibras de vidro e carbono, Barros (2010) desenvolveu um dispositivo que induzia no processo de fabricação por infusão a vácuo os defeitos tipo ondulação nas amostras. As ondulações variavam a amplitude de 0,5 a 4,0 mm, com percentuais de severidade da ondulação variando de 2,5% a 20%. Os ensaios realizados mostraram que para o maior percentual de severidade (20%), as amostras reforçadas com fibras de vidro reduziram em 25% da resistência a tração e em 84% a resistência a compressão, em relação as amostras sem defeito. Nos laminados reforçados com fibras de carbono o comportamento de redução se repetia, com perda de resistência a tração de 23% para severidade de 12,5%, e para severidade 20% a resistência a compressão era reduzida a 70%.

Thirumalai (2013) realizou o estudo do efeito de desalinhamento das fibras para três níveis de ondulação, através das medições dos ângulos de orientação do desalinhamento destas fibras, observou que para ambos os ensaios de tração e compressão, a rigidez e a resistência do material reduziam conforme o ângulo de desalinhamento da fibra aumentava, quando comparadas a amostras sem a presença de desalinhamento.

#### 2.3.4.1 *Equação da onda de defeito induzido*

Esses defeitos adquiridos no processo de laminação desses compósitos laminados, comumente, possuem geometria de onda senoidal, seja esta delaminação no plano ou fora dele (JOYCE, 1997a).

Os defeitos ondulatórios analisados neste estudo, são idealizados a partir de equações da onda senoidal para diferentes níveis de amplitude do defeito ondulatório induzido nos compósitos, a equação da onda é dada abaixo, onde A é amplitude e L comprimento da onda (JOYCE, 1997a).

$$y = A \cdot \text{sen} \left( \frac{(2\pi x)}{L} \right) \quad \text{Eq. 2.1}$$

#### 2.3.4.2 *Severidade da ondulação da fibra*

A severidade (S) é a intensidade do desalinhamento da fibra em forma de onda que caracteriza o defeito da ondulação. Obtida através da razão entre a amplitude de onda A e o comprimento de onda L (JOYCE, 1997b).

$$S = \frac{A}{L} \quad \text{Eq. 2.2}$$

De acordo com Garnich et al (2005), a severidade da onda senoidal e a extensão dessa ondulação no corpo do laminado é o fator responsável pela gravidade do impacto nas propriedades mecânicas dos materiais compósitos reforçados por fibras.

### 3 MATERIAIS E METODOS

#### 3.1 MATERIAIS

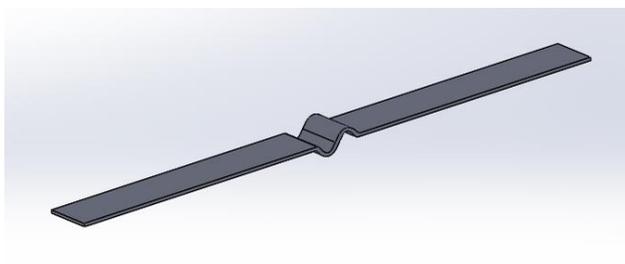
Os moldes para a fabricação do compósito estudado são de MDF (Medium Density Fiberboard). Na fabricação do compósito, utilizou-se matriz polimérica de resina epóxi OHR-11 e reforço de tecido de fibra de vidro unidirecional 1200 g/m<sup>2</sup>, doado pela empresa Aeris Energy.

#### 3.2 MÉTODOS

##### 3.2.1 Geometria de defeito ondulatório

Neste estudo, as ondulações induzidas fora do plano dos laminados possuem perfil senoidal, com comprimento de onda limitado, estendendo-se na direção transversal dos corpos de prova, e, perpendicularmente na direção de orientação das fibras, como representado na Figura 3.1.

**Figura 3.1** – Ondulação fora do plano da amostra deste estudo.



Fonte: Autor (2019).

De forma a provocar essas ondulações nos compósitos, foram fabricados três moldes, dois destes apresentando o defeito, e o terceiro com superfície lisa para a fabricação das amostras de referência. De acordo com a Tabela 2, para cada molde temos

as dimensões e equações da onda senoidal (Eq. 3.1) presentes para diferentes níveis de amplitude do defeito ondulatório induzido nos compósitos.

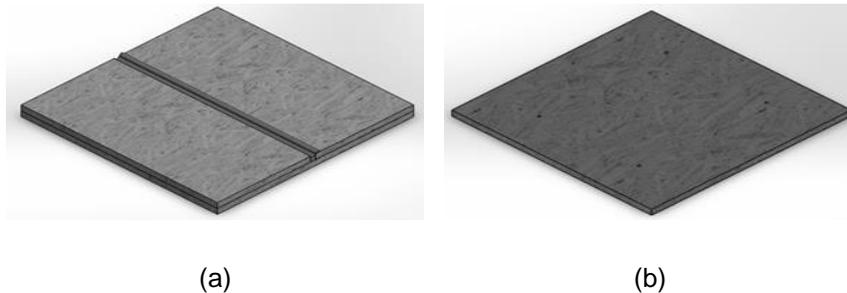
**Tabela 2** – Equações das formas de onda do defeito ondulatório dos moldes.

Moldes	Defeito	Amplitude(mm)	Comprimento(mm)	Equação da onda
1	Sem defeito	-	-	-
2	Com defeito	2,0	20	$y(x) = 2 \sin(2\pi x/20)$
3	Com defeito	4,0	20	$y(x) = 4 \sin(2\pi x/20)$

Fonte: Autor (2020).

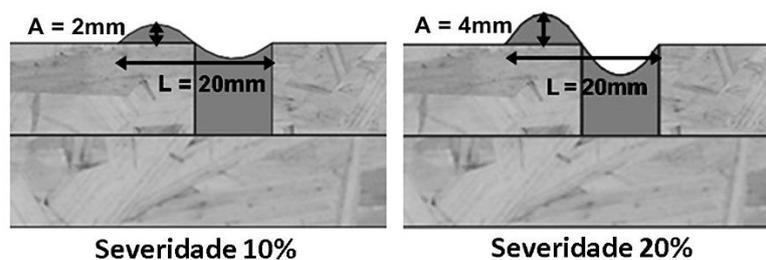
A Figura 3.2 mostra a representação da gráfica dos moldes, com dimensões de 400 x 400 mm, cada. Para os moldes 2 e 3, o comprimento de onda (L) é fixo em 20 mm, e a amplitude da onda (A) de 2 e 4 mm, respectivamente (Figura 3.3). Os moldes reais em MDF, apresentam as mesmas configurações, deformações senoidais estendidas no comprimento do molde induzidas com o uso de massa plástica automotiva para a moldagem.

**Figura 3.2** – Representação gráfica dos moldes. (a) Molde com deformação, (b) molde liso sem deformações.



Fonte: Autor – Solidworks 2016 (2019).

**Figura 3.3** – Representação da vista lateral das dimensões da onda senoidal do defeito no molde (a) amplitude de 4mm e (b) amplitude de 2mm.



(a)

(b)

Fonte: Autor – Solidworks 2016 (2019).

### 3.2.2 Simulação de ensaio de tração

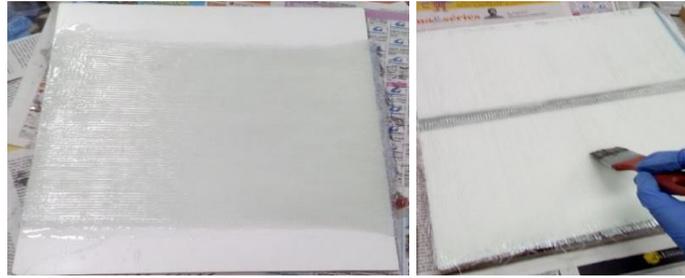
Com o uso da ferramenta de análise de tensão inicial Simulation Xpress, no software Solidworks 2016, fez-se a simulação do ensaio de tração de amostras ideais obtidas a partir das dimensões normatizadas pela ASTM D3039, e defeito ondulatório de acordo com a forma de onda presente nos moldes, a fim de prever o comportamento dos compósitos reais fabricados em um ensaio de tração em máquina de ensaio mecânico.

A ferramenta funciona através do princípio de Análise de Elementos Finitos (FEA) com malha padrão, de forma a examinar os efeitos de uma força normal aplicada, simulando o deformação do corpo de prova, fornecendo os resultados do deslocamento e tensão em cada nó, e mostra as áreas críticas do corpo de prova suscetíveis a rupturas ou danos, através do critério de falha de tensão de Von Mises.

### 3.2.3 Obtenção do compósito

Para a fabricação do compósito de matriz epóxi reforçado com tecido de fibras de vidro unidirecionais optou-se pelo método de laminação manual (Figura 3.4). A resina epóxi OHR-11 é uma resina de média viscosidade de uso geral, seu endurecedor OHE-63 oferece cura parcial em temperatura ambiente de 3 h, para a composição de 50 g de endurecedor para cada 100 g de resina, e cura total em 7 dias, a 25°C. O tecido de fibra de vidro 1200 g/m<sup>2</sup>, possui trama unidirecional com grandes fios costurados em um tapete aleatório leve. Os cortes dos corpos de prova foram realizados com uma serra tico tico (Figura 3.5), e o acabamento com lixas d'água com gramaturas de 150 a 1200, de forma a garantir que não houvessem ranhuras nas laterais após o corte, que provocassem fraturas prematuras.

**Figura 3.4** – Laminação manual de compósito polimérico de resina epóxi reforçado com fibra de vidro.



Fonte: Autor (2019).

**Figura 3.5** – Corte dos corpos de prova.



Fonte: Autor (2019).

### 3.2.4 Classificação das amostras

Para a classificação das amostras foram calculadas as severidades das ondulações induzidas nos compósitos durante a laminação. A severidade é a razão entre a amplitude e o comprimento da onda (Eq. 2.2), e é responsável pela intensidade do impacto na ondulação nas propriedades mecânicas do material em estudo.

De acordo com as amostras obtidas são calculadas as seguintes severidades de onda, a fim de classificar as deformações, abaixo na Tabela 3.

**Tabela 3** – Severidades de ondas dos corpos de prova fabricados.

Moldes	Amostras	Amplitude	Comprimento	Severidade
1 – Sem defeito	A	-	-	0%
2 – Com defeito	B	2,0 mm	20 mm	10%
3 – Com defeito	C	4,0 mm	20 mm	20%

Fonte: Autor (2020).

### 3.2.5 Ensaio de tração

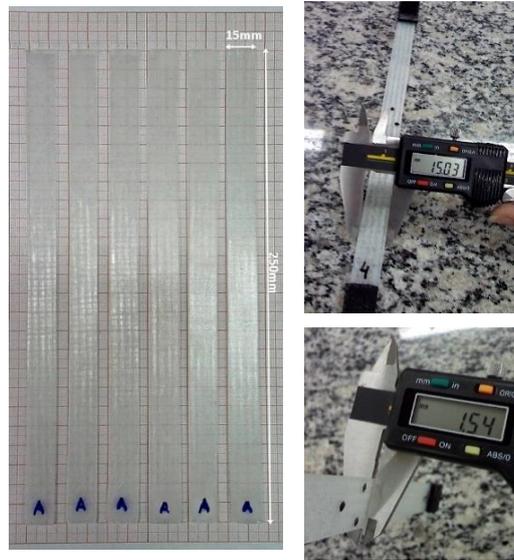
A partir das informações dispostas norma técnica ASTM D3039 - Método de teste padrão para propriedades de tração de materiais compósitos com matriz polimérica, foram definidas as dimensões dos corpos de prova obtidos após a fabricação do compósito, para realização dos ensaios de tração. Padronizados em formato retangular, os corpos de prova possuem as dimensões de 250 mm de comprimento, largura de 15 mm e espessura de ~1,5 mm (Figura 3.6).

**Figura 3.6** – Dimensões dos corpos de prova de acordo com ASTM D3039.

Fonte: Autor (2020).

Todos os corpos de prova obtiveram dimensões aproximadas a estas definidas pela norma, medidas com auxílio de régua e paquímetro, como mostrado na Figura 3.7. As dimensões de entrada para a máquina de ensaio correspondiam a média de três pontos de medição para cada corpo de prova.

**Figura 3.7** – Coleta de medidas dos corpos de prova pós acabamento.



Fonte: Autor (2019).

O ensaio de tração dos corpos de prova de compósito laminado de resina epóxi reforçados com fibra de vidro foram realizados na máquina de ensaio mecânico Instron EMIC 23-100 (Figura 3.8), com células de carga de 100 kN, a uma taxa de ensaio de 2 mm/min, na qual foram coletados dados como tensão a tração ( $\sigma$ ) e deformação do material ( $\epsilon$ ). Os ensaios das três amostras consistiram em analisar a média das propriedades de 5 corpos de prova. O ensaio mecânico realizado possuía a configuração de ensaio de tração longitudinal, onde as fibras são alinhadas no sentido de carregamento da máquina havendo maior concentração de esforços nas fibras de reforço.

**Figura 3.8** – Máquina de ensaio de tração Instron EMIC 23-100.

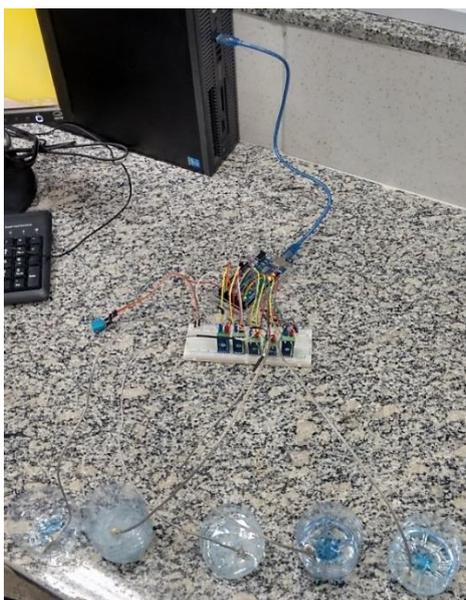


Fonte: Autor (2019).

### 3.2.6 Análise térmica de cura

Para a análise térmica de cura da resina epóxi foram estudadas 4 amostras de materiais com diferentes composições e proporções. As proporções têm como finalidade estudar o comportamento exotérmico das misturas de acordo com a quantidade de endurecedor junto a resina. No experimento foram analisadas proporções de 2:1 e 2:2. Ainda na proporção de 2:1 preparou-se a amostra T3 onde preencheu-se a resina com 10 g de fibra de vidro 1200 g/m<sup>2</sup>, a fim de analisar alterações de temperatura de cura da resina na presença da fibra de vidro, na proporção de fabricação dos corpos de prova usados no ensaio de tração. Para as misturas de 2:1 usou-se uma mistura total de 40g de resina epóxi e 20 g de endurecedor, totalizando 60 g. Os 60 g de mistura foram distribuídos em dois recipientes das amostras T1 (30 g) e T3 (20 g). Para a amostra de proporção 2:2 usou-se uma composição de 15 g de resina epóxi e 15 g de endurecedor, totalizando 30 g. A análise térmica de cura de resina epóxi se deu através de um dispositivo de monitoramento de temperatura desenvolvido no Laboratório de Ciência dos Materiais da UNILAB, o dispositivo realiza medição em tempo real através de um computador, é composto por Arduino Uno e utiliza como sensores de temperatura 4 termopares tipo K (Figura 3.9), os quais realizaram as medições das temperaturas alcançadas pelas amostras durante seu processo de cura.

**Figura 3.9** – Dispositivo de análise de temperatura de cura.



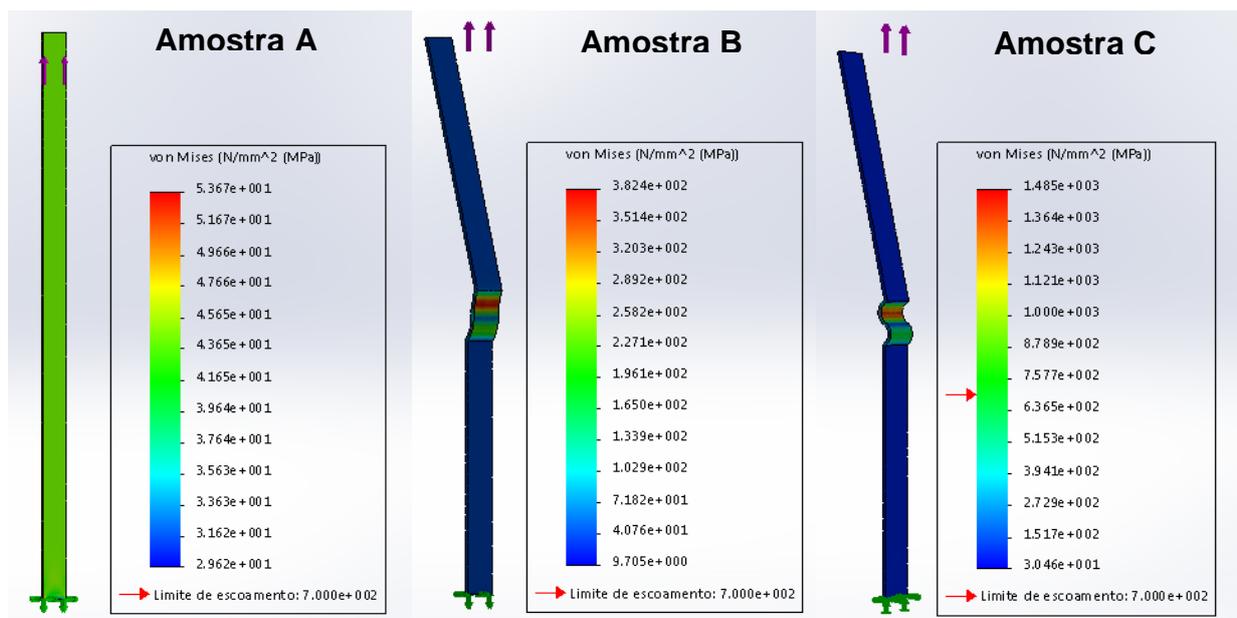
Fonte: Fonte: Autor (2019).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 SIMULAÇÃO DE ENSAIO DE TRAÇÃO

A análise de tensão inicial realizada com a ferramenta Simulation Xpress, presente no software Solidworks 2016, simulou ensaio de tração para três amostras ideais, duas com as ondulações de severidade 10 e 20%, comparadas a uma amostra de referência, isenta de defeitos. Como a ferramenta examina os efeitos de uma força normal aplicada, através do deslocamento e deformação do corpo de prova gráfico, forneceu resultados das tensões e áreas críticas do corpo de prova suscetíveis a fratura, por meio do critério de falha de tensão de Von Mises. Na Figura 4.1, temos o resultados das análises de tensões de Von Mises e deslocamento para as 3 amostras de compósito, neste caso analisou-se o material compósito de Fibra de vidro/Polímero (GFRP) unidirecional com dados obtidos a partir do software CES Selector, aplicando-se uma força normal de 1 kN a cada um dos corpos de prova.

**Figura 4.1** – Simulação de ensaio de tração sob critério de falha de tensão de Von Mises. Amostra A com  $S = 0\%$ , amostra B com ondulação  $S = 10\%$  e amostra C com  $S = 20\%$ .



Fonte: Autor – Simulation Xpress, Solidworks 2016 (2020).

Observamos que o valor máximo da tensão de Von Mises, para uma carga aplicada de 1 kN, nas amostras com defeito são significativamente mais elevadas que a amostra referencial. Amostras com valores de tensão de Von Mises acima do limite de escoamento, indicado pela seta vermelha nos diagramas, estão sujeitas a uma falha, como pode-se observar a amostra C excedeu o limite de escoamento médio do material de 700 MPa para a carga aplicada, ou seja, a única amostra a iniciar a fase de deformação irreversível a 1 kN de força, a tensão máxima de 742,5 MPa.

A amostra de referencia sem defeito atingiu a tensão máxima de 53,67 MPa. Quando comparada as amostras com defeito, corresponde a 14% da tensão máxima atingida pela amostra B, e 7% da máxima alcançada pela amostra C. A seguir na Tabela 4, temos o detalhamento dos máximos e mínimos das tensões de Von Mises em relação ao limite de escoamento, para as amostras A, B e C.

**Tabela 4** – Tensões obtidas por simulação para cada uma das amostras.

Amostras	Limite de escoamento	Tensão Von Mises Mínima	Tensão Von Mises Máxima
A	700 MPa	29,62 MPa	53,67 MPa
B	700 MPa	9,71 MPa	382,00 MPa
C	700 MPa	15,23 MPa	742,50 MPa

Fonte: Autor (2020).

Nas amostras B e C, os locais com maiores tensões estão na região do defeito ondulatório, como podem ser visualizados na Figura 4.1, correspondendo as regiões avermelhadas na representação da amostra, confirmando que as ondulações nos compósitos laminados comprometem a resistência da estrutura, pois estão sujeitas a maiores tensões, e para esta análise, o indicante de provável falha com a carga aplicada.

## 4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO DAS AMOSTRAS

Neste trabalho de conclusão de curso, a influência da severidade do defeito ondulatório em amostras de compósito polimérico reforçado com fibras de vidro unidirecionais, foi analisada a partir de ensaios de resistência a tração realizados na máquina de ensaios mecânicos Instron EMIC 23-100 para as três amostras.

Nos ensaios com a amostra A e seus corpos de prova sem defeito (referencia),

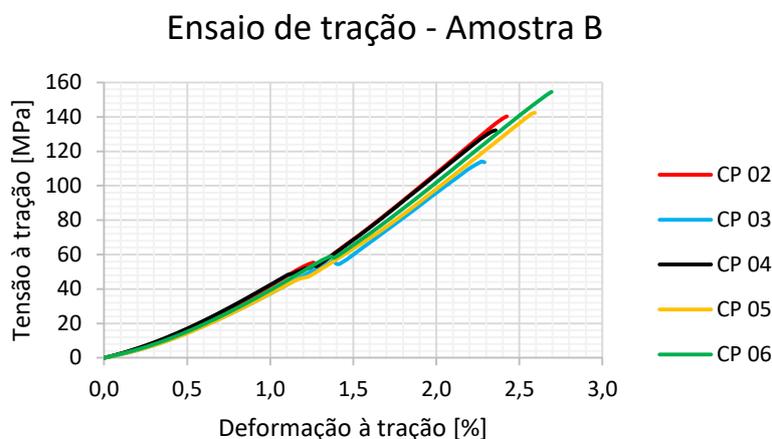
não foi possível o alcance da fratura de forma satisfatória e coletar as demais propriedades. Corpos de prova sem gap rompiam na extremidade próxima a garra. Na busca pela solução, foram produzidos gaps de borracha, que não foram eficazes, pois não havia fixação eficiente, impossibilitando a obtenção dos dados da amostra de referencia.

Nas amostras com severidade de ondulação o ensaio foi realizado com êxito, não havendo fratura fora da area util causada pelas garras, sob a justificativa de que a presença do defeito ondulatorio torna a região mais frágil ao carregamento, atingindo tensões inferiores a tensões previstas para as amostras sem defeito, portanto, as garras realizaram menor esforço não interferindo no alcance da ruptura para estas amostras.

Com a realização do ensaio LRT – limite de resistência a tração, foi possível obter as propriedades mecânicas de módulo de elasticidade, tensão de ruptura, tensão máxima, deformação na ruptura, resiliência e tenacidade, das amostras para suas respectivas severidades, 10 e 20%.

No ensaio de tração da amostra B (S=10%), o comportamento do defeito no centro do corpo de prova teve sua deformação semelhante a deformação obtida na simulação via SimulationXpress. Na Figura 4.2, o gráfico de tensão versus deformação mostra exatamente o comportamento do desalinhamento das fibras no defeito quando atingem valores de tensão acima de 40 MPa, a força aplicada faz com que a zona ondulada do defeito se retifique na direção do carregamento, o que causa fratura precoce da resina nesta zona. Este efeito de correção da ondulação causado pela carga, provoca variação da tensão à tração sobre a amostra.

Durante a elevação contínua da carga aplicada, surgem tensões cisalhantes sobre as fibras devido à discrepancia entre as deformações da matriz e das fibras, evidenciando a tendencia de alinhamento das fibras ao seu próprio eixo, somada a falha precoce da matriz epóxi, a área da ondulação se torna frágil e propícia à ruptura.

**Figura 4.2** – Tensão a tração x Deformação a tração de 5 CPs da amostra B.

Fonte: Autor (2020).

A Tabela 5, apresenta as propriedades mecânicas médias extraídas dos 5 corpos de prova referentes a amostra B. Nota-se que ao atingir a máxima tensão, o material logo falha e tensão de ruptura média alcançada é de 136,61 MPa, sofrendo alongamento percentual na ruptura de 2%.

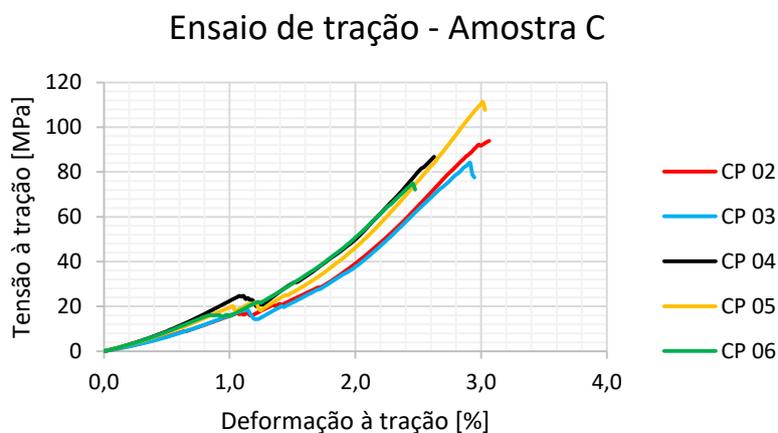
**Tabela 5** – Dados de ensaio de tração com amostra B.

<b>Amostra B – Severidade 10%</b>		
<b>Propriedades</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio Padrão</b>
<b>Tensão Máxima</b>	136,69 MPa	13,40 MPa
<b>Tensão de Ruptura</b>	136,61 MPa	13,54 MPa
<b>Módulo E</b>	3,40 GPa	290,07 MPa
<b>Deformação na Ruptura</b>	0,02	0,00
<b>Tenacidade</b>	1,42 MJ/m <sup>3</sup>	0,21 MJ/m <sup>3</sup>
<b>Resiliência</b>	0,13 MJ/m <sup>3</sup>	0,03 MJ/m <sup>3</sup>

Fonte: Autor (2020).

A amostra C possui defeito ondular mais acentuado, com percentual de severidade de 20%, logo a zona de grande variação de tensão e deformação (Figura 4.3) se torna mais longa e inclinada em relação ao gráfico da amostra B (Figura 4.2). Com amplitude de defeito ondulatorio mais acentuada, as fibras do interior do compósito tendem a estar mais desalinhadas, e de acordo com o esforço aplicado a elas, a região do defeito é danificada a faixas de tensões inferiores a 25 MPa.

**Figura 4.3** – Tensão a tração x Deformação a tração dos 5 CPs da amostra C.



Fonte: Autor (2020).

Em relação a amostra S=10%, o dano provocado na ondulação pelo alongamento só ocorre em tensões acima de 40 MPa, comportamento que pode ser observado nas Figuras 4.2 e 4.3, o que mostra a diferença na suportabilidade de tensão dessa amostra, que enquanto a amostra B suportou uma tensão máxima de 136 MPa, a amostra C com seus dados na Tabela 6, suportou uma máxima tensão de 90,2 MPa.

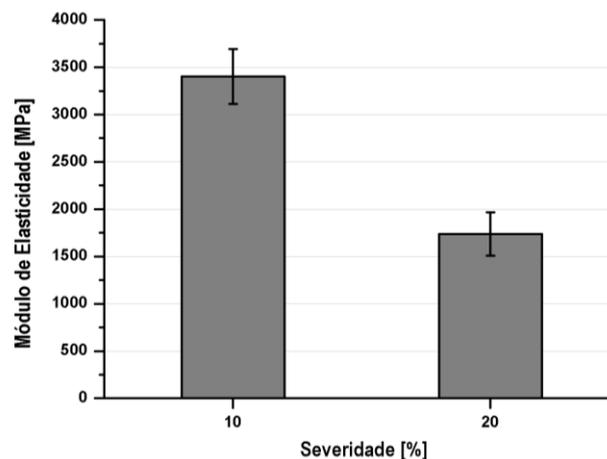
Em ambas as amostras é possível observar graficamente a grande deformação plástica que ocorreu entre o limite de elasticidade e o ponto de ruptura, evidenciando a ductibilidade do material. Na Tabela 6, apresenta as propriedades mecânicas médias extraídas dos 5 corpos de prova referentes a amostra C. Ao comparar as tensões máximas das duas amostras B e C, nota-se que o limite de resistencia a tração, ou seja, a tensão no ponto máximo da curva tensão deformação, atingido pelo material decresce ao aumento da severidade de onda do defeito. A amostra C atingiu 90,2 MPa de tensão máxima, rompeu em 87,64 MPa a um alongamento percentual de 3%.

**Tabela 6** – Dados de ensaio de tração com amostra C

<b>Amostra C – Severidade 20%</b>		
<b>Propriedades</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio Padrão</b>
<b>Tensão Máxima</b>	90,20 MPa	12,19 MPa
<b>Tensão de Ruptura</b>	87,64 MPa	12,53 MPa
<b>Módulo E</b>	1.74 GPa	227,79 MPa
<b>Deformação na Ruptura</b>	0,03	0,00
<b>Tenacidade</b>	0,93 MJ/m <sup>3</sup>	0,16 MJ/m <sup>3</sup>
<b>Resiliência</b>	0,09 MJ/m <sup>3</sup>	0,02 MJ/m <sup>3</sup>

Fonte: Autor (2020).

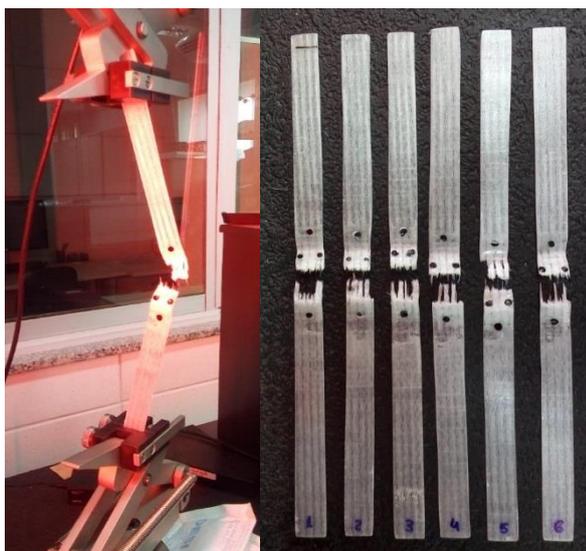
Ao realizar a análise comparativa entre as amostras com suas diferentes severidades de onda, é visível a alteração nas propriedades mecânicas. Ao se tratar do módulo de elasticidade a redução percentual é de aproximadamente 50%, em relação a amostra de 10%, resultado que pode ser observado na Figura 4.4. Como o módulo de elasticidade mede a rigidez do material, pode-se afirmar que a maior a intensidade do defeito ondular na amostra C provocou diminuição na rigidez. Isso ocorre porque a rigidez do material depende diretamente do alinhamento das fibras no interior do compósito, e da relação de ligação fibra-matriz, como o defeito ondulatorio induzido nos corpos de prova das amostras B e C, compromete a ligação da fibra de vidro com a resina epóxi, a intensidade dessa ondulação também define a gravidade no decaimento desta propriedade.

**Figura 4.4** – Módulo de elasticidade para cada nível de severidade das amostras.

Fonte: Autor (2020).

Como os defeitos presentes no centro dos corpos de prova se comportam como concentradores de tensão, criando uma zona frágil e favorável à ruptura, conseqüentemente promovem a redução de resistência do material. Quando o limite de resistência de tração é ultrapassado, inicia-se a estrição do corpo de prova até atingir a fratura. Os corpos de prova de ambas amostras apresentaram a mesma localização de fratura em decorrência deste comportamento, como é mostrado na Figura 4.5.

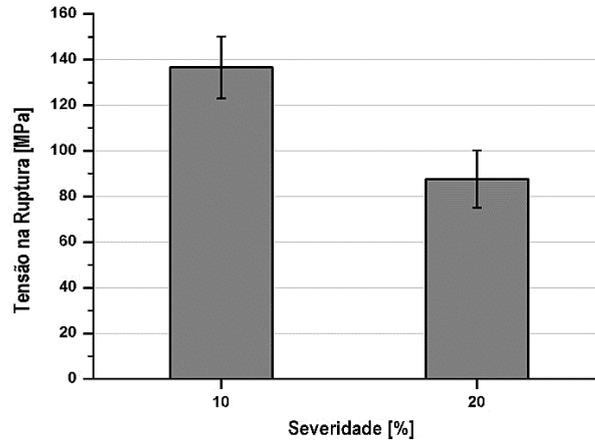
**Figura 4.5** – Corpos de prova da amostra C após a ruptura.



Fonte: Autor (2020).

Para a tensão de ruptura, calculada a partir da razão entre a carga medida pela máquina e a área da seção transversal do corpo de prova, o comportamento de diminuição da propriedade se repete, quando a severidade da amostra é 20% a ligação fibra-matriz é comprometida e a região da ondulação se torna mais suscetível a fratura precoce. A amostra C rompeu a uma tensão de ruptura de 87,64 Mpa. É observado que a redução de 36 % a tensão de ruptura do material com amplitude de 4mm na ondulação influência da amplitude de ondulação de 4mm, ocasionou uma redução de 36% na tensão de ruptura o que corresponde a aproximadamente 64% da tensão de ruptura alcançada pela amostra de severidade de 10% (Figura 4.6).

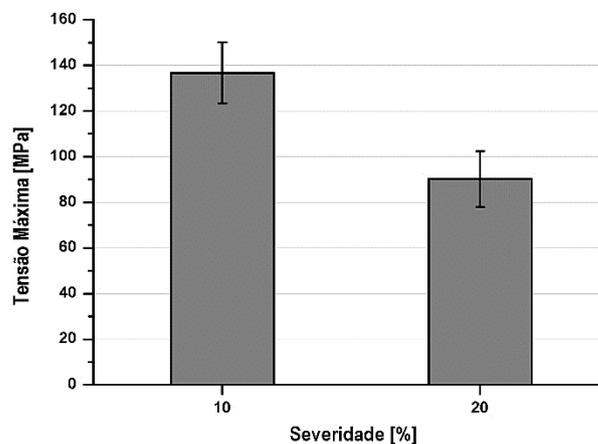
**Figura 4.6** – Tensão de ruptura para cada nível de severidade das amostras.



Fonte: Autor (2020).

Os limites de resistência a tração atingidos para as duas amostras possuem baixa variação em relação as tensões de falha atingidas pelas duas amostras, obedecendo a faixa de 130 a 140 MPa para a amostra B e 80 a 100 MPa para a amostra C (ver Figura 4.7).

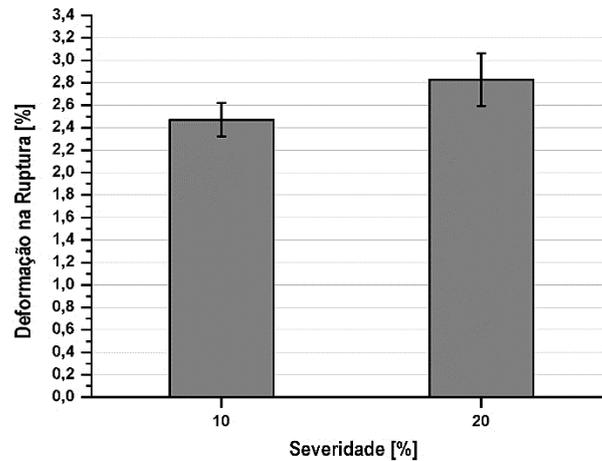
**Figura 4.7** – Tensão máxima para cada nível de severidade das amostras.



Fonte: Autor (2020).

A deformação percentual das amostras, no limite da ruptura, possui deformações aproximadas na faixa de 0,02 a 0,03. Na Figura 4.8, é apresentada a deformação percentual para ambas as amostras, a amostra C com um percentual de 13% maior que a deformação na falha da amostra B. Apesar da presença de diferentes amplitudes de ondulação, o material manteve seu grau de deformação quando tracionado.

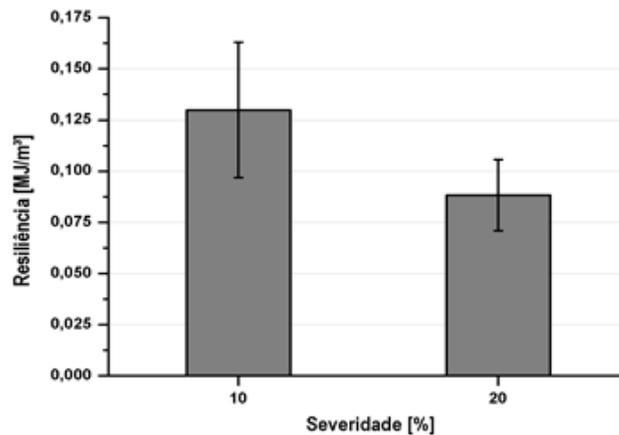
**Figura 4.8** – Deformação na ruptura para cada nível de severidade das amostras.



Fonte: Autor (2020).

A resiliência é a capacidade do material retornar ao seu estado inicial após submissão a uma tensão, quanto maior a resiliência, maior a quantidade de energia reposta ao material após o esforço. Portanto, a amostra B é mais resiliente, com  $0,130 \text{ MJ/m}^3$ , enquanto a amostra C possui uma energia mecânica de  $0,088 \text{ MJ/m}^3$  (ver Figura 4.9).

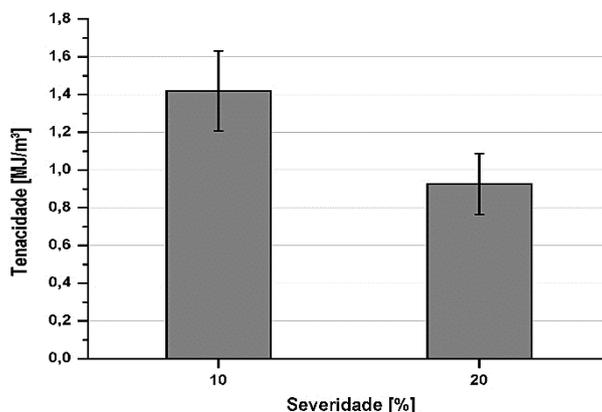
**Figura 4.9** – Resiliência para cada nível de severidade das amostras.



Fonte: Autor (2020).

No ensaio de tração longitudinal estático a uma taxa de deformação de  $2 \text{ mm/min}$ , a área sob a curva de tensão x deformação corresponde a tenacidade do material, definida pela energia mecânica absorvida pelo material antes da fratura. Ao comparar a influência das severidades, na Figura 4.10, a amostra de severidade 10% é mais tenaz que a amostra com maior grau de ondulação ( $S=20\%$ ) mostra que quanto menor a severidade da onda maior sua tenacidade.

**Figura 4.10** – Tenacidade para cada nível de severidade das amostras.



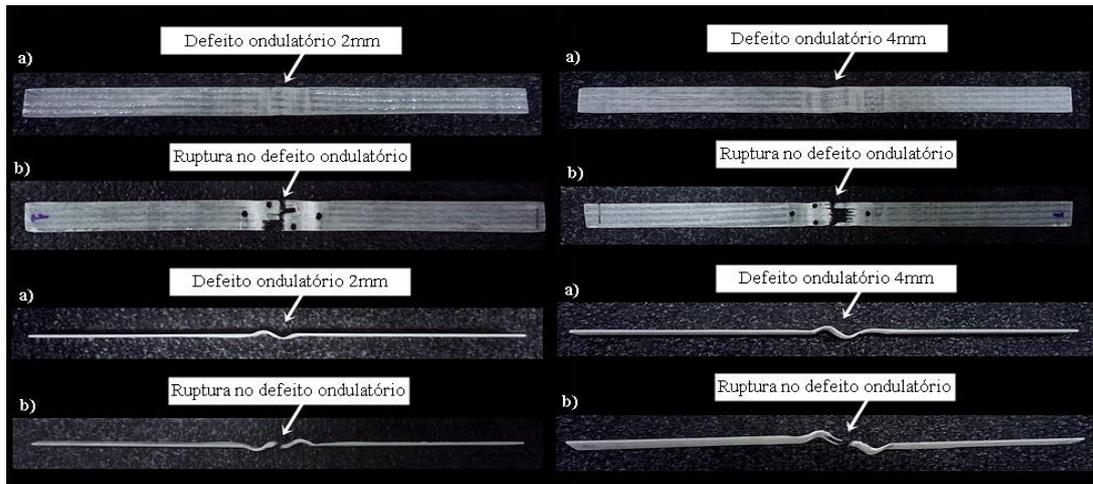
Fonte: Autor (2020).

No ensaio de tração foi possível observar que a amostra com maior amplitude de defeito ondulatório, apontou perdas nas propriedades mecânicas do compósito quando relacionadas a amostra de amplitude de 2 mm, correspondente a 10% de severidade. A amostra de severidade 20% apresentou reduções de -36% na tensão de ruptura, -50% no módulo de elasticidade, -34% no limite de resistência a tração, evidenciando que o desalinhamento das fibras para fora do plano, provocado pelo defeito ondulatório, quanto mais severas maiores as perdas nas propriedades. O mesmo comportamento ocorreu nas propriedades de resiliência e tenacidade que apresentaram perdas de -32% e -35%, respectivamente.

#### 4.3 ANÁLISE DE RUPTURA DOS CORPOS DE PROVA

A amostra B, com sua amplitude de onda de 2 mm alcançou a ruptura na região do defeito, como pode ser vista na Figura 4.11, onde há a vista de topo e lateral do corpo de prova antes do ensaio e após o ensaio quando alcançou a ruptura. Este padrão de ruptura se propagou entre os 6 corpos de prova ensaiados da amostra C.

**Figura 4.11** – Vista de topo e lateral das rupturas no defeito ondulatório dos CPs das amostras B e C.



Fonte: Autor (2020).

Ao observar a Figura 4.12, os corpos de prova sofreram rupturas cisalhantes em razão do deslizamento de planos das camadas de resina e dos fios do tecido de fibra de vidro. Rupturas irregulares mas que devido a fragilidade das fibras nos defeitos ondulatórios, suas propriedades são decrescidas e elas se tornam mais suscetíveis ao dano, como aconteceu com a ruptura exatamente nestas áreas de fibras desalinhasadas.

**Figura 4.12** – Zoom das rupturas das amostras (a) B e (b) C.



Fonte: Autor (2020).

#### 4.4 ANÁLISE TÉRMICA DE CURA DA RESINA EPÓXI

A análise térmica de cura de resina epóxi através do dispositivo de monitoramento de temperatura teve duração de 2 horas e 23 minutos. No processo de mistura das amostras e posicionamento correto dos termopares tiveram perdas de tempo no início das reações que teve como consequência medidas iniciais de temperaturas de

algumas amostras acima dos 27 °C, como podemos observar na Figura 4.13. Os 27 °C deveriam ser as temperaturas iniciais de todas as amostras, ou seja, a temperatura ambiente.

Na Tabela 7, é possível observar os dados de temperatura de pico e tempo desse alcance de temperatura de pico para cada amostra estudada.

**Tabela 7** – Dados de temperatura de pico no processo de cura de resina epóxi.

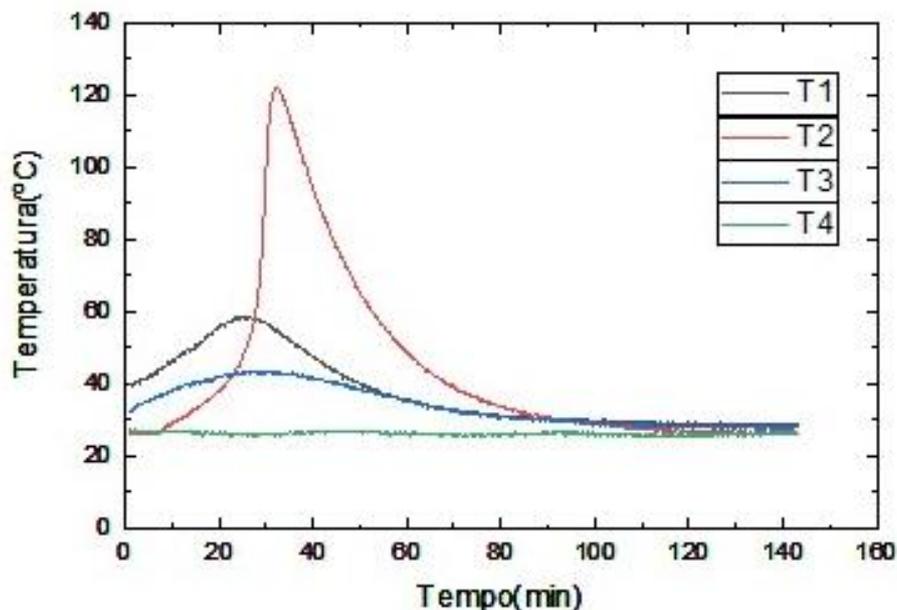
Amostra	Proporção	Composição	Peso total	Temperatura de Pico	Tempo de Temp. de Pico
T1 não preenchida	2:1	20 g de Resina + 10 g de Endurecedor	30 g	58,75 °C	1455 s (24,25 min)
T2 não preenchida	2:2	15 g de Resina + 15 g de Endurecedor	30 g	122,5 °C	1930 s (32,17 min)
T3 preenchida com 10 g de Fibra de Vidro 1200 g/m <sup>2</sup>	2:1	20 g de resina e endurecedor (2:1) + 10 g de fibra de vidro	30 g	43,5 °C	1545 s (25,75 min)
T4 Ambiente	-	Vazio	-	27,5 °C	10 s

Fonte: Autor (2020).

Na Figura 4.13, temos as curvas de temperatura obtidas para cada uma das amostras. Ao comparar as curvas de T1 e T2, observamos que T2 possui maiores picos de temperatura por possuir maior concentração de endurecedor em sua composição (2:2), por ambas produzirem reações exotérmicas, o aumento de endurecedor na resina epóxi da amostra T2 acelera mais a reação e conseqüentemente aumenta a liberação de calor, em relação a composição de 2:1 na amostra T1.

As amostras T1 e T3, possuem a mesma proporção de resina e endurecedor (2:1), porem a amostra T3 é preenchida com fibra de vidro, e nota-se que a temperatura de pico é reduzida em 26% em relação a T1, isso ocorre porque a fibra de vidro possui baixa condutividade térmica de aproximadamente 0,04 W/m K, o que desacelera a condução de calor na amostra, não ocorrendo na amostra T1 por não haver preenchimento. A amostra T4 exhibe as medições de temperatura ambiente no interior do recipiente vazio, onde sua temperatura máxima, de acordo com a Tabela 5.4 foi de 27,5°C.

**Figura 4.13** – Temperatura de cura da resina epóxi em função do tempo.



Fonte: Autor (2020).

A amostra T3 mostra o comportamento térmico ocorrido para os corpos de prova produzidos para este estudo, com a mesma proporção de resina, endurecedor e tecido de fibra de vidro, onde a presença das fibras na cura do compósito atuam como dissipador de calor, devido a baixa condutividade térmica.

## 5 CONCLUSÃO

A partir deste trabalho realizou-se a análise da presença de defeitos ondulatórios advindos do processo de fabricação manual do compósito laminado de resina epóxi reforçado com fibra de vidro 1.200 g/m<sup>2</sup>, onde mostrou que a gravidade da ondulação do defeito interfere diretamente no módulo de elasticidade, tenacidade, resiliência, e principalmente no limite de resistência a tração deste material.

Três amostras classificadas em: A – amostra de referência sem defeito de onda, B e C – amostras com defeito em forma de ondas senoidais com severidades de 10 e 20%. Estas analisadas via simulação de ensaio de tração. E, as amostras B e C foram fabricadas

por processo de laminação manual e cura a temperatura ambiente, para análise em laboratório através do ensaio de tração.

A simulação do ensaio de tração via Simulation Xpress, mostrou que amostras com defeito B e C possuíam tensões mais elevadas exatamente na região do defeito ondulatório, regiões favoráveis a ruptura do material. Semelhante aos resultados observados na simulação, no ensaio de tração real as amostras com delaminações rompiam na área do defeito ondular induzido. E, para a carga aplicada de 1 kN, apenas a amostra C ultrapassou o limite de escoamento de 700 MPa do material, iniciando a fase de deformação plástica na simulação.

O comportamento típico das amostras ao serem tensionadas através do ensaio de tração em laboratório, apresentava a tendência do defeito ondulatório no centro dos corpos de prova a se retificar na direção da aplicação da carga, iniciando ranhuras na matriz, que definiam a região de ruptura das duas amostras. Em termos de propriedades extraídas dos gráficos de tensão x deformação gerados pelo ensaio, a amostra C exibe diminuição no módulo de elasticidade em 50% e limite de resistência a tração, e aumento de 13% de deformação na ruptura, quando comparada a amostra B, justificada pela gravidade de sua severidade provoca maiores danos a estrutura dos corpos de prova quando tracionados.

Analisando a severidade de onda do defeito, a amostra com maior grau de severidade amostra C (20%), para uma mesma taxa de ensaio de 2 mm/min, alcançou a ruptura a uma tensão 36% menor que a tensão de ruptura alcançada pela amostra B de 136,6 MPa. Como o ponto de ruptura está diretamente relacionado a tenacidade do material, a tenacidade da amostra B é 10% maior que o valor encontrado para a área sob a curva de tensão x deformação da amostra C de 0,93 MJ/m<sup>3</sup>. Porém, ambas as amostras apresentaram perfis de ruptura cisalhantes, decorridos por conta do deslizamento de planos das camadas de resina e fibras.

Com módulo de elasticidade 50% inferior a amostra B, a amostra C com maior amplitude de onda do defeito senoidal possuía maior grau de desalinhamento causado pelo defeito, existindo comprometimento na ligação fibra-matriz, as fibras estavam mais expostas as cargas e conseqüentemente possuíam menor rigidez elástica.

A análise térmica de cura das amostras a diferentes proporções e resina e endurecedor, mostrou que o aumento da proporção de endurecedor na amostra ocasiona aumento da temperatura de pico de cura, atingindo 122,5 °C. E, a amostra com a presença do tecido de fibra de vidro, replicando a composição das amostras do ensaio de tração, atingiu menor temperatura de pico de 43,5 °C, esta redução é justificada pela baixa condutividade térmica das fibras de vidro, de 0,04 W/m K, que dissipa o calor da reação exotérmica entre a resina e o endurecedor.

Como as pás eólicas são componentes responsáveis pela captação da energia do vento para gerar potência nas turbinas eólicas, e estão sujeitas a esforços causados pela interação direta com o vento, seus processos de fabricação e cura dos laminados compósitos estruturais podem resultar em não conformidades nas camadas do compósito. Esses processos de laminação podem ser revistos de forma a aperfeiçoar o processo de fabrico dessas pás evitando defeitos em suas estruturas que comprometam a performance das turbinas e a vida útil das pás.

Durante o ensaio das amostras, ocorreu contratempo com a amostra de referência, na qual os corpos de prova rompiam na extremidade em contato direto com a garra. Com gaps, os corpos de prova deslizavam da garra, portanto não alcançando ruptura útil para coleta das propriedades. As amostras com severidades de ondulação 10% e 20% não apresentaram estas problemáticas, pois a presença dos defeitos ondulatórios nos corpos de prova tornaram o material mais frágil ao carregamento, beneficiando o alcance e a localização da ruptura, de forma que as garras não foram pontos limitantes o ensaio destas duas amostras.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDI – AGÊNCIA BRASILEIRA DE DESENVOLVIMENTO INDUSTRIAL. **Atualização do mapeamento da cadeia produtiva da indústria eólica no Brasil**. Brasil: ABDI, 2018. Disponível em: <[http://inteligencia.abdi.com.br/wp-content/uploads/2017/08/2018-08-07\\_ABDI\\_relatorio\\_6-1\\_atualizacao-do-mapeamento-da-cadeia-produtiva-da-industria-eolica-no-brasil-WEB.pdf](http://inteligencia.abdi.com.br/wp-content/uploads/2017/08/2018-08-07_ABDI_relatorio_6-1_atualizacao-do-mapeamento-da-cadeia-produtiva-da-industria-eolica-no-brasil-WEB.pdf)>. Acesso em: 05 jun. 2019.

ANEEL. Agência Nacional de Energia Elétrica (Brasil). **Banco de Informação de Geração. BIG.** / Disponível em:<<https://www2.aneel.gov.br/aplicacoes/capacidadebrasil/Combustivel.cfm>>. Acesso em: 03 de abril de 2020.

AREIAS, L.C.; MELOTTI, G.; DA SILVA, F.L. **Materiais para a produção de energia eólica**. XX Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CBECIMAT). Joinville, SC, 2012. Disponível em: <[https://www.researchgate.net/publication/328513835\\_MATERIAIS\\_PARA\\_A\\_PRODUCAO\\_DE\\_ENERGIA\\_EOLICA](https://www.researchgate.net/publication/328513835_MATERIAIS_PARA_A_PRODUCAO_DE_ENERGIA_EOLICA)>. Acesso em: 31 de março de 2020.

BARROS, A. S. **Estudo do desalinhamento das fibras nas propriedades mecânicas de compósitos estruturais de pás eólicas**. 2009. 182 p. Tese (Doutorado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) - INPE, São José dos Campos, 2010.

BRETSCHNEIDER, M. R.; SCHNEIDER, E. L.; DIAS, M. M. **Análise do uso de materiais em aerogeradores**. In: XV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica e Industrial (CONEMI) e IX Seminário Estadual de Engenharia Mecânica e Industrial (SEEMI). Novo Hamburgo, 2015.

BRØNDSTED, P., LILHOLT, H., and LYSTRUP, A., **Composite Materials and Wind Power Turbine Blades**. Annu. Rev. Mater. Res. 2005.35:505-538.

CABRAL, B. Vestas inaugura fábrica com 624 turbinas já encomendadas no CE. **Diário do Nordeste**, Negócios. Fortaleza, 12 nov. 2019. Disponível em: <<https://diariodonordeste.verdesmares.com.br/editorias/negocios/vestas-inaugura-fabrica-com-624-turbinas-ja-encomendadas-no-ce-1.2174214>>. Acesso em: 04 de março 2020.

CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials Science and Engineering - An Introduction**. 8ª. ed. Hoboken, Estados Unidos: John Wiley & Sons, Inc., v. I, 2012.

CALLISTER, W.D., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**, 5ª ed., LTC Editora, 2002.

CAMPOS, M. O., **Estudo comparativo de pás para aerogeradores de grande porte fabricadas em materiais compósitos reforçadas com fibra de carbono ou fibra de vidro**. 2013. Dissertação de mestrado (Programa de pós-graduação em ciência e engenharia de materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal-RN, 2013.

CASTRO, A. M.; FRANCISQUETTI, E.;GASPARIN, A L. Influência da temperatura e tempo de cura na transição vítrea da resina epóxi. **Scientia cum industria**, V. 7, N. 3, PP.

15 — 23, 2019. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.18226/23185279.v7iss3p14>>. Acesso em: 15 de janeiro de 2019.

CHANDA, M.; ROY, S. K. **Industrial polymers, specialty polymers, and their applications**, 1ª Ed., Ed. CRC, Boca Raton, EUA, 2008.

CHAWLA, K.K. **Composite materials** - Science and Engineering, 3.ed. ASM, Springer-Verlag, 2013.

CHORTIS, D. I. **Structural Analysis of Composite Wind Turbine Blades: Nonlinear Mechanics and Finite Element Models with Material Damping**. European Academy of Wind Energy. Springer, 2013.

CRESESB – Centro de Referência para Energia Solar e Eólica Sergio de Salvo Brito, **Tutorial de Energia Eólica: História da Energia Eólica e suas utilizações**. 2017. Disponível em: <[http://www.cresesb.cepel.br/index.php?section=com\\_content&cid=tutorial\\_eolica](http://www.cresesb.cepel.br/index.php?section=com_content&cid=tutorial_eolica) >. Acesso em: 01 de abril de 2020.

DE SOUZA, T. M. **Processo de fabricação de pás eólicas com materiais compósitos**. In: III Congresso Internacional de Ciência Tecnologia e desenvolvimento. Ciência e Tecnologia para o Desenvolvimento Social. Taubaté. Resumo. Universidade de Taubaté - Unitau. 2014.

DIVONE, L.V. **Evolution of Modern Wind Turbines**. In Wind Turbine Technology – Fundamental Concepts of Wind Turbine Engineering, SPERA, S.A, (ed), 1 ed. New York, ASME Press, 1994. p. 106-138.

FADIGAS, E.A.F.A. **Energia eólica** - Série sustentabilidade. Rio Grande do Sul: Editora Antus, 2011.

GARNICH, M. R., & KARAMI, G. Localized Fiber Waviness and Implications for Failure in Unidirectional Composites. **Journal of Composite Materials**, 39(14), 1225–1245, 2005. <https://doi.org/10.1177/0021998305048748>

IEA 2013 **Technology roadmap: Wind energy**. Tech. rep., IEA. Tech. Rep. International energy agency. 2013.

IPECE – INSTITUTO DE PESQUISA E ESTRATÉGIA ECONÔMICA DO CEARÁ. **Panorama de produção de energia elétrica no estado do Ceará Um enfoque para a matriz eólica**. Informe nº 141 – dezembro de 2018, Fortaleza, Ceará, Brasil, 2018. Disponível em:< [https://www.ipece.ce.gov.br/wp-content/uploads/sites/45/2018/12/ipece\\_informe\\_141\\_12\\_Dez2018.pdf](https://www.ipece.ce.gov.br/wp-content/uploads/sites/45/2018/12/ipece_informe_141_12_Dez2018.pdf)>. Acesso em: 20 de abril de 2020.

JOSEPH, K.; MEDEIROS, E. S.; CARVALHO, L. H. Compósitos de matriz poliéster reforçados por fibras curtas de sisal. **Polímeros**, São Carlos, v. 9, n. 4, p. 136-141, Dec. 1999. Disponível em: <[http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0104-14281999000400023&lng=en&nrm=iso](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-14281999000400023&lng=en&nrm=iso)>. Acesso em: 29 de março de 2020. <https://doi.org/10.1590/S0104-14281999000400023>.

JOYCE, P.J.; KUGLER, D.; MOON, T.J. **A technique for characterizing process-induced fiber waviness in unidirectional composite laminates-using optical microscopy.** J. Compos. Mater. 1997b, vol 31, 1694–1727, p. 1703 – 1704.

JOYCE, P.J.; MOON, T.J. **Compression strength reduction in composites with in-plane fiber waviness.** ASTM Special Technical Publication. 1997a, 1330, 76–96.

LEÃO, R. P. S.; ANTUNES, F. L. M.; FROTA, E. E. **As perspectivas da energia eólica no estado do Ceará.** COBENGE 1999 - XXVII COBENGE, Natal/RN, 1999. Disponível em: < <http://www.abenge.org.br/cobenge/arquivos/20/st/t/t163.pdf>>. Acesso em: 03 de abril de 2020.

LIMA, T. C. **Análise de viabilidade tecnológica de fabricação de pás de aerogeradores de pequeno porte no Rio Grande do Norte.** 2013. 88f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado) - Universidade Federal Rural do Semiárido - UFRS, Angicos, RN, 2013. Disponível em: <<http://www2.ufrs.edu.br/portal/view/uploads/setores/232/TCC%20-%20Taylane.pdf>>. Acesso em: 25 de março de 2020.

MANDELL, J. & SAMBORSKY, D. & WANG, L.. **Effects of fiber waviness on composites for wind turbine blades.** 48th International Society for the Advancement of Material and Process Engineering Symposium, L.J. Colen, C.L. Ong, C. Arendt, eds., Vol. 48, SAMPE, Covina, CA. pp.2653-2666, 2003.

MOURA, M. F. S. F.; MORAIS, A. B.; MAGALHÃES, A. G. **Materiais Compósitos - Materiais, Fabrico e Comportamento Mecânico.** 2ª Edição ed., Porto, Publindústria, 2011.

NIJSSEN, R. P. L.; VAN DELFT, D. R. V.; JOOSSE, P. A.; VAN WINGERDE, A. M. **Optimat blades - optimal and reliable use of composite materials for wind turbines.** In: Internacional Conference on Composite Materials, 14., San Diego, 2003.

NIJSSEN, R.P.L., **Fatigue life prediction and strength degradation of wind turbine rotor blade composites.** Ph.D. Tese, Delft University of Technology, Delft, The Netherlands, 2007. Disponível em: <<https://repository.tudelft.nl/islandora/object/uuid:e33139ca-e181-4c62-87dc-23e55010eac8/datastream/OBJ/download>>. Acesso em: 12 de janeiro de 2019.

PEREIRA, J. C., **Curso e projetos estrutural com materiais compostos.** Grupo de análise e projeto mecanico. Departamento de engenharia mecanica. Universidade federal de Santa Catarina. Florianopolis, 2005.

PINTO, M. O. **Fundamentos de Energia Eólica.** LTC. 1ª Edição, 2013. p. 13-21.

REZENDE, Mirabel C.; BOTELHO, Edson C. O uso de compósitos estruturais na indústria aeroespacial. **Polímeros**, São Carlos, v. 10, n. 2, p. e4-e10, 2000. Disponível em: <[http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0104-14282000000200003&lng=en&nrm=iso](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-14282000000200003&lng=en&nrm=iso)>. Acesso em: 24 de março de 2020. <https://doi.org/10.1590/S0104-14282000000200003>.

SHACKELFORD, J.F. **Ciência dos materiais.** 6. ed. 2.reimpr. São Paulo: Pearson Education do Brasil, 2008. 556 p.

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

THIRUMALAI, D. P. R., LILHOLT, H., AVILES, F., ANDERSEN, T. L., & KNUDSEN, H. **Fibre waviness and misalignment measurement of unidirectional glass/LPET commingled composites** – Effect on mechanical properties. Proceedings of the Risø International Symposium on Materials Science, 34, 349-363, 2013.

VENTURA, A. M. F.M. Os Compósitos e a sua aplicação na Reabilitação de Estruturas metálicas. **C.Tecn. Mat.**, Lisboa, v. 21, n. 3-4, p. 10-19, jul. 2009. Disponível em: <[http://www.scielo.mec.pt/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0870-83122009000200003&lng=pt&nrm=iso](http://www.scielo.mec.pt/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0870-83122009000200003&lng=pt&nrm=iso)>. Acesso em: 24 de março de 2020.

YERRAMALLI, C. M., et al. **Fiber waviness induced strength knockdowns in composite materials used in wind turbine blades**. European Wind Energy Conference and Exhibition 2010, EWEC 2010. 6.

WANG, J. et al. Experimental fabrication and characterization of out-of-plane fiber waviness in continuous fiber-reinforced composites. **Journal of Composite Materials**, v. 46, n. 17, p. 2041–2053, 2012.