

**UNESP**  
**Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá**

**Guaratinguetá**  
**2014**

**GIBRAN DA CUNHA VASCONCELOS**

**ESTUDO DA APLICABILIDADE DO SISTEMA PULTRUDADO DE  
FENÓLICA/FIBRAS DE CARBONO EM CABOS CONDUTORES**

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

Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho  
Co-orientadora: Prof<sup>a</sup> Dr<sup>a</sup> Michelle Leali Costa

Guaratinguetá

2014

V331e	<p>Vasconcelos, Gibran da Cunha</p> <p>Estudo da aplicabilidade do sistema pultrudado de fenólica/fibras de carbono em cabos condutores / Gibran da Cunha Vasconcelos – Guaratinguetá, 2014.</p> <p>101 f : il.</p> <p>Bibliografia: f. 90</p> <p>Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014.</p> <p>Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho</p> <p>Coorientadora: Prof<sup>a</sup> Dr<sup>a</sup> Michelle Leali Costa</p> <p>1. Materiais compostos 2. Resinas fenolicas 3. Condutores elétricos I.</p> <p>Título</p>
-------	--

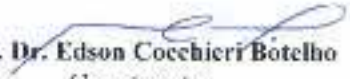
CDU 620.1(043)

*GIBRAN DA CUNHA VASCONCELOS*


ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA: MATERIAIS

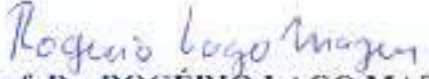
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho  
Coordenador

*BANCA EXAMINADORA:*

  
Prof. Dr. EDSON COCCHIERI BOTELHO  
Orientador / UNESP/FEG

  
Prof. Dr. LUIZ CLAUDIO PARDINI  
CTA/IAE

  
Prof. Dr. ROGÉRIO LAGO MAZUR  
UNESP/FEG

*Setembro de 2014*

## **DADOS CURRICULARES**

### **GIBRAN DA CUNHA VASCONCELOS**

NASCIMENTO	01.05.1986 – RECIFE/PE
FILIAÇÃO	Exedito Ramos de Vasconcelos Giselle Margarida da Cunha Vasconcelos
2006/2010	Curso de Graduação Engenharia de Materiais na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista
2011/2014	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista
2011/Atual	Fundação CPqD – Centro de Pesquisa e Desenvolvimento em Telecomunicações. Vínculo empregatício: pesquisador celetista. Carga horária: 40 horas semanais

## AGRADECIMENTOS

Agradeço, em primeiro lugar, aos meus orientadores, *Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho* e *Profª Drª Michelle Leali Costa*, que me ajudaram a desenvolver todas as etapas deste trabalho de forma consolidada, sempre com muito incentivo, carinho e dedicação;

aos meus pais, *Expedito Ramos de Vasconcelos* e *Giselle Margarida da Cunha Vasconcelos*, que sempre incentivaram meus estudos;

à *Carolina Mihoko Massanhi*, pelo companheirismo, carinho e apoio no desenvolvimento deste trabalho;

aos meus colegas do CPqD, com destaque para *Beatriz Pereira Alvarez Pedro*, *Hugo Taboga Lima*, *Mônica Aparecida Zarpelon*, *Pérsio Mozart Pinto*, *Regina Célia Grigolon Comar*, *Tiago Felipe de Abreu Santos* e *Winston Gonçalves*, por me ajudarem na execução e na interpretação de diversos ensaios realizados neste trabalho;

ao CPqD, que forneceu infraestrutura laboratorial para execução dos ensaios realizados e incentivou todas as etapas do desenvolvimento deste trabalho;

à Companhia Elétrica de Minas Gerais (CEMIG), que financiou o projeto que deu origem a este trabalho;

à Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL), pelo programa de Pesquisa e Desenvolvimento que permitiu a execução do projeto que originou este trabalho.

“O mais importante em ciência não é descobrir novos fatos, mas encontrar novas maneiras de pensar sobre eles.”

Sir William Bragg.

VASCONCELOS, G. C. **Materiais:** Estudo da aplicabilidade do sistema pultrudado de fenólica/fibras de carbono em cabos condutores. 2014. 101 f. Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

## RESUMO

O consumo de eletricidade tem aumentado de forma significativa nas últimas décadas. Isso, aliado com a dificuldade em construir novas linhas de transmissão, principalmente devido aos requisitos ambientais estabelecidos pelo Instituto Brasileiro do Meio Ambiente e dos Recursos Naturais Renováveis (IBAMA), trouxe um grande desafio no atendimento da crescente demanda por eletricidade. Os cabos condutores de alumínio com alma de compósito (ACCC) foram designados para ter alta resistência à tração, baixo coeficiente de expansão térmica e baixa flecha entre as torres. No entanto, o uso desses novos materiais pode criar uma série de problemas com relação à sua aplicabilidade que precisa ser avaliada. Os polímeros estão sujeitos à degradação por exposição a altas temperaturas, umidade e radiação ultravioleta, entre outros. Dentre os polímeros termorrígidos atualmente disponíveis, a resina fenol formaldeído é uma das mais comuns no mercado, com excelente desempenho em altas temperaturas, resistência à chama e isolamento mecânica. Dessa forma, o uso de compósitos de resina fenol formaldeído reforçados com fibras de carbono podem ser excelentes substitutos para os aços tradicionais que vêm sendo atualmente utilizados como núcleos de cabos de transmissão, reduzindo a flecha entre as torres e melhorando a eficiência de transmissão de energia elétrica. Nesse contexto, este trabalho avaliou a aplicabilidade do sistema pultrudado de resina fenol formaldeído reforçada com fibras de carbono em núcleo de cabos condutores em linhas de transmissão. Os resultados mostraram que a temperatura de início de decomposição é de 363 °C e a temperatura de transição vítrea é de 165 °C. Esses limites de temperatura são suficientes para aplicação do compósito como núcleo de cabos de transmissão, dada a demanda atual por energia elétrica. Os resultados dos ensaios mecânicos também foram favoráveis, uma vez que todas as amostras analisadas apresentaram resistência à tração superior à especificada para cabos condutores de alumínio com alma de aço (ACSR). A comparação do módulo específico do aço ( $26,3 \text{ m}^2/\text{s}^2$ ), em relação à do pultrudado ( $102,3 \text{ m}^2/\text{s}^2$ ), mostra uma vantagem significativa na substituição do aço pelo compósito pultrudado, embora seja necessário o uso de recobrimentos para evitar degradação e corrosão galvânica.

**PALAVRAS-CHAVE:** Cabos condutores, pultrusão, compósitos termorrígidos, resina fenol formaldeído.

VASCONCELOS, G. C. **Materials:** Assessment of suitability of pultruded phenol/carbon fiber system in conductor cables. 2014. 101 f. Thesis (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

## **ABSTRACT**

Consumption of electricity has been increasing significantly in the last decades and the difficulty in building new transmission lines brought a great challenge to supply electricity, mainly due the environmental requirements established by the Brazilian Institute of Natural and renewable resources (IBAMA) and the raising in demand for electricity. The Aluminum Conductor Composite Core cables (ACCC) have been developed due to their high tensile strength, low thermal expansion coefficient and low sag between the transmission towers. Nevertheless, the use of new materials in transmission lines may bring a series of problems in relation to its employment, which needs to be assessed. The use transmission cables with composite core may promotes degradation of polymeric matrix due high temperatures expositions, humidity, ultraviolet radiation, and so forth. The phenol-formaldehyde resin presents excellent performance in high temperatures, flame resistance and mechanical isolation. Composites with carbon fiber and phenol-formaldehyde matrix might be excellent replacements to the traditional steel applied in conductor cables cores. This study evaluated the suitability of carbon fiber-reinforced polymer with phenol-formaldehyde matrix to transmission lines. The results showed that thermal decomposition of material initiates in 363 °C and the glass transition temperature is 165 °C, which is sufficient to be applied in transmission cables with nowadays demand. The mechanical results were favorable: all samples showed higher ultimate strength superior to the specified to ASCR transmission cables. The specific modulus of is 26.3 m<sup>2</sup>/s<sup>2</sup> for steel and 102.3 m<sup>2</sup>/s<sup>2</sup> for the pultruded system, which indicates a significant advantage in replacement of the traditional steel for the pultruded system, although it is necessary to apply a coating in the composite to avoid decomposition and galvanic corrosion.

**KEYWORDS:** Conductor cables, pultrusion, thermoset composites, phenol-formaldehyde resins.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Consumo de eletricidade no Brasil em tonelada equivalente de petróleo (Tep) .....	18
Figura 2 - Flecha existente entre torres de transmissão.....	19
Figura 4 - Fluxograma com as principais etapas executadas no presente trabalho .....	21
Figura 5 - Formação de grupos carbonil.....	26
Figura 6 - Formação de quinonas e ácidos carboxílicos.....	27
Figura 7 - Esquema simplificado do processo de pultrusão .....	30
Figura 8 - Estrutura de uma aeronave dividida em uma malha de elementos finitos.....	46
Figura 9 - Malha de elementos finitos gerada para a simulação .....	47
Figura 10 - Deformação no compósito com uma energia de impacto de 52 J no modelo de elementos finitos (a) e no ensaio laboratorial (b) .....	48
Figura 11 - Malha de elementos finitos gerada para a simulação .....	49
Figura 12 - Pultrudado de fibras de carbono com resina fenol formaldeído .....	51
Figura 13 - Laminado de fibras de carbono com configuração 0/90° utilizado nos ensaios eletroquímicos: (a) e (b) representam o laminado de fenol formaldeído e epóxi recoberto com poliéster isoftálica, respectivamente.....	52
Figura 14 - Equipamento de FT-IR Nicolet modelo Nicolet Magna 550.....	54
Figura 16 - Equipamento Rheometrics Scientific DMTA-3E test station (a) e garras de flexão em 3 pontos (b).....	56
Figura 17 - Montagem experimental do ensaio de ZRA para avaliar acoplamento galvânico de alumínio com fibra de carbono ou PRFC .....	57
Figura 18 - (a) Garras cônicas utilizadas para fixar os corpos de prova na máquina de ensaio de tração; (b) pultrudados de fibra de carbono curados com resina; (c) máquina de ensaio de tração e (d) <i>strain gage</i> biaxial para medição do coeficiente de Poisson.....	59
Figura 19 - Malha gerada em elementos tetraédricos para simulação.....	60
Figura 20 - Gráfico do espectro de infravermelho de pultrudado no estado como recebido. ..	62
Figura 21 - Gráficos de espectros de infravermelho de pultrudado após envelhecimentos em água, térmico e por radiação UV .....	62

Figura 22 - Curvas de TGA e DTG do pultrudado no estado como recebido em atmosfera de nitrogênio.....	63
Figura 23 - Curvas de TGA e DTG do pultrudado como recebido em atmosfera de ar sintético.....	64
Figura 24 - Curvas de TGA do pultrudado em atmosfera de nitrogênio nas taxas de aquecimento de: 5 °C/min; 10 °C/min; 15 °C/min e 20 °C/min.....	65
Figura 25 - Derivada das curvas de TGA para as taxas de aquecimento de 5, 10, 15 e 20 °C/min.....	65
Figura 26 - Gráfico de $\log(\beta)$ em função de $1000/T$ e ajuste matemático pelo método dos mínimos quadrados realizado para a taxa de conversão de 5%.....	66
Figura 27 - Tempo de vida em função da temperatura necessária para o pultrudado se decompor em 5% .....	67
Figura 28 - Equacionamento A4 ajustado ao método de Coats-Redfern nas taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min.....	68
Figura 29 - Curvas de TGA do pultrudado em atmosfera de ar sintético nas taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min .....	68
Figura 30 - Derivada das curvas de TGA para as taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min.....	69
Figura 31 - Gráfico de $\log \beta$ em função de $1000/T$ e ajuste matemático pelo método dos mínimos quadrados realizado para a taxa de conversão de 5%.....	69
Figura 32 - Tempo de vida em função da temperatura necessária para o pultrudado se decompor em 5% .....	70
Figura 33 - Equacionamento A4 ajustado ao método de Coats-Redfern nas taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min.....	71
Figura 34 - Curva de DMA do compósito pultrudado com taxa de aquecimento de 5 °C/min.....	72
Figura 35 - Curva de fluência por DMA da amostra de pultrudado nas temperaturas de 100 °C, 120 °C, 140 °C, 160 °C, 180 °C e 200 °C.....	73
Figura 36 - Curvas de $\tan \delta$ do pultrudado para as frequências 0,5 Hz, 5 Hz, 10 Hz, 15 Hz e 30 Hz... ..	74

Figura 37 - Curva de $\ln(f)$ em função de $1000/T$ com ajuste linear dos pontos experimentais.....	74
Figura 38 - Dados de compliância não deslocados no eixo do tempo.....	75
Figura 39 - Curva de compliância com temperatura de referência de $100\text{ }^\circ\text{C}$ .....	76
Figura 40 - Gráfico de tensão x deformação do pultrudado no estado como recebido .....	76
Figura 41 - Região elástica da curva tensão x deformação do pultrudado no estado como recebido .....	77
Figura 43 - Distribuição de tensões de Von Mises no cabo de aço .....	81
Figura 44 - Vista frontal das tensões Von Mises com destaque nos valores máximo e mínimo.....	81
Figura 47 - Distribuição de tensões de Von Mises no cabo de material compósito.....	83
Figura 48 - Vista frontal das tensões Von Mises com destaque nos valores máximo e mínimo.....	83
Figura 49 - Ampliação da região com elemento de interesse.....	84
Figura 50 - Curva de tensão x deformação do elemento de interesse obtida em um nó não superficial. ....	84
Figura 51 - Corrente galvânica entre o lingote de alumínio, lingote após laminação e lingote após laminação e trefilação e a fibra de carbono exposta em solução de 3,5 % de NaCl por 16 horas....	85
Figura 52 - Massa específica de corrente galvânica entre alumínio trefilado e fibra de carbono em solução de 3,5% de NaCl durante 60 horas. No canto superior direito, é apresentada a corrente galvânica para o teste de 16 e 60 horas. ....	86
Figura 53 - Amostras de alumínio após ensaio de ZRA: (a) 16 horas e (b) 60 horas. Observa-se corrosão por pites indicada por setas. ....	86
Figura 54 - Massa específica de corrente galvânica entre fios de alumínio e compósito com matriz de resina fenol formaldeído.....	87
Figura 55 - Massa específica de corrente galvânica entre fios de alumínio e compósito usando como matriz a base de epóxi com recobrimento de poliéster.....	88
Figura 56 - Fibras de carbono expostas no laminado com matriz fenólica. ....	88
Figura 57 - Superfície do pultrudado com matriz fenólica.....	89

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Monômeros de fenol.....	25
Tabela 2 - Componentes do tipo aldeídos .....	25
Tabela 3 - Propriedades típicas de fibras de alta resistência .....	28
Tabela 4 - Classificação das fibras de carbono comerciais .....	29
Tabela 5 - Temperatura inicial para degradação acelerada (°C) .....	42
Tabela 6 - Expressões algébricas para $g(x)$ para os mecanismos mais comuns do estado sólido.....	45
Tabela 7 - Propriedades da resina Georgia-Pacific Feno D26-GPB .....	52
Tabela 8 - Propriedades das fibras de carbono Toray T-300 e T-700S.....	52
Tabela 9 - Propriedades mecânicas do alumínio 1350 .....	57
Tabela 10 - Massa específica dos pultrudados de fibra de carbono com matriz fenol formaldeído.....	61
Tabela 11 - Energias de ativação para as taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min .....	67
Tabela 12 - Energias de ativação para as taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min .....	71
Tabela 13 - Tabela de resultados de tensão de ruptura, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson das amostras do pultrudado no estado como recebido .....	78
Tabela 14 - Resultados de tensão de ruptura e módulo de elasticidade das amostras do pultrudado envelhecido termicamente.....	78
Tabela 15 - Resultados de tensão de ruptura, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson das amostras do pultrudado envelhecido em radiação UV .....	79
Tabela 16 - Resultados de tensão de ruptura, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson das amostras do pultrudado envelhecido em água.....	79
Tabela 17 - Análise de variância ANOVA com intervalo de 95% de confiança do módulo de elasticidade da amostra no estado como recebido em relação aos envelhecimentos térmico, por radiação UV e em água .....	79

Tabela 18 - Análise de variância ANOVA com intervalo de 95% de confiança da tensão de ruptura da amostra no estado como recebido em relação aos envelhecimentos térmico, por radiação UV e em água.....	80
---	----

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

$\alpha$	Taxa de conversão
$\beta$	Taxa de aquecimento
$\varepsilon$	Deformação
$\sigma$	Tensão
A	Fator pré-exponencial
ACCC	Condutores de Alumínio com Alma de Compósito
ACSR	Condutores de Alumínio com Alma de Aço
ASTM	American Society Test Method
$A_T$	Fator de forma
CAD	Design com auxílio de computador
CTE	Coefficiente de expansão térmica
$C_P$	Capacidade térmica
DEA	Análise Dielétrica
DMA	Análise Dinâmico-Mecânica
DSC	Calorimetria Exploratória Diferencial
E	Módulo Complexo
$E'$	Módulo de armazenamento
$E''$	Módulo de perda
$f(x)$	Relação funcional
FRP	Fibras Reforçadas com Polímeros
$g(\sigma)$	Função de deformação dependente da tensão
$h(t)$	Função de deformação dependente do tempo
IBAMA	Instituto Brasileiro do Meio Ambiente e dos Recursos Naturais Renováveis
MEE	Medidas de Eficiência Energética
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MME	Ministério de Minas e Energia
R	Constante dos gases
$S(t)$	Compliança de fluência
T	Temperatura
t	Tempo
$\tan\delta$	Relação entre $E'$ e $E''$

Tep	Tonelada equivalente de petróleo
T <sub>g</sub>	Temperatura de transição vítrea
T <sub>p</sub>	Temperatura de pico
TGA	Análise Termogravimétrica
TMA	Análise Termomecânica
TMDSC	Calorimetria Exploratória Diferencial Modulada em Temperatura
STT	Superposição tempo-temperatura
UHMWPE	Polietileno de Ultra-Alto Peso Molecular
a <sub>T</sub>	Fator de forma
t <sub>r</sub>	Tempo reduzido
T <sub>ref</sub>	Temperatura de referência
f	Frequência
ZRA	Zero Resistance Ammeter

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	17
	1.1 Considerações iniciais .....	17
	1.2 Motivação/Justificativa.....	20
	1.3 Objetivo .....	21
	1.4 Metodologia utilizada.....	21
2	REVISÃO DA LITERATURA .....	23
	2.1 Materiais compósitos.....	23
	2.2 Matrizes poliméricas .....	23
	2.2.1 Resina fenólica.....	24
	2.2.2 Fibras .....	27
	2.3 Processamento de materiais compósitos .....	30
	2.3.1 Processamento por pultrusão .....	30
	2.4 Propriedades mecânicas dos compósitos.....	31
	2.4.1 Superposição tempo-temperatura (STT).....	35
	2.5 Desempenho térmico .....	36
	2.5.1 Cinética de decomposição .....	42
	2.6 Modelagem numérica .....	46
	2.7 Corrosão galvânica .....	50
3	Materiais e métodos .....	51
	3.1 Materiais .....	51
	3.2 Metodologia.....	52
	3.2.1 Massa específica .....	52
	3.2.2 Envelhecimento acelerado .....	53
	3.2.3 Espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier .....	54
	3.2.4 Análise termogravimétrica.....	54
	3.2.5 Análise dinâmico-mecânica.....	55

3.2.6	Corrosão galvânica .....	56
3.2.7	Ensaio de tração .....	58
3.2.8	Simulação por elementos finitos.....	59
4	RESULTADOS .....	61
4.1	Massa específica.....	61
4.2	Espectroscopia de Infravermelho (FT-IR).....	61
4.3	Análise termogravimétrica .....	63
4.3.1	Cinética de decomposição .....	64
4.4	Análise dinâmico-mecânica.....	71
4.5	Ensaio de tração.....	76
4.6	Modelagem por elementos finitos .....	80
4.6.1	Núcleo de aço .....	80
4.6.2	Núcleo de material compósito .....	82
4.7	Ensaio eletroquímico .....	84
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS .....	90
5.1	Conclusões gerais .....	90
5.2	Sugestões para trabalhos futuros .....	91
6	REFERÊNCIAS .....	93
7	Anexo I .....	101

# 1 INTRODUÇÃO

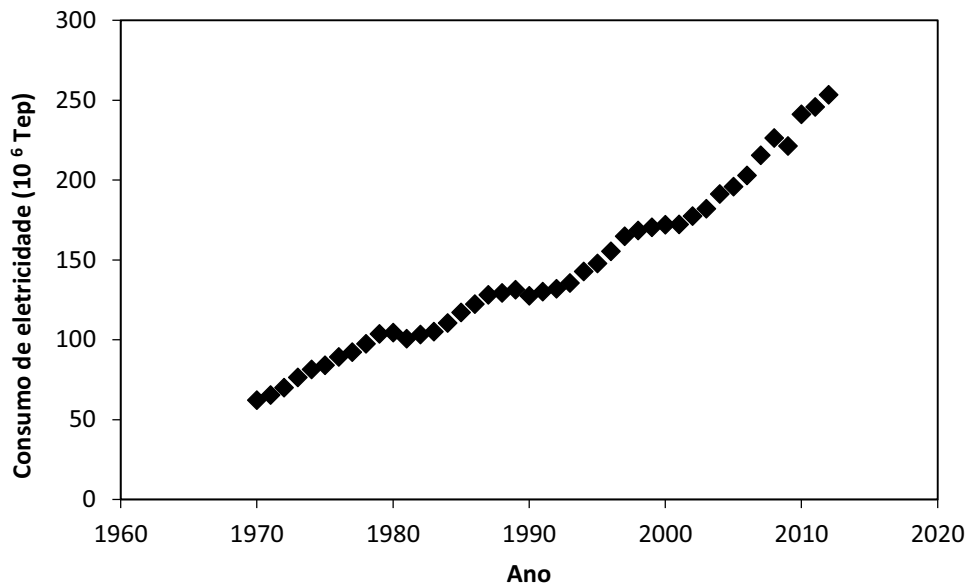
## 1.1 Considerações iniciais

A eficiência no uso da energia, em especial a elétrica, está em pauta no mundo desde os choques do petróleo na década de 70. Equipamentos e hábitos de uso passaram a ser analisados também sob o ponto de vista de sua eficiência energética. Desse modo, o uso de equipamentos e hábitos que provocam menor uso da energia para auferir o mesmo serviço prestado foi adotado e recebeu o nome de “medidas de eficiência energética - MEE”. Apesar dos grandes benefícios que uma MEE pode trazer a seu usuário e à sociedade como um todo, muitas barreiras impedem a sua disseminação, podendo-se destacar: dificuldades para financiamento; percepção dos riscos envolvidos; falta de informação; conscientização; treinamento; conhecimento das regras de um contrato de desempenho; acesso a tecnologias e equipamentos de uso eficiente da energia; altos custos de transação; falta de confiança no resultado das medidas; etc. (VINE, 2005; Ministério de Minas e Energia, 2012).

Além disso, o consumo de eletricidade tem aumentado de forma significativa nas últimas décadas. Esse fato, aliado às dificuldades em construir novas linhas de transmissão, principalmente devido aos requisitos ambientais estabelecidos pelo Instituto Brasileiro do Meio Ambiente e dos Recursos Naturais Renováveis (IBAMA), trouxe um grande desafio no atendimento da crescente demanda por eletricidade. Hoje, a legislação brasileira determina que as empresas de distribuição de energia elétrica utilizem 0,25% de sua receita líquida operacional em programas de desenvolvimento para melhorar a eficiência energética (IBAMA, 2011; Atlas da Energia Elétrica, 2005).

A Figura 1 apresenta a evolução do consumo de eletricidade no Brasil segundo o Ministério de Minas e Energia (MME), no qual ocorreu um aumento de cerca de quatro vezes entre 1970 e 2012, com o consumo saltando de cerca de  $62 \times 10^6$  tonelada equivalente de petróleo (Tep) para  $253 \times 10^6$  Tep (Ministério de Minas e Energia, 2012).

Figura 1 - Consumo de eletricidade no Brasil em tonelada equivalente de petróleo (Tep)

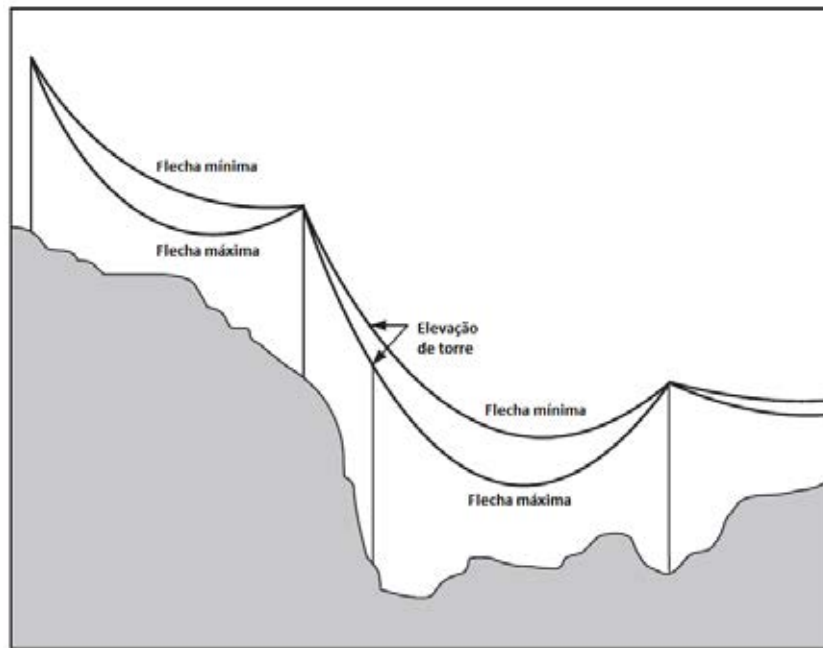


Fonte: (Ministério de Minas e Energia, 2012).

As linhas de transmissão de energia tradicionalmente utilizadas apresentam vãos mínimos e máximos entre as torres. Esses vãos dependem do peso do condutor, da direção principal do vento na região, da existência de gelo, das condições do solo, das condições locais, da capacidade de carregamento e da altura das torres, dentre outros. Quanto maior o vão entre duas torres, maior será a flecha presente no cabo de transmissão. A flecha é definida como a diferença de nível entre os pontos de suporte e os pontos mais baixos do condutor. Esta ocorre devido ao peso do próprio cabo e sua flexibilidade, que tende a formar uma catenária entre as duas torres. A flecha final do cabo também depende da sua temperatura de trabalho, com a linha de transmissão apresentando flechas mínimas e máximas, como apresentado na Figura 2. Se os cabos condutores estiverem muito esticados, a tensão pode se tornar excessiva, ocasionando os seus rompimentos. Por outro lado, a flecha deve ser mantida ao mínimo possível, com o objetivo de utilizar a menor quantidade possível de cabos e diminuir a altura das torres de transmissão. Além disso, se a flecha for muito alta, pode ocorrer curto-circuito entre os cabos ou outros ativos da rede (OLUWAJOBI, ALE e ARIYANNINUOLA, 2012; GRIGSBY, 2012).

Os cabos condutores de alumínio com alma de aço (ACSR) são largamente utilizados em linhas de transmissão ao redor do mundo. A maior parte dessas linhas já está em uso há cerca de 40 anos e, devido a esses condutores estarem suscetíveis a vento, corrosão atmosférica, poluição industrial e ambientes salinos, podem ocorrer falhas resultando em rompimento de fios ou mesmo de todo o cabo condutor (CHEN, WANG et al., 2012; AZEVEDO e CESCÓN, 2002).

Figura 2 - Flecha existente entre torres de transmissão



Fonte: (GRIGSBY, 2012).

De forma alternativa, cabos condutores de alumínio com alma de compósito (ACCC) foram designados para ter alta resistência à tração, baixo coeficiente de expansão térmica e pequena flecha entre as torres. Algumas empresas como a CTC e a Mercury Cable desenvolveram cabos condutores ACCC já comerciais, como o modelo desenvolvido pela empresa CTC apresentado na Figura 3. No entanto, o uso de novos materiais nos núcleos de cabos condutores pode criar uma série de problemas com relação a sua aplicabilidade que precisa ser avaliada. Os polímeros são suscetíveis à degradação por exposição a altas temperaturas, umidade e radiação ultravioleta, entre outros. Assim, seu uso como núcleo de cabos de transmissão deve ser estudado e devidamente avaliado (AZEVEDO e CESCÓN, 2002; CTC, 2013; Mercury Cable, 2012).

Dentre os polímeros termorrígidos, a resina fenol formaldeído é uma das mais comuns no mercado, com excelente desempenho a altas temperaturas, resistência à chama e isolamento mecânica. São muito utilizadas para melhorar propriedades mecânicas, resistência à umidade ou à chama em muitas aplicações. Desse modo, o uso de compósitos de resina fenol formaldeído reforçada com fibras de carbono resulta em materiais leves, com alta resistência mecânica, elevado módulo de elasticidade, baixo coeficiente de expansão térmica e alta resistência química. Esse fato, aliado ao processo de pultrusão permitir a produção de materiais com alta resistência em relação ao peso e à estabilidade dimensional, faz com que esses materiais sejam excelentes substitutos para os aços tradicionais utilizados como núcleos de cabos de transmissão, reduzindo a flecha entre as torres e melhorando a eficiência de

transmissão de energia elétrica (PARK e KADLA, 2012; CHEN e MA, 1994; REZENDE, COSTA e BOTELHO, 2011).

Figura 3 - Cabo ACCC desenvolvido pela empresa CTC



Fonte: (CTC, 2013).

## 1.2 Motivação/Justificativa

De maneira geral, este trabalho tem como principal motivação contribuir com o setor elétrico, a partir da disponibilização de um estudo criterioso do compósito de fibras de carbono com resina fenol formaldeído para ser aplicado em cabos ACCC. Assim, dentre as inúmeras razões que justificam a execução do presente trabalho, as principais são destacadas a seguir:

- melhorar a eficiência de transmissão de energia elétrica frente ao aumento da demanda existente a nível nacional e internacional (Ministério de Minas e Energia, 2012; CTC, 2013; AZEVEDO e CESCÓN, 2002);
- permitir o aumento da distância entre as torres de transmissão de energia elétrica, principalmente para aplicações em regiões de difícil acesso ou com alta massa específica populacional, promovendo impactos ambientais positivos e menor interferência na população residente nas proximidades de linhas de transmissão;
- permitir a incorporação de fibras ópticas para monitoramento em tempo real das deformações e das temperaturas nos cabos de transmissão, aumentando a eficiência de transmissão de energia, a confiabilidade da rede e a sua predição de tempo de vida;
- redução de flecha, com conseqüente possibilidade de redução da altura mínima das torres e de seus respectivos custos de fabricação.

### 1.3 Objetivo

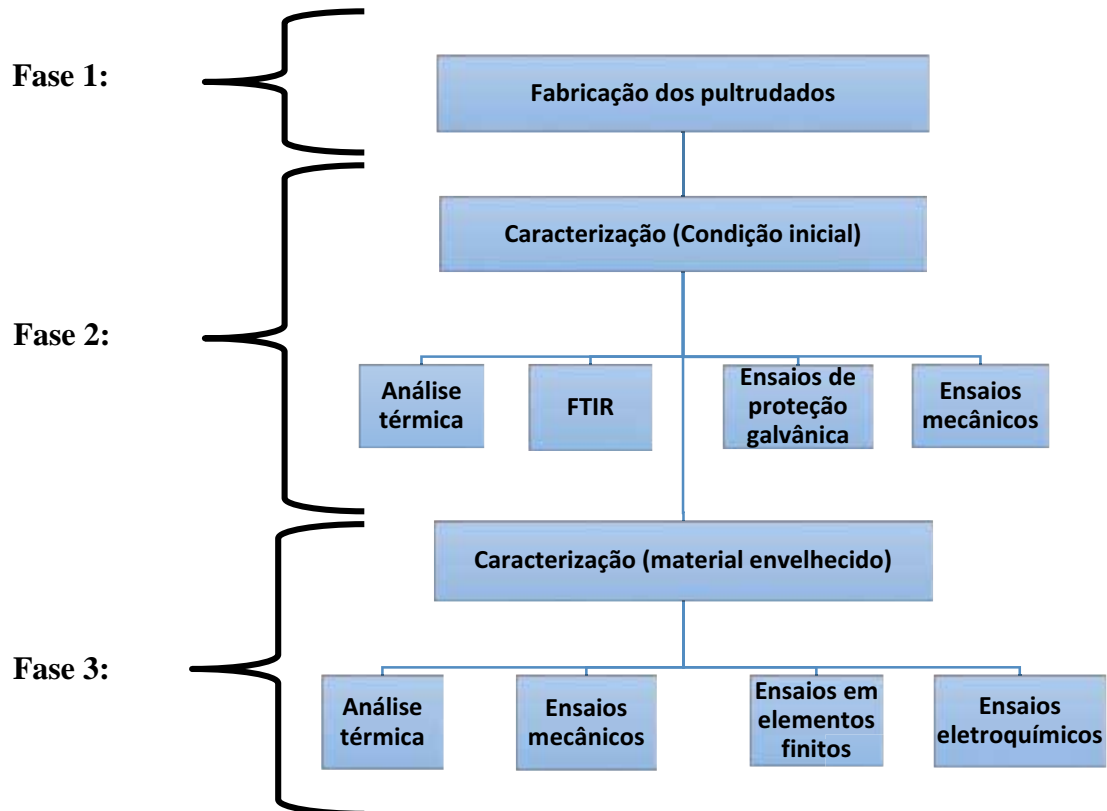
Nesse contexto, este trabalho tem como objetivo avaliar a aplicabilidade do sistema pultrudado de resina fenol formaldeído reforçada com fibras de carbono como núcleo de cabos condutores de linhas de transmissão de energia elétrica, por meio da caracterização mecânica, eletroquímica e térmica do compósito, além de simulações por elementos finitos do comportamento final do cabo condutor.

### 1.4 Metodologia utilizada

O fluxograma de execução do trabalho, conforme ilustra a Figura 4, apresenta três fases, que evidenciam as principais etapas de execução desta dissertação:

- Fase 1: fabricação dos pultrudados de resina fenol formaldeído/fibras de carbono;
- Fase 2: caracterização dos pultrudados fabricados em sua condição inicial;
- Fase 3: caracterização dos pultrudados fabricados após envelhecimento acelerado.

Figura 4 - Fluxograma com as principais etapas executadas no presente trabalho



Além deste Capítulo 1 – Introdução, o conteúdo deste trabalho encontra-se estruturado em outros seis capítulos e um anexo.

No Capítulo 2, Revisão da Literatura, é apresentada uma revisão sobre o estado da arte de compósitos poliméricos, resina fenólica e sua aplicabilidade, fabricação por pultrusão, redes de transmissão de energia elétrica, além das principais técnicas de caracterização aplicáveis aos materiais pultrudados.

No Capítulo 3 é apresentada, de forma sistemática, a metodologia utilizada neste trabalho de pesquisa, dando enfoque a:

- materiais utilizados;
- processo de fabricação;
- realização do condicionamento ambiental; e
- avaliação mecânica, térmica, eletroquímica e por elementos finitos dos compósitos processados.

No Capítulo 4, são discutidos todos os resultados obtidos neste trabalho, com ênfase nas análises térmicas (TGA e DMA), cinética de decomposição e de fluência, ensaios mecânicos de resistência à tração, ensaios eletroquímicos e simulação por elementos finitos.

No Capítulo 5, são apresentadas as considerações finais contendo as conclusões e as sugestões para trabalhos futuros.

O Capítulo 6 apresenta as referências bibliográficas consultadas em ordem alfabética, segundo a norma ABNT NBR 10520 de 2007. Por fim, o anexo I apresenta as principais especificações de desempenho mecânico de um cabo de transmissão de energia tradicional de núcleo de aço, fornecido pela empresa fabricante de cabos Alubar.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 Materiais compósitos

Materiais compósitos podem ser definidos como uma combinação de dois ou mais materiais que resultam em propriedades superiores quando comparados os seus constituintes individuais. Ao contrário de ligas metálicas, cada material retém suas propriedades químicas, físicas e mecânicas. Os dois constituintes são, normalmente, reforço e matriz. Os compósitos estruturais geralmente apresentam fibras como elemento de reforço, incluindo, principalmente, as de vidro, aramida e carbono, podendo ser contínuas ou descontínuas. As matrizes podem ser poliméricas, metálicas ou cerâmicas (BOWER, 2002).

### 2.2 Matrizes poliméricas

Atualmente, os polímeros termoplásticos vêm sendo utilizados para diversas aplicações estruturais. Consistem em cadeias de moléculas lineares ou ramificadas que podem sofrer amolecimento ou fusão quando aquecidas, de forma que podem ser moldadas e remoldadas por aquecimento. Já os polímeros termorrígidos apresentam ligações cruzadas que formam uma rede tridimensional, são normalmente rígidos, não podem sofrer fusão e, com aquecimento em temperaturas suficientemente altas, sofrem decomposição (BOWER, 2002).

Borrachas, ou elastômeros, são polímeros que apresentam baixa quantidade de ligações cruzadas e que podem ser reversivelmente esticados em tamanhos maiores. Quando resfriadas, as borrachas se tornam quebradiças ou parcialmente cristalinas. Com o aquecimento, não podem convencionalmente se fundir, uma vez que não fluem devido à existência de ligações cruzadas (BOWER, 2002).

Quando os polímeros são aquecidos até temperaturas acima da transição vítrea ( $T_g$ ), suas porções amorfas adquirem maior mobilidade. Em condições ideais, essa é uma transição de segunda ordem. A base da temperatura de transição vítrea é o começo dos movimentos de coordenação moleculares das cadeias poliméricas. Em temperaturas menores, apenas movimentos vibracionais são possíveis e os polímeros são duros e vítreos. Na região de transição vítrea, o polímero pode amolecer e o material torna-se borrachoso (SPERLING, 2005). A  $T_g$  é influenciada por:

- flexibilidade da cadeia principal – grupos inflexíveis aumentam a  $T_g$ ;
- natureza dos grupos laterais – grupos volumosos geralmente aumentam a  $T_g$ ;
- vários outros fatores, incluindo a presença de plastificantes, massa molar, grau de ligações cruzadas, entre outros (BOWER, 2002).

### 2.2.1 Resina fenólica

Nos últimos anos, as resinas fenólicas vêm sendo muito aplicadas em materiais industriais devido, principalmente, ao seu baixo custo de fabricação e suas excelentes propriedades, com aplicabilidade em indústrias automotivas, adesivos de madeira, encapsulamento microeletrônico, materiais de fricção e materiais retardantes de chama. Geralmente, as resinas fenólicas podem ser divididas em duas categorias: novolacas e resol, dependendo das condições de reação e da relação molar das matérias-primas (fenol e formaldeído) utilizadas. Tipicamente, as resinas novolacas são sintetizadas com a relação molar de 0,75 a 0,90 (formaldeído/fenol) na condição de reação ácida. Elas são termicamente estáveis com maiores massas molares e temperaturas de transição vítrea do que as resóis. Além disso, não podem ser curadas sem a presença de um agente de cura, como hexametilenotetramina (HMTA). As resinas fenólicas do tipo resol frequentemente são usadas como compostos moldáveis, junto com agentes de cura, pó de madeira, fibras de vidro, ou aplicações em componentes eletrônicos. Comparativamente, resóis são produzidos com excesso de formaldeído (fração de formaldeído/fenol de 1,1-1,5) em condições alcalinas. O processo de manufatura deve ser estritamente controlado para evitar o risco de congelamento e as massas molares dessa resina são muito inferiores às novolacas. Além disso, os resóis são instáveis em temperatura ambiente, tendo armazenamento limitado ao longo do tempo. Eles podem ser curados sem agentes de cura e são aplicados principalmente como adesivos de madeira e materiais para impregnação (LI et al., 2013).

Muitos monômeros podem ser aplicados para o uso em resinas fenol formaldeídos (Tabela 1), incluindo o bisfenol A, bisfenol B, resorcinol, cresol e xilenol. Os derivados de formaldeído que podem ser aplicados para o uso em resinas fenol formaldeído incluem o paraformaldeído, acetaldeído, propionaldeído, butiraldeído e glioxal, trioxano, furfural e furfurol (Tabela 2) (FINK, 2006).

Tabela 1 - Monômeros de fenol

<b>Fenol</b>	<b>Aplicação</b>
Fenol	Mais comum
Bisfenol A	2,2-Bis(4-hidroxifenil)propano
Bisfenol F	Bis(4-hidroxifenil)metano
Bisfenol B	2,2-Bis(4-hidroxifenil)butano
Resorcinol	
Cresol	Metilfenol
m-Cresol	fotorresistentes
p-Cresol	fotorresistentes
2-Ciclohexil-5-metilfenol	fotorresistentes
Xilenos	
m-Aminofenol	
m-Metoxifenol	
$\beta$ -Naftol	
Cardanol	
Cardol	

Fonte: (FINK, 2006).

Tabela 2 - Componentes do tipo aldeídos

<b>Aldeído</b>	<b>Aplicação</b>
Formaldeído	Mais comum
Paraformaldeído	
Butiraldeído	Adesivos fundidos a quente e ligantes para não tecidos
Glioxal	Melhoria das propriedades ópticas
Multidroximetil cetonas	

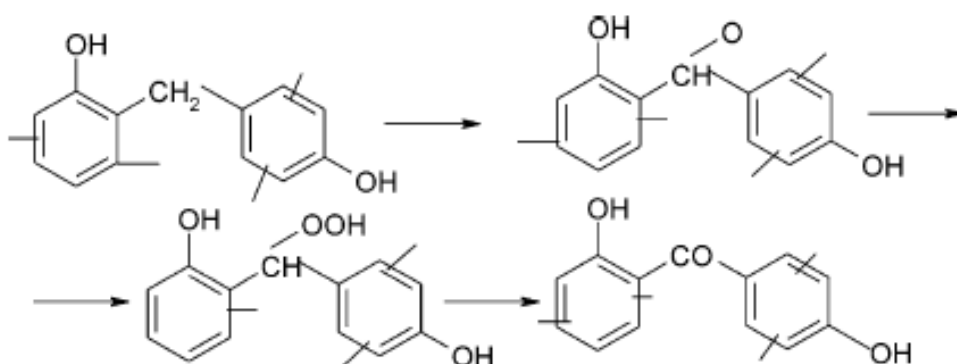
Fonte: (FINK, 2006).

Nos últimos anos, um grande número de estudos foi realizado quanto à degradação das resinas fenol formaldeído (PAPADOPOULOU e CHRISAFIS, 2011; WANG, JIANG e JIANG, 2009; CHENA, CHEN et al., 2008; ZHANG, MA et al., 2013; OZAKI, OHIZUMI e OYA, 2000). Em atmosfera inerte, os três estágios de produção de gás e a mudança estrutural do material de resíduo carbonoso de fenol formaldeído seguem os passos a seguir. No primeiro estágio (< 450 °C), o material carbonoso da resina fenol formaldeído contém estruturas como difenil éter, núcleo de benzeno ligado com pontes de metileno. Nesse estágio, há liberação de água a partir das reações de condensação dos grupos fenólicos. No segundo estágio, o núcleo de benzeno se combina diretamente com outros como o bisfenil, pela quebra das pontes de -CH<sub>2</sub>- e -O-. Principalmente na faixa de 500-600 °C, ocorrem mudanças significativas e essa estrutura sofre colapso. Nessa etapa, a decomposição das pontes de -H<sub>2</sub>- e -O- promove elétrons não ligados e ocorrem ligações diretas de núcleos de benzeno de forma simultânea. A maior evolução de gás e a maior perda de massa ocorrem com a formação de reações de quebras, desidratação e desidrogenação. Em 500 °C, os grupos carbonil são detectados no processo de degradação, mesmo quando a reação ocorre em atmosfera inerte, o que sugere uma auto-oxidação das pontes de metileno, com água e radicais -OH podendo atuar também como fontes de oxigênio. Na terceira etapa (700 °C a 1000 °C), os átomos de

hidrogênio remanescentes encontram-se em temperaturas inferiores (300 °C) em relação à atmosfera inerte. Os grupos carbonil detectados (Figura 5) são removidos na forma de H<sub>2</sub> como produto dominante da reação de quebras de átomos de hidrogênio do núcleo de benzeno. Ao mesmo tempo, o tamanho dos núcleos aromáticos aumenta repentinamente devido ao rearranjo parcial que acompanha as ligações tridimensionais entre eles. Nessa fase, a perda de massa é muito lenta e as reações de condensação dos anéis aromáticos acontecem para formar sistemas aromáticos policíclicos. O processo de carbonização é completado em cerca de 900 °C. Entre 500 °C e 800 °C, a ruptura de ligações cruzadas leva à formação de aglomerados de unidades aromáticas (KřÍSTKOVÁ, FILIPB et al., 2004).

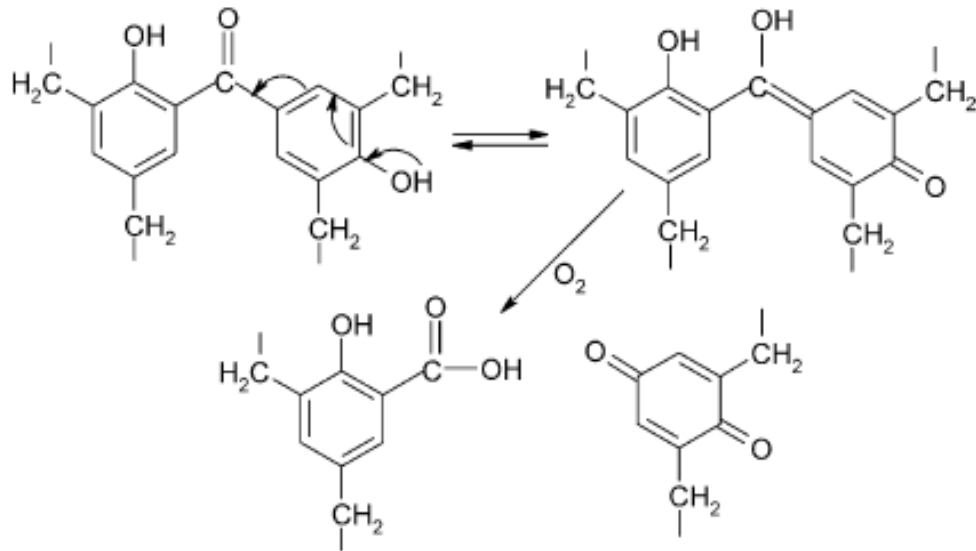
Quando a degradação térmica ocorre na presença de oxigênio, o processo de oxidação geralmente começa em temperaturas mais baixas (300 °C), o que leva à conclusão de que as pontes de metileno são as primeiras a serem oxidadas, ou seja, são as ligações mais vulneráveis, fornecendo um precursor de hidroxiperóxido e permitindo a formação de ligações de benzofenona. Com maior aquecimento, quinonas e ácidos carboxílicos são formados. A principal rota de degradação das resinas fenol formaldeído expostas a elevadas temperaturas envolvem oxidação, independentemente do ambiente externo (ar, nitrogênio ou vácuo) (KřÍSTKOVÁ, FILIPB et al., 2004).

Figura 5 - Formação de grupos carbonil



Fonte: (KřÍSTKOVÁ, FILIPB et al., 2004).

Figura 6 - Formação de quinonas e ácidos carboxílicos



Fonte: (KřÍSTKOVÁ, FILIPB et al., 2004).

### 2.2.2 Fibras

O papel primário das fibras é promover resistência e rigidez. No entanto, fibras com alta resistência são geralmente frágeis, possuem comportamento linear de tensão x deformação com pouca ou nenhuma evidência de escoamento, apresentam baixa deformação antes da ruptura e possuem resistência específica maiores do que nos metais. A Tabela 3 apresenta as propriedades de algumas fibras de alta resistência (CAMPBELL, 2004).

As fibras de vidro são as mais utilizadas como reforço devido ao seu bom balanceamento de propriedades mecânicas e baixo custo. E-glass ou “vidro elétrico” é a fibra de vidro mais comum que vem sendo utilizada em aplicações comerciais. A fibra de vidro E-glass tem baixo custo, alta massa específica, baixo módulo de elasticidade, boa resistência à corrosão e boas características de manuseio. A fibra de vidro S-2 glass ou “vidro estrutural” foi desenvolvida devido à necessidade de fibras com maior resistência para aplicações como vasos de pressão ou envelopes de foguetes. Seus valores de massa específica, desempenho e custo estão entre os da fibra de vidro E-glass e da fibra de carbono (CAMPBELL, 2004).

Tabela 3 - Propriedades típicas de fibras de alta resistência

Fibra	Massa específica (g/cm <sup>3</sup> )	Resistência à tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Deformação na fratura (%)	Diâmetro (µm)	Coefficiente de expansão térmica (10 <sup>-6</sup> /°C)
Vidro (E-glass)	2,49	3447	75,84	4,8	9,14	5,04
Vidro (S-glass)	2,55	4481	86,87	5,6	9,14	1,85
Quartzo	1,99	3378	68,94	5,0	8,89	1,80
Aramida (Kevlar 49)	1,44	3792	129,29	2,8	11,94	-1,98
Spectra 1000	0,97	3102	170,11	0,7	25,4	-1,80
Carbono (AS4)	1,79	3634	227,53	1,5	8,13	-0,36
Carbono (IM-7)	1,77	5033	282,68	1,8	5,08	-0,36
Grafite (P-100)	2,16	2413	737,74	0,3	10,92	-0,54
Boro	2,57	3585	399,89	0,9	101,60	4,5

Fonte: (CAMPBELL, 2004).

Fibras de aramida têm alta tenacidade, com baixa massa específica e com excelente resistência ao dano. Embora apresentem alta resistência à tração, seu desempenho é ruim em compressão. Também são sensíveis à luz ultravioleta e seu uso deve ser limitado a menos de 350 °C em longos períodos de aplicações (CAMPBELL, 2004).

Outro tipo de fibra orgânica existente é fabricado a partir de polietileno de ultra-alto peso molecular (UHMWPE). Essa fibra polimérica apresenta baixa massa específica associada à excelente transparência a radares e baixa constante dielétrica. Devido a sua baixa massa específica, essa fibra exibe alta resistência e alto módulo específico em temperatura ambiente. No entanto, normalmente ocorre uma má adesão entre essa fibra e matrizes poliméricas, que pode ser melhorada com tratamentos químicos ou por plasma até 290 °C (CAMPBELL, 2004).

As fibras de carbono contêm a melhor combinação de propriedades, porém apresentam um custo maior de obtenção quando comparadas com as fibras de vidro, por exemplo. Estas apresentam baixa massa específica, baixo coeficiente de expansão térmica (CTE) e são condutoras de corrente elétrica e de calor. São estruturalmente muito eficientes e exibem excelente resistência à fadiga. Apresentam fratura frágil (falha com menos de 2% de deformação) e exibem baixa resistência ao impacto. Devido a sua elevada condutividade elétrica, ocorre corrosão galvânica quando colocada diretamente em contato com o alumínio. As fibras de carbono estão disponíveis em uma larga faixa de resistência (2-7 GPa) e de módulo (207-1000 GPa). Desse modo, são frequentemente classificadas como: (1) alta resistência; (2) módulo intermediário; ou (3) alto módulo (Tabela 4) (CAMPBELL, 2004).

Tabela 4 - Classificação das fibras de carbono comerciais

<b>Propriedade</b>	<b>Alta resistência (Comercial)</b>	<b>Alta resistência</b>	<b>Módulo intermediário</b>	<b>Alto módulo</b>
Módulo de tração (GPa)	228	221-241	276-297	345-448
Limite de resistência (MPa)	3792	3447-4826	4137-6205	4137-5516
Elongação na ruptura (%)	1,6	1,5-2,2	1,3-2,0	0,7-1,0
Resistência elétrica ( $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ )	1650	1650	1450	900
Condutividade (cal/s cm K)	0,6	0,6	0,6	1,4-2,3
Coefficiente de expansão térmica linear ( $10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}$ )	-0,4	-0,4	-0,5	-0,8
Massa específica ( $\text{g/cm}^3$ )	1,8	1,8	1,8	1,9
Fração de carbono (%)	95	95	95	+99
Diâmetro de fibra ( $\mu\text{m}$ )	6-8	6-8	5-6	5-8

Fonte: (CAMPBELL, 2004).

Os termos carbono e grafite são frequentemente utilizados para descrever o mesmo material. No entanto, fibras de carbono contêm cerca de 95% de carbono e são carbonizadas entre 980-1500 °C, enquanto que as fibras de grafite contêm cerca de 99% de carbono e são carbonizadas entre 1980-3000 °C. Em geral, o processo de grafitação resulta em uma fibra com maior módulo. As fibras de carbono e grafite podem ser fabricadas a partir de rayon, poliacrilonitrila (PAN) ou piche de petróleo. As fibras obtidas a partir de PAN apresentam boa combinação de propriedades e são as mais importantes e promissoras para fabricação de fibras de alta resistência. Posteriormente foram desenvolvidas as fibras a partir de piche, que é um precursor de baixo custo. Os piches mais utilizados na fabricação de fibras de carbono são o petróleo, o carvão mineral e o PVC. As propriedades das fibras de carbono desenvolvidas a partir de piche são normalmente inferiores às das fibras obtidas a partir de PAN, devido ao piche gerar fibras isotrópicas se não receber tratamento especial, que ocorre com carregamento mecânico entre 2000 e 3000 °C. Esse tratamento promove fibras com excelentes propriedades, porém tem custo elevado. O Rayon foi desenvolvido como um precursor antes do PAN e é raramente utilizado hoje em dia, devido ao alto custo e baixo rendimento. Tanto as fibras de carbono quanto as de grafite são produzidas como feixes de fios não trançados chamados carretéis. Os feixes mais comuns são 1k, 3k, 12k e 24k, em que k = 1000 monofilamentos. Imediatamente após sua fabricação, as fibras de carbono e de grafite passam normalmente por um tratamento superficial para melhorar a adesão às matrizes poliméricas. Além disso, geralmente são aplicadas resinas epóxis sem agente de cura como um filme fino (1% ou menos) para melhorar o manuseio e proteger as fibras (CHAND, 2000; CAMPBELL, 2004).

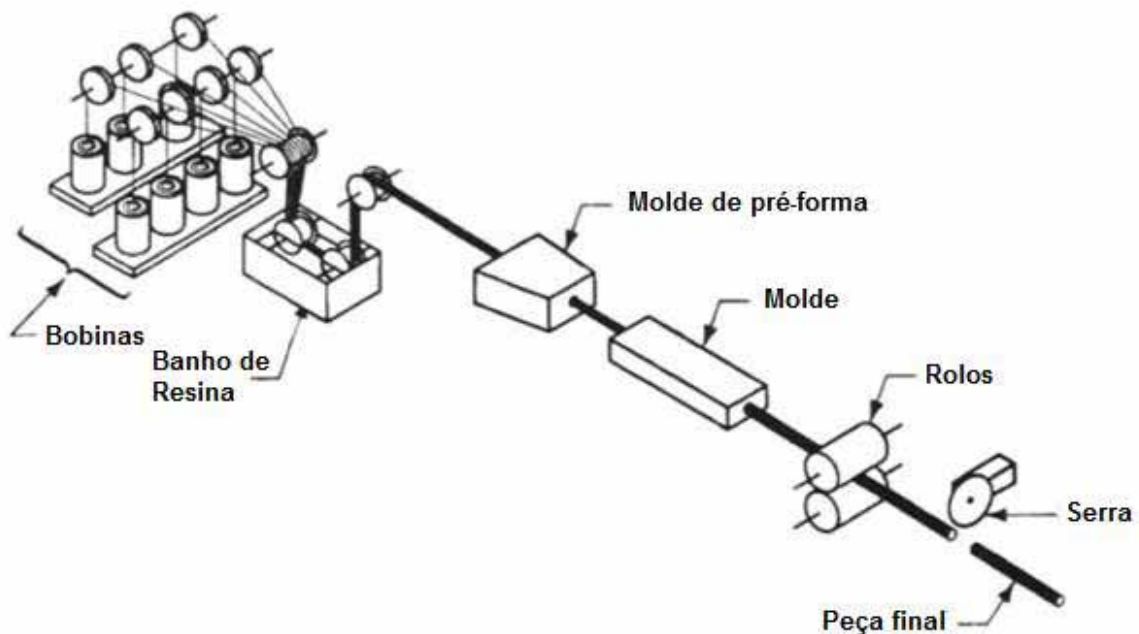
## 2.3 Processamento de materiais compósitos

A mistura entre a matriz e o reforço não caracteriza a formação de um compósito até que a última fase de preparação (endurecimento ou cura) tenha sido realizada, induzida térmica ou quimicamente. A fabricação de materiais compósitos pode ocorrer de muitas formas: com o uso de moldes (abertos, de compressão, a vácuo, de injeção de resina, etc.), com a formação de laminados, enrolamento contínuo, formação de perfis por pultrusão, estamparia de compósitos termoplásticos, pré-forma com montagem tridimensional, entre outros (GAY e HOA, 2007).

### 2.3.1 Processamento por pultrusão

No processo de pultrusão, as fibras contínuas com reforço são impregnadas com matriz e então são continuamente consolidadas em um compósito sólido. Existem muitas variações do processo de pultrusão, mas o processo básico para compósitos termorrígidos é mostrado na Figura 7 (CAMPBELL, 2004).

Figura 7 - Esquema simplificado do processo de pultrusão



Fonte: (CAMPBELL, 2004).

Nesse processo, o reforço é tracionado a partir de rolos de bobinas, com as fibras sendo gradualmente unidas e passadas através de um banho de resina onde são impregnadas com resina líquida. O reforço pré-impregnado passa, então, por um molde para pré-forma que alinha as fibras na forma da peça final desejada, sendo posteriormente guiado para um molde

de secção transversal constante onde ocorre a cura por aquecimento de forma progressiva. Embora o molde forneça aquecimento inicial da resina, o resultado exotérmico da cura da resina pode promover uma quantidade significativa do calor necessário para a cura. O pico de temperatura causado pelo processo exotérmico deve ocorrer no interior do molde e permitir que o compósito encolha na direção do molde de saída. As peças do compósito emergem do molde como totalmente curadas e são tracionadas por um mecanismo, sendo então cortadas por uma serra no comprimento desejado. Apesar de o processo de pultrusão apresentar a vantagem de ter custo adequado para fabricar peças com secção transversal constante, é definitivamente um processo para grandes volumes, uma vez que o tempo de preparação pode ser significativo. Além disso, existem limitações de que a peça precisa ter secção transversal constante e a flexibilidade de definição da orientação dos pultrudados é limitada. As maiores vantagens do processo de pultrusão são o baixo custo de produção devido à natureza contínua dos processos, baixos custos de materiais brutos e refugo mínimo, além de maquinaria relativamente simples e possibilidade de alto grau de automação. As desvantagens incluem o processo ser tradicionalmente limitado a formas com secções transversais constantes, os tempos de preparação e de início de produção serem elevados, as peças poderem apresentar valores elevados de vazios além do permitido para algumas funções estruturais. Geralmente, a maior parte do reforço é aplicada no sentido longitudinal e a resina usada deve apresentar baixa viscosidade e tempo de armazenamento elevado. As variáveis críticas do processo são o projeto do molde, formulação da resina, orientação do material antes e após a impregnação e controle da temperatura no molde (CAMPBELL, 2004).

#### **2.4 Propriedades mecânicas dos compósitos**

Os mecanismos que ocorrem durante o carregamento, a propagação de defeito, os modos de falha e, conseqüentemente, a resistência final de um material são afetados pela natureza e pela microgeometria dos componentes do compósito ou seja, fibras, matriz e interface. Por exemplo, as propriedades de compósitos unidirecionais são muito sensíveis ao alinhamento das fibras, que afetam os mecanismos e o modo de falha do material. As matrizes são dúcteis, quando comparadas com as fibras, e seu papel principal é a transferência de carga para as fibras. A interface assume um papel importante no comportamento final do compósito. Quando a adesão entre as fibras e a matriz aumenta, a transferência de carga ocorre de maneira mais eficiente e as características mecânicas do compósito são melhoradas (MITTELMAN e ROMAN, 1990).

As propriedades mecânicas dos compósitos são afetadas por uma série de parâmetros como comprimento, orientação, dispersão e geometria das fibras, adesão da fibra/matriz entre

outros (GUPTA, SULAIMAN et al., 2012). A avaliação dessas propriedades é realizada basicamente pelas características de módulo de elasticidade, resistência e ductilidade, em ensaios mecânicos, como o ensaio de resistência à tração. Para uma boa avaliação, devem-se utilizar equipamentos com carregamento axial, os corpos de prova devem ser longos e com pequena área de secção transversal, as deformações devem ser medidas em secções suficientemente afastadas das garras para evitar influência nos resultados e a fratura deve ocorrer dentro da área útil dos corpos de prova (HODGKINSON, 2000).

Os compósitos unidirecionais são altamente anisotrópicos, fazendo com que ensaios de tração no sentido longitudinal das fibras ocasionem, muitas vezes, localização e modos de falha inesperados. A fração volumétrica de fibras no compósito é especialmente importante em relação às propriedades e aos modos de falha no material. Rochardjo et al. (1997) estudaram o efeito da fração volumétrica de fibras no mecanismo de falha de compósitos unidirecionais de fibras carbono/epóxi. De acordo com esse estudo, quando o material é tracionado, a falha do material começa com o rompimento das fibras, de forma que o número de fibras rompidas aumenta com o aumento da carga aplicada. O que acontece após o rompimento das fibras depende igualmente das relações entre tensão e resistência do material, o que é diferente entre amostras com pouco ou muito conteúdo de fibras. Em amostras com baixa fração volumétrica de fibras, a falha da fibra é propagada por meio da matriz para as fibras vizinhas e o número de fibras rompidas aumenta continuamente até a secção transversal da amostra não suportar mais a carga aplicada. Isso resulta em fibras curtas em “pull-out”. Para uma elevada fração volumétrica de fibras, a falha ocorre por influência do cisalhamento interlaminar. Muitas fibras quebradas se conectam após o descolamento da matriz, até as fibras posteriores não suportarem a carga aplicada. Como resultado, longas fibras em “pull-out” são observadas na superfície de fratura (ROCHARDJO et al., 1997).

Chen e Ma (1994) compararam as propriedades mecânicas de compósitos pultrudados de fibra de carbono, vidro e aramida em matriz de poliuretano (PU). Neste trabalho, o PU foi sintetizado a partir de e-caprolactama bloqueando as blendas de diisocianato tolueno e poliéster ramificado. O agente de cura utilizado foi diamina cicloalifática (Laromin C260) fornecido pela Shell Chemical, Estados Unidos. As fibras de vidro contínuas utilizadas no reforço foram as de código 764-NT-218 fornecidas pela PPG, com um diâmetro de filamentos de 13,1  $\mu\text{m}$  e massa específica de 2,54  $\text{g}/\text{cm}^3$ . As fibras de carbono utilizadas foram as de código HT-12000 fornecidas pela Toho, Japão, apresentando diâmetro de 7  $\mu\text{m}$  e massa específica de 1,77  $\text{g}/\text{cm}^3$ . As fibras de aramida utilizadas foram as K-49 fornecidas pela Dupont, Estados Unidos, com diâmetro de 11,9  $\mu\text{m}$  e massa específica de 1,45  $\text{g}/\text{cm}^3$ . Um material de preenchimento também foi usado, o carbonato de cálcio, com massa específica de

2,7 a 3,0 g/cm<sup>3</sup> e tamanho de partículas de 2,02 µm. Para o estudo de desempenho, os autores utilizaram os ensaios mecânicos de resistências à tração, à flexão e ao impacto (CHEN e MA, 1994).

Os resultados mostraram que a resistência à tração, à flexão e ao impacto se tornava maior conforme o aumento do conteúdo de fibras em uma relação linear. A maior resistência à tração foi observada na fibra de carbono e a menor, na fibra de vidro. Em flexão, o compósito de fibra de carbono apresentou maior resistência, seguido, respectivamente, dos compósitos de fibra de vidro e aramida. A maior rigidez foi observada nos compósitos reforçados com aramida e a menor nos reforçados com fibra de carbono. A maior resistência ao impacto foi observada nos compósitos de aramida, seguidos dos de fibra de vidro e, então, dos de fibra de carbono (CHEN e MA, 1994).

Em muitas estruturas constituídas de compósitos poliméricos, a durabilidade do material tanto no curto prazo como no longo prazo é muito importante. Apesar da possibilidade de a estrutura não falhar quando submetida a carregamentos por um curto período de tempo, esta pode ter propensão à falha ou a deformações excessivas em períodos de tempo mais longos. Mesmo que a fratura não ocorra, a baixa deformação dos materiais compósitos pode fazer a estrutura se tornar cada vez menos efetiva. A caracterização em longo prazo do desempenho de compósitos poliméricos é especialmente importante devido às propriedades viscoelásticas da matriz polimérica. É necessário que a utilização estrutural do compósito seja em temperaturas abaixo da T<sub>g</sub> para assegurar que a rigidez e a resistência à fluência sejam satisfatórias. No entanto, as relaxações da transição vítrea ocorrem em uma faixa de temperatura, o que torna necessário realizar ensaios de fluência para prever o desempenho do material em longo prazo em temperaturas específicas e avaliar o comportamento do material nessas temperaturas (GOERTZEN e KESSLER, 2006).

A fluência pode ser definida como a deformação dependente do tempo de um material sob carga constante. Apesar de todos os materiais exibirem uma deformação elástica quando tensionados, essa deformação pode aumentar ao longo do tempo se o material for suscetível à fluência (GOERTZEN e KESSLER, 2006).

Materiais sólidos elásticos armazenam energia quando são carregados e usam essa energia para retornar à forma original quando descarregados. Líquidos, por outro lado, são viscosos e fluem quando carregados externamente, e a quantidade de deformação que ocorre é dependente do tempo. No entanto, se um material exibe comportamento proporcionado pela combinação tanto de respostas viscosas como elásticas a forças externas, o material é considerado viscoelástico, ou dependente do tempo. A deformação de um material

viscoelástico será função tanto da tensão como do tempo, como apresentado na Equação 1 (GOERTZEN e KESSLER, 2006):

$$\varepsilon = f(\sigma, t) \quad (1)$$

Um material viscoelástico pode ser caracterizado tanto como linear quanto não linear com respeito à tensão. Na Equação 1, o material pode ser dividido em duas funções, uma dependente do tempo,  $h(t)$ , e outra dependente da tensão,  $g(\sigma)$ . Isso implica que as dependências da tensão e o tempo de deformação podem ser separadas. Assim, a Equação 1 torna-se (GOERTZEN e KESSLER, 2006):

$$\varepsilon = g(\sigma)h(t) \quad (2)$$

Se for assumido que a dependência do material é viscoelástica linear, a função  $g(\sigma)$  será linear em relação à tensão. Assim, a constante associada com  $g(\sigma)$  poderia ser incluída em  $h(t)$  em uma nova função definida como  $S(t)$ , que é denominada compliância de fluência. Portanto, a Equação 2 pode ser descrita como (GOERTZEN e KESSLER, 2006):

$$\varepsilon = S(t)\sigma \quad (3)$$

Rearranjando a Equação 3, a compliância de fluência é dada pela Equação 4:

$$S(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma} \quad (4)$$

Se o material é linearmente viscoelástico, a compliância de fluência,  $S(t)$ , será idêntica para qualquer tensão constante  $\sigma = \sigma_0$ . No entanto, para um material que for assumido como linearmente elástico (deformação não aumenta com o tempo), a compliância de fluência é simplesmente  $\varepsilon/\sigma = 1/E$ , em que  $E$  é o módulo de elasticidade do material. Para um material viscoelástico não linear, a compliância será dependente tanto do tempo quanto da tensão e será dada pela Equação 5 (GOERTZEN e KESSLER, 2006):

$$S(t) = \frac{\varepsilon(t, \sigma)}{\sigma} \quad (5)$$

A compliância de fluência,  $S(t)$ , é o resultado desejado a partir de um ensaio de fadiga que mede deformação em função do tempo para uma dada tensão, tanto para o material viscoelástico linear ou não linear. Em contraste com os dados de deformação, a compliância de fluência é normalizada em relação à tensão, permitindo que os dados de fluência sejam comparados em diferentes níveis de tensão (GOERTZEN e KESSLER, 2006).

Uma vez que o tempo de vida desses materiais é normalmente medido em dezenas de anos, não é prático, na maioria dos casos, conduzir testes de fadiga em longo prazo para avaliar todo seu tempo de vida. Assim, muita pesquisa tem sido realizada envolvendo caracterização acelerada por fadiga em materiais compósitos (ABDEL-MAGID et al., 2003; SCOTT, LAI e ZUREICK, 1995). Modelos acelerados utilizam ensaios curtos de fluência e modelos correspondentes para prever o comportamento em longo prazo do material em questão. Exemplos desses modelos incluem superposição tempo-temperatura (STT), o modelo de Findley, o modelo de Schapery e a teoria da energia de ativação térmica. De forma alternativa, tem sido apontado que testes dinâmico-mecânicos podem ser utilizados para produzir dados dependentes da frequência, que podem ser transformados em dados de compliância de fluência no domínio do tempo utilizando transformada de Fourier inversa (GOERTZEN e KESSLER, 2006).

#### 2.4.1 Superposição tempo-temperatura (STT)

O princípio da STT é muito utilizado em compósitos para determinar o efeito da temperatura em seus comportamentos de fluência. Essa teoria foi originalmente desenvolvida para polímeros, mas tem se expandido para compósitos reforçados com fibras. Pelo princípio da STT, o efeito das temperaturas elevadas é assumido ser equivalente ao alongamento em tempo real para um determinado fator de forma. A partir dessa proposição, a compliância de fluência é assumida como sendo uma função do tempo e temperatura tal que (GOERTZEN e KESSLER, 2006):

$$S = S(t, T) \quad (6)$$

A partir desse método, testes de fluência em curto prazo em uma faixa de temperatura podem ser utilizados para gerar uma curva mestre de compliância de fluência em longo prazo. O comprimento da curva mestre é, na maioria dos casos, significativamente maior do que as curvas de curto prazo. Com esse método, as curvas de curto prazo em cada isoterma são plotadas em escala logarítmica. Uma temperatura de referência é escolhida e as outras curvas são ajustadas em escala logarítmica por um fator de forma,  $\log(a_T)$ . O fator de forma é determinado graficamente por meio da ligação manual das curvas ou usando um *software*. De forma alternada, os fatores de forma podem ser estimados pela determinação da energia de ativação da relaxação de transição vítrea a partir da dependência em frequência da  $T_g$  medida pela análise dinâmico-mecânica (GOERTZEN e KESSLER, 2006).

Goertzen e Kessler (2006) avaliaram o comportamento em fluência de compósitos de epóxi reforçados com fibras de carbono. Os corpos de prova foram produzidos utilizando

tecido de fibra de carbono 12k com configuração *plain weave* em matriz do sistema epóxi constituído de éter diglicidil de bisfenol-A (DGEBA), que foi curado com um endurecedor de amina. O sistema foi produzido por laminação manual e curado em temperatura ambiente. Os ensaios de fluência foram conduzidos em tração, utilizando a máquina de ensaios universal MTS-810 em temperatura ambiente. Os corpos de prova foram mantidos a 65% da carga de ruptura do material por 1000 horas e a 75% da carga de ruptura por 1600 horas. Nos dois casos, não ocorreram falhas do material durante todo o período de ensaio, o que indicou a alta resistência do compósito quando submetido a ensaios de fluência em temperatura ambiente. Para avaliar o comportamento do material em temperaturas elevadas, ensaios de fluência adicionais foram realizados utilizando um equipamento de Análise Dinâmico-Mecânica (DMA Tritec 2000) com o princípio de STT. Os níveis necessários de tensão para provocar a falha do material em 50 anos foram de 84% a 30 °C e 42% a 50 °C. As reduções do módulo no período de 50 anos variaram de 18% a 30 °C e 58% a 50 °C (GOERTZEN e KESSLER, 2006).

## 2.5 Desempenho térmico

As técnicas de análise térmica têm sido utilizadas por muitos anos na caracterização de materiais poliméricos. O embasamento teórico, a instrumentação e as aplicações para vários materiais poliméricos, incluindo sistemas complexos, têm sido bem descritos na literatura (DOBKOWSKI, 2005). Essas técnicas são utilizadas rotineiramente por muitos laboratórios científicos e industriais para avaliar propriedades como a decomposição térmica, temperatura de transição vítrea, estudos cinéticos, entre outros (JIMÉNEZ et al., 2011; RIEGER, 2001).

A Tg pode ser avaliada por várias técnicas, como a calorimetria exploratória diferencial (DSC), calorimetria exploratória diferencial modulada em temperatura (TMDSC), análise dinâmico-mecânica (DMA), análise dielétrica (DEA) e análise termomecânica (TMA). Dependendo da técnica e dos parâmetros de operação, são utilizados diferentes modos e diferentes parâmetros para avaliar a Tg do material. Particularmente, a Tg obtida a partir das técnicas de DMA e TMDSC é considerada como a transição vítrea dinâmica. Não há uma relação direta entre os valores de Tg obtidos pelas técnicas de DSC e DMA. Isso se deve principalmente à técnica de DSC ser sensível ao calor específico ( $c_p$ ), enquanto que a técnica de DMA é sensível à relaxação mecânica. Por outro lado, as técnicas de TMDSC, DMA e DEA podem ser intercomparadas, uma vez que impõem observações adicionais, como a dependência em frequência (FERNÁNDEZ, BARREIRO et al., 2010).

A técnica de calorimetria exploratória diferencial (DSC) avalia mudanças de temperaturas que ocorrem entre uma amostra e uma referência durante condições isotérmicas

e não isotérmicas. A diferença é utilizada para calcular o fluxo de calor entrando ou saindo da amostra. Essa técnica permite a determinação das temperaturas de fusão, evaporação, Tg e a ocorrência de reações químicas pelo consumo ou pela liberação de calor. Como uma vantagem significativa, destaca-se a necessidade de utilização de poucos miligramas de material para realização das análises (STARK e JAUNICH, 2011). A capacidade térmica de um material polimérico muda rapidamente com a passagem pela Tg, o que causa uma mudança da linha de base de uma curva de DSC (HILTZ e KEOUGH, 1992).

Park e Wang (2005) estudaram o comportamento termocinético de duas resinas fenol formaldeído na forma líquida e em pó. Para determinar suas propriedades de fluidez da resina na forma de pó em temperatura e pressão definidas, foram realizadas medidas do diâmetro do material fundido. Para essa avaliação, grânulos de resina de 12 mm de diâmetro e 5 mm de espessura foram adicionados em uma chapa de aquecimento a 150 °C com um peso fornecendo uma pressão inicial de 0,47 MPa. O peso foi removido após 3 minutos e o diâmetro do material fundido foi medido. Para medida da reatividade da resina, o tempo de cura foi medido em um prato quente a 150 °C. Além disso, análises de DSC foram realizadas para avaliar os comportamentos de cura das resinas com quatro taxas de aquecimento diferentes: 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min. Os ensaios de DSC foram utilizados para determinar a Tg das amostras. Os autores observaram que o tempo de cura aumenta conforme o diâmetro do material fundido. Esse resultado era esperado, uma vez que o diâmetro do material fundido diminui à medida que a resina cura, o que impede o fluxo de resina durante a cura. As Tgs observadas variaram de cerca de 50 °C até 58 °C dependendo da taxa de aquecimento utilizada, com a Tg aumentando linearmente com o aumento da taxa de aquecimento (PARK e WANG, 2005).

A técnica de análise dinâmico-mecânica (DMA) consiste na excitação mecânica senoidal de uma amostra, com a medida da força, a deformação e a mudança de fase em função da temperatura. O módulo complexo E é calculado a partir dos dados medidos em relação à geometria da amostra (MARKEVICIUS, WEST et al., 2013) (Equação 7):

$$E_{dual\ cantilever} = \frac{l^3}{16 \cdot b \cdot h^3} \cdot \frac{F}{A} \quad (7)$$

em que  $l$ ,  $b$  e  $h$  são o comprimento, largura e espessura da amostra, respectivamente,  $F$  é a força aplicada e  $A$  é a deflexão. Com a mudança de fase, o módulo complexo E pode ser dividido em duas componentes (MARKEVICIUS, WEST et al., 2013):

$$E' = |E| \cos \delta \quad (8)$$

$$E'' = |E| \sin \delta \quad (9)$$

em que  $E'$  e  $E''$  são denominados módulos de armazenamento e de perda, respectivamente. O fator de perda  $\tan \delta$  é calculado a partir da expressão (MARKEVICIUS, WEST et al., 2013) (Equação 10):

$$\tan \delta = \frac{E''}{E'} \quad (10)$$

A técnica de DMA é muito sensível ao declínio da resistência mecânica devido à transição vítrea. Essa técnica é cerca de 10 a 100 vezes mais sensível para explorar a  $T_g$  do que a técnica de DSC, permitindo a detecção mesmo em amostras que apresentam baixa massa específica de ligações cruzadas e quando a detecção não é possível por DSC (MARKEVICIUS, WEST et al., 2013). Além disso, o DMA apresenta informações relevantes quanto ao desempenho mecânico e a propriedades reológicas do estado sólido em uma grande faixa de frequência e temperaturas, o que pode ser útil para avaliar a aplicabilidade ou realizar correlações com composição ou microestruturas de sistemas. Nesse contexto, a medida do  $\tan \delta$  pode ser muito pertinente na medida direta da quantidade de energia dissipada por mecanismos viscosos relativos à energia armazenada na componente elástica, permitindo, por exemplo, avaliar propriedades de amortecimento de materiais. Algumas das aplicações diretas da medida de  $\tan \delta$  são o desenvolvimento de sistemas estruturais capazes de dissipar vibrações e a avaliação de propriedades viscoelásticas de materiais (PINHEIRO e MANO, 2009). Por outro lado, a técnica é restrita a sistemas autossuportados, como barras, filmes ou fibras (MAHLIN et al., 2009).

Mudanças características de  $E'$ ,  $E''$  e  $\tan \delta$  causadas por movimentações moleculares termicamente ativadas começam em temperaturas definidas (STARK e JAUNICH, 2011).  $E'$ , que corresponde à média da tensão da amplitude de deformação máxima em fase do material, decai com a passagem do material pela transição vítrea. Por outro lado,  $E''$ , que corresponde à média da tensão da amplitude de deformação máxima fora de fase do material, e o  $\tan \delta$  alcançam um valor máximo de pico na  $T_g$  (HILTZ e KEOUGH, 1992).

A análise termomecânica (TMA) pode ser utilizada para determinar a  $T_g$  e o coeficiente de expansão térmica linear (CTE) de materiais amorfos e cristalinos. A  $T_g$  dos materiais é normalmente medida em modo de penetração, com a amostra montada abaixo de uma sonda com uma ponta posicionada perpendicularmente à superfície da amostra, que é, então, aquecida em uma taxa constante, com a temperatura na qual a ponta penetra a amostra

definindo a Tg. Após a Tg ter sido ultrapassada, a ponta atinge uma taxa de penetração constante (JR., CHENG e HARRIS, 1992).

Embora a Tg possa ser obtida em modo de penetração, se o material for rígido, como no caso de alguns polímeros termorrígidos de alta estabilidade térmica ou cerâmicas, o grau de penetração da ponta não produz um sinal adequado. Nesse caso, um modo de expansão/compressão pode ser utilizado, no qual uma sonda plana é colocada no topo da amostra em uma força constante específica e o material é aquecido. Conforme o material é aquecido, uma expansão térmica é observada. No entanto, é extremamente difícil medir coeficientes de expansão térmica perpendiculares à superfície de filmes (JR., CHENG e HARRIS, 1992).

O TMA permite a detecção e a resolução de transições que outras técnicas não conseguem separar e a descrição de estruturas com duas ou três regiões topológicas, exibindo várias temperaturas de transição de relaxação. Esse método também permite avaliar as características de distribuição de massa de segmentos de cadeias entre junções em regiões particulares e os graus de cristalinidade e compactação (KARAGIANNIDIS, STERGIOU e KARAYANNIDIS, 2008).

Zhou e Lucas (1999) avaliaram a variação da Tg de três sistemas de resina epóxi após a exposição a ambientes higrotérmicos. Os sistemas avaliados foram (I) tetraglicidil-4, 4'-diaminodifenil metano (TGDDM, Ciba Geigy MY720) com 4,4'-diaminodifenil sulfona (DDS, DuPont) como endurecedor, (II) diglicidil éter d bisphenol-A resin (DGEBA, Shell Epon 828) com diamina metafenilena (mPDA); e (III) resina Fiberite 934 (TGDDM). As medidas de Tg foram realizadas utilizando equipamentos de calorimetria exploratória diferencial (DSC) e análise termomecânica (TMA). Os materiais foram imersos em água em temperaturas constantes de 45 °C, 60 °C, 75 °C e 90 °C para absorção de água e, depois, dessorvidos em diferentes temperaturas. As investigações mostraram que as mudanças na Tg não dependem somente do conteúdo de água absorvido nas resinas, mas também do histórico higrotérmico do material. Além disso, maiores valores de Tg foram observados para imersões mais longas e temperaturas mais altas (ZHOU e LUCAS, 1999).

A técnica de análise termogravimétrica (TGA) é muito utilizada para análise da estabilidade térmica e reações cinéticas de materiais (STOLIAROV et al., 2003). Ela permite a obtenção das seguintes informações: (I) análise qualitativa de componentes com diferentes estabilidades térmicas; (II) análise composicional a partir da perda de massa em diferentes faixas de temperaturas; e (III) caracterização de mudanças microestruturais a partir de variações nas curvas de TGA e nas temperaturas de pico em curvas derivativas. Devido a amostragem e análise serem mais baratas do que outras técnicas, o TGA apresenta vantagens

significativas em caracterizações de rotina, especialmente na indústria. Assim, a eficiência do diagnóstico geral de procedimentos é aumentada, com redução de custo e tempo na pesquisa e no desenvolvimento (LEE et al., 2012).

Torrecillas et al. (1996) investigaram a degradação térmica e termo-oxidativa de polímeros de alto desempenho à base de poliimida por análise termogravimétrica em atmosferas de nitrogênio e ar. Os polímeros analisados foram produtos de 4 monômeros processados em laboratório: a bismaleimida (BMI) e três redes de bismadimida (BN0, PMR10 e PMR15). Uma análise termogravimétrica mostrou que a decomposição térmica dos polímeros em atmosfera de ar e de nitrogênio coincidem até cerca de 500 °C, o que indica que o processo oxidativo ocorre apenas a partir dessa temperatura. Além disso, até cerca de 400 °C, os materiais provenientes de BMI não são mais termoestáveis em nitrogênio do que em ar.

Para verificar a ação da relação entre a superfície e o volume ( $S/V$ ) no processo de decomposição e oxidação, os autores realizaram análises termogravimétricas com amostras em pedaços e em pó. Os resultados mostraram que, nas amostras em pó, o processo de decomposição é iniciado em temperaturas menores do que ocorre na amostra em pedaços.

Isso ocorre porque os produtos da degradação formaram uma camada protetora de óxido que atua como uma barreira contra difusão de oxigênio, dificultando a oxidação da região interna da amostra em pedaços. Como a amostra em pó tem uma razão  $S/V$  maior, há menor resistência aos processos oxidativos (TORRECILLAS et al., 1996).

As amostras BM0, BN0, PMR10 e PMR15 foram aquecidas em ar com o objetivo de comparar suas estabilidades térmicas. As resinas de bismadimida apresentaram maior termoestabilidade do que a de bismaleimida. Esse comportamento é devido à natureza estrutural das ligações cruzadas das resinas. A degradação na faixa de 350-500 °C para as resinas BN0, PMR10 e PMR15 corresponde à degradação térmica da BM0. Acima dessa faixa de temperatura, as reações oxidativas ocorrem na BNO em temperaturas inferiores do que nas resinas restantes (TORRECILLAS et al., 1996).

Morancho, Salla e Cadenato (2004) avaliaram a estabilidade térmica e cinética de degradação de três recobrimentos termorrígidos em forma de pó que representam a família de produtos mais comuns do mercado atual: um poliéster carboxilado (P3-0083/V); uma resina (E3-0007/V) e um sistema híbrido na qual a resina epóxi reage diretamente com o poliéster carboxilado (H3-0052/V). O estudo foi realizado nas taxas de aquecimento de 1 a 20 °C/min, entre 25 e 900 °C e usando diferentes atmosferas: nitrogênio, ar e oxigênio puro. Os autores utilizaram a equação de Kissinger, que pressupõe a aceitação de que os parâmetros cinéticos associados com o grau de conversão do pico são únicos e representativos do conjunto de

processos cinéticos que podem ocorrer em qualquer conversão. Os três sistemas mostraram alto grau de estabilidade térmica até temperaturas de cerca de 350 °C. A degradação térmica massiva ocorre em cada uma das três amostras acima dessa temperatura, mas com diferentes características de decomposição. Em atmosfera de nitrogênio, a degradação da amostra P3 apresentou menor intervalo de temperatura do que as amostras E3 e H3. Além disso, no final dos processos, por volta de 450 °C, enquanto a amostra P3 se volatilizou por volta de 89%, as amostras E3 e H3 se volatilizaram apenas 78% e 61%, respectivamente (MORANCHO, SALLA e CADENATO, 2004).

No caso do sistema P3, o processo de degradação em atmosfera oxidante é praticamente idêntico ao processo observado em atmosfera de nitrogênio, exceto por um leve efeito de aceleração. Na taxa de 10 °C/min, a temperatura de degradação máxima é de 413 °C em nitrogênio, 409 °C em ar e 407 °C em oxigênio. Por outro lado, as degradações de E3 e H3 em atmosfera oxidante mostram dois processos de degradação distintos. O primeiro desses processos pode ser atribuído à mesma degradação térmica que ocorre em atmosfera de nitrogênio. Esse fato é confirmado também do ponto de vista quantitativo pela observação de que, por exemplo, a 450 °C na atmosfera de oxigênio, o material volatilizado representa 61% da amostra de epóxi e 55% da amostra híbrida. Se comparados aos 78% e 60,7% de volatilização que ocorrem em atmosfera inerte na mesma temperatura, pode-se concluir que o menor grau de volatilização é devido ao fato de o material degradado permanecer num estado sólido devido à presença de oxigênio, uma vez que o oxigênio é incorporado a alguns produtos degradados. Como consequência, um segundo processo de degradação aparece nas amostras epóxi e híbrida que ocasiona a volatilização de praticamente toda a matéria orgânica. A variação da energia de ativação com o grau de conversão para os três sistemas indica que o processo de degradação é complexo. Na primeira fase da degradação, até cerca de 20% de conversão, os três sistemas ocorrem sob um processo similar. Entre 20% e 80%, a energia de ativação varia um pouco, embora esta tenha se mantido superior na amostra P3 do que nas amostras E3 e H3. No sistema híbrido, durante a primeira fase, até 40% de conversão, a energia de ativação é praticamente idêntica à do epóxi, enquanto que, acima dessa proporção, os valores tenderam a se aproximar aos do sistema do poliéster. Embora as energias de ativação encontradas no sistema poliéster sejam maiores do que a do epóxi, a relação da taxa de degradação de um em relação ao outro será maior ou menor, dependendo da temperatura (MORANCHO, SALLA e CADENATO, 2004).

Learmonth e Marriott (1969) estudaram a degradação térmica de resinas fenólicas. As resinas foram preparadas com fenol com 1,5 mol de formaldeído e bisfenol A, bisfenol 4KF, bisfenol 6KF todas com 2,0 mol de formaldeído, pois essa é a proporção equivalente para

promover a formação completa da rede cruzada. As análises térmicas foram realizadas utilizando TGA com taxa de aquecimento de 10 °C/min e 20 °C/min em ar. A Tabela 5 mostra a temperatura inicial para degradação acelerada das resinas analisadas. Pode-se observar que a ordem de estabilidade dos materiais testados segue a ordem  $CF_2Cl < C(CH_3)_2 < CH_2 < C(CF_3)_2$  (LEARMONTH e MARRIOTT, 1969).

Tabela 5 - Temperatura inicial para degradação acelerada (°C)

Taxa de aquecimento	C(CF <sub>2</sub> Cl) <sub>2</sub>	C(CH <sub>3</sub> ) <sub>2</sub>	CH <sub>2</sub>	C(CF <sub>3</sub> ) <sub>2</sub>
10 °C/min	260	320	360	390
20 °C/min	290	330	360	445

Fonte: (LEARMONTH e MARRIOTT, 1969).

### 2.5.1 Cinética de decomposição

As análises termogravimétricas têm sido muito utilizadas na investigação da decomposição térmica de polímeros e na determinação de suas estabilidades térmicas. Além disso, uma grande atenção tem sido dada à extrapolação de dados para obtenção de parâmetros cinéticos (FLYNN e WALL, 1966). O controle de processos térmicos de substâncias pode fornecer informações importantes quanto à heterogeneidade, constituição, elementos estruturais, durabilidade, termodinâmica, estados metaestáveis e polimórficos de um composto, aplicações físicas e limitações de compostos (LESNIKOVICH et al., 2002).

As análises cinéticas de decomposição podem ser realizadas utilizando duas técnicas diferentes: os estudos dinâmicos e isotérmicos termogravimétricos. Os dados dinâmicos termogravimétricos podem ser analisados utilizando dois métodos diferentes: os métodos isoconvencionais e discriminacionais (SAHA, MAITI e GHOSHAL, 2006). Os métodos isoconvencionais utilizam dados de uma série de curvas de TGA obtidas a partir de diferentes taxas de aquecimento para calcular as energias de ativação ( $E_a$ ), mas não fornecem informações sobre a função cinética ( $g(x)$ ) do processo. Os métodos discriminacionais usam a solução de uma equação baseada em um dado modelo para permitir a determinação simultânea de  $E_a$  e  $g(x)$  (DAY, COONEY e MACKINNON, 1995).

Os métodos não isotérmicos têm sido extensivamente usados para determinação de parâmetros cinéticos. Muitos autores têm utilizado diferentes métodos computacionais, dentre os quais Freeman Carroll, Flynn-Wall-Ozawa, Coats-Redfern, Horowitz Metzger, Doyle modificado por Zsako e Satava-Skvarfi são bem conhecidos e testados (ABD EL-WAHAB, 1995).

A taxa de conversão ( $dx/dt$ ) de um experimento dinâmico de TGA em uma taxa constante de aquecimento ( $\beta$ ) é dada pela Equação 11 (ABD EL-WAHAB, 1995; SENGUPTA et al., 2006):

$$\frac{dx}{dt} = \frac{A}{\beta} \exp\left(\frac{-E_a}{RT}\right) f(x) \quad (11)$$

em que  $E_a$  é a energia de ativação do processo,  $R$  é a constante dos gases ( $8,314 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ),  $f(x)$  é um tipo de relação funcional,  $T$  é a temperatura absoluta (K) e  $A$  é o fator pré-exponencial ( $\text{min}^{-1}$ ).

A integração da Equação 11 dentro dos limites de uma temperatura inicial  $T_0$  e uma temperatura final ( $T_f$ ) correspondentes à temperatura de pico  $T_p$  fornece (Equação 12):

$$g(x) = \frac{A}{\beta} \int_{T_0}^{T_f} e^{-E_a/RT} dT \quad (12)$$

A partir da aplicação de logaritmos na Equação 12, obtém-se o método isoconvencional diferencial proposto por Friedman (JANKOVIĆ, 2011) (Equação 13):

$$\ln\left[\beta \left(\frac{d\alpha}{dt}\right)\right] = \ln[Af(\alpha)] - \frac{E_a}{RT} \quad (13)$$

O modelo de Flynn-Wall-Ozawa (F-W-O) é brevemente descrito na Equação 4. Esse método de integração isoconvencional sugerido independentemente por F-W-O usa a aproximação da temperatura integral de Doyle. A partir da Equação 12, considerando o termo  $g(x)$  constante em uma taxa de conversão fixa utilizando a aproximação de Doyle, o resultado da integração após aplicação de logaritmos é (SENGUPTA et al., 2006; OZAWA, 1965) (Equação 14):

$$\log(\beta) = \log\left[\frac{AE_a}{g(x)R}\right] - 2.315 - 0.457 \frac{E_a}{RT} \quad (14)$$

em que  $\beta$ ,  $A$ ,  $E_a$ ,  $R$  e  $T$  têm suas significâncias usuais.

Usando a Equação 14, a energia de ativação pode ser determinada por meio do coeficiente angular da reta gerada no gráfico de  $\log(\beta)$  em função de  $1000/T$  obtido a partir de uma série de taxas de aquecimento.

Com o conhecimento da energia de ativação, o tempo necessário para o material se decompor em uma fração específica pode ser determinado pela Equação 15 para diferentes temperaturas (ASTM E1641, 2012; ASTM E1877, 2011):

$$\log(t_f) = \frac{E_a}{2.303 \cdot R \cdot T_f} + \log\left(\frac{E_a}{R \cdot \beta}\right) - a \quad (15)$$

em que  $t_f$  é o tempo de vida do material para uma temperatura  $T_f$  e para uma dada fração de decomposição do material ou um grau de conversão,  $a$  é um valor tabelado dependente de  $E_e$

$T_f$  e  $\beta$  são taxas de aquecimento mais próximas do ponto central das taxas de aquecimento utilizadas (SENGUPTA et al., 2006; OZAWA, 1965).

O modelo de Kissinger também é baseado em uma integração isoconvencional para determinação da energia de ativação de todo o processo reacional em relação à taxa de conversão  $\alpha$ . Este é baseado no fato da temperatura de Pico,  $T_p$  de uma curva de derivada DTG na taxa máxima de conversão ser igual a zero (PARK e KADLA, 2012). (Equação 16):

$$\left[ \frac{d}{dt} \left( \frac{d\alpha}{dt} \right) \right]_{T=T_p} = 0 \quad (16)$$

De acordo com Kissinger, aproximações apropriadas levam à Equação 17, que é obtida a partir da Equação 16.

$$\ln \left( \frac{\beta}{T_{p2}} \right) = - \frac{E}{RT_p} + \ln \left( \frac{AR}{E_a} \right) \quad (17)$$

A partir da Equação 17, pode-se plotar o gráfico de  $\ln(\beta/T_{p2})$  em função de  $1/T_p$ , em que  $E_a$  pode ser calculado pelo coeficiente angular da reta obtida na regressão linear dos pontos experimentais e do fator pré-exponencial da intercepção (PARK e KADLA, 2012).

O modelo de Coats-Redfern também pode ser utilizado para determinar a cinética de decomposição. Ao contrário do que é considerado pelo modelo de F-W-O, esse considera a relação de conversão funcional, que depende do tipo de mecanismo ( $f(x)$ ). Usando uma aproximação assintótica para resolver a Equação 12, obtêm-se, então, a Equação 18 (SENGUPTA et al., 2006; OZAWA, 1965).

$$\ln \left[ \frac{g(x)}{T^2} \right] = \ln \left[ \frac{AR}{\beta T} \right] - \frac{E}{RT} \quad (18)$$

De acordo com os diferentes processos de degradação, com a função teórica  $g(x)$  obtida a partir das funções listadas, a energia de ativação pode ser obtida a partir do gráfico de  $\ln[g(x)/T^2]$  em função de  $1000/T$ . A Tabela 6 apresenta as expressões algébricas para  $g(x)$  mais frequentemente usadas nos processos do estado sólido (BARRAL et al., 2005).

Park e Kadla (2012) investigaram a cinética de degradação térmica de nanocompósitos de resina fenol formaldeído resol reforçados com nanotubos de carbono multiparedes utilizando a técnica de TGA. Os autores observaram que a decomposição ocorre com uma pequena perda de massa, devido à perda de água, ao amolecimento térmico ou à gelatificação da resina. Essa perda é seguida de outra proveniente também da liberação de água, reações de condensação ou cura de resina ureia-formaldeída produzida. Ocorre, então, a degradação de

alguns pequenos grupos terminais ou a fusão de surfactante seguido da decomposição da celulose proveniente do nanocompósito. Por fim, ocorre a decomposição das ligações de metileno e dos anéis fenólicos aromáticos da resina. A energia de ativação do processo de decomposição aumenta com o crescimento da fração de nanotubos no compósito. As energias de ativação foram obtidas em função da taxa de conversão e os valores observados estiveram por volta de 200 kJ/mol até por volta de  $\alpha = 0,65$ , em que ocorre um aumento significativo da energia de ativação do processo devido à quebra das ligações de metileno e dos anéis fenólicos aromáticos da resina (PARK e KADLA, 2012).

Tabela 6 - Expressões algébricas de  $g(x)$  para os mecanismos mais comuns do estado sólido

<b>Símbolo</b>	<b>Processos do estado sólido</b>
<b>Curvas sigmoidais</b>	
A2 $[-\ln(1-\alpha)]^2$	Nucleação e crescimento (Equação de Avrami 1)
A3 $[-\ln(1-\alpha)]^3$	Nucleação e crescimento (Equação de Avrami 2)
A4 $[-\ln(1-\alpha)]^4$	Nucleação e crescimento (Equação de Avrami 3)
<b>Curvas desaceleradas</b>	
R1 $\alpha$	Reação controlada pelo contorno de fase (movimento unidimensional)
R2 $2[1-\ln(1-\alpha)]^{1/2}$	Reação controlada pelo contorno de fase (área de contração)
R3 $3[1-\ln(1-\alpha)]^{1/3}$	Reação controlada pelo contorno de fase (volume de contração)
D1 $\alpha^2$	Difusão unidimensional
D2 $(1-\alpha)\ln(1-\alpha) + \alpha$	Difusão bidimensional (Equação de Valensi)
D3 $[1-(-\alpha)^{1/3}]^2$	Difusão tridimensional (Equação de Jander)
D4 $[1-(2/3)\alpha] - (1-\alpha)^{2/3}$	Difusão tridimensional (Equação de Ginstlinge-Brounshtein)
F1 $-\ln(1-\alpha)$	Nucleação aleatória com um núcleo na partícula individual
F2 $\frac{1}{1-\alpha}$	Nucleação aleatória com dois núcleos na partícula individual
F3 $\frac{1}{(1-\alpha)^2}$	Nucleação aleatória com três núcleos na partícula individual

Fonte: (BARRAL, DíEZ et al., 2005).

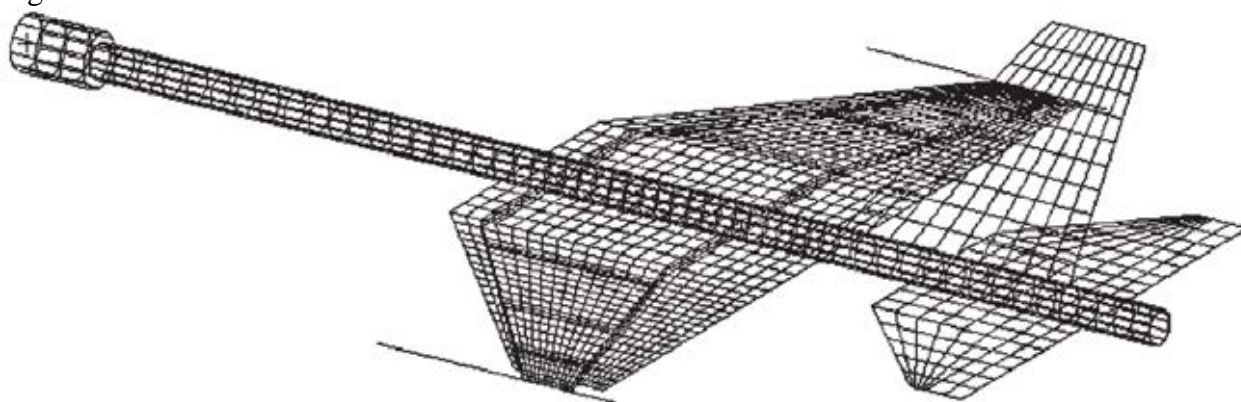
Janković (2011) avaliou o processo de degradação térmica da resina fenólica triazina, produzida a partir de uma resina fenol formaldeído novolaca e um iodeto cianogênico. O autor realizou análises não isotérmicas com taxas de aquecimento de 0,01 °C/min, 0,1 °C/min, 1 °C/min, 10 °C/min e 100 °C/min em atmosfera de nitrogênio. A energia de ativação foi determinada utilizando o modelo de Kissinger e Friedman em relação à taxa de conversão  $\alpha$ . Foram observadas energias de ativação de 192,3 kJ/mol e 193,2 kJ/mol para os modelos de

Kissinger e Friedman, respectivamente. A comparação dos valores de energia de ativação obtidos mostrou que os processos do estado sólido que mais se adequam ao processo de decomposição térmica do material são o F1 e F2 do modelo de Coats-Redfern.

## 2.6 Modelagem numérica

O aumento da complexidade de diversos produtos industriais aumentou a necessidade de peças grandes e complexas. Desse modo, a redução de custos e tempo de fabricação dessas peças têm se tornado um problema urgente (SONG, YAN et al., 2001). O uso de modelos numéricos permite avaliações das propriedades de estruturas complexas, necessitando, geralmente, apenas de ensaios laboratoriais de amostras pequenas. Nesses testes, normalmente assume-se que toda parte do material se comporta da mesma maneira, de tal forma que as propriedades médias de volume podem ser medidas no domínio do material testado (LI, HALLETT e WISNOM, 2013). O método de elementos finitos forma uma das classes mais versáteis de métodos numéricos e foi desenvolvido originalmente no campo das análises estruturais. Esse é, no entanto, igualmente aplicável a problemas mecânicos contínuos em geral, incluindo aqueles de mecânica dos fluidos e transferência de calor (HUEBNER et al., 2001). O método se baseia na busca de uma solução aproximada da distribuição do campo de variáveis no domínio do problema que é difícil de se obter analiticamente. Isso é realizado dividindo o domínio do problema em vários elementos, como mostrado na Figura 8. Leis físicas conhecidas são, então, aplicadas a cada elemento pequeno, cada um deles normalmente com uma geometria bem simples (LIU e QUEK, 2003).

Figura 8 - Estrutura de uma aeronave dividida em uma malha de elementos finitos



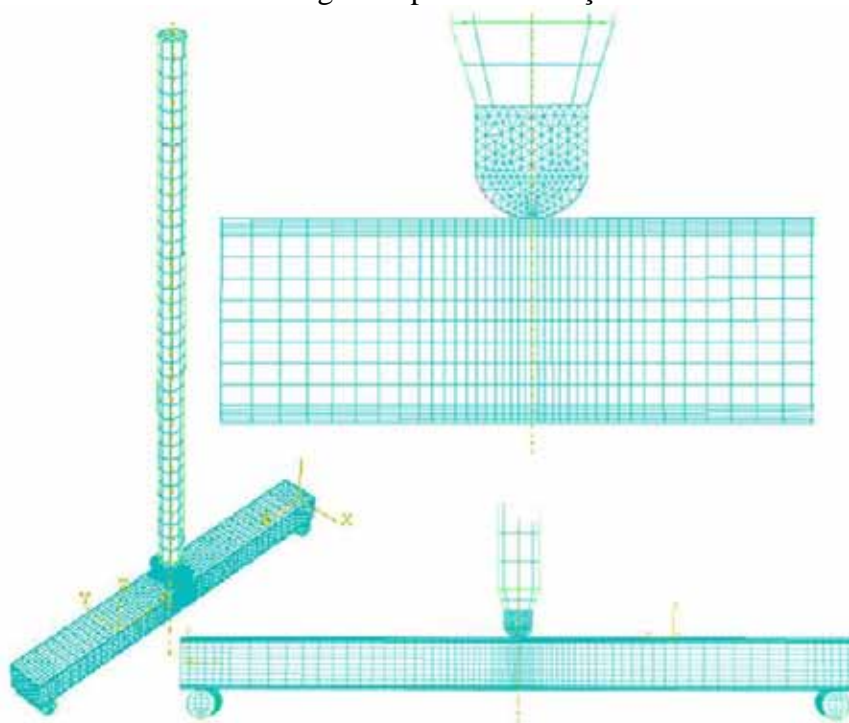
Fonte: (LIU e QUEK, 2003).

O primeiro passo para criação de um modelo de elementos finitos é a criação de uma geometria simplificada: todas as partes e os detalhes desnecessários devem ser retirados da

geometria de CAD (*design* com auxílio de computador). Isso facilita a geração da malha e aumenta a velocidade de cálculo. As cargas devem ser aplicadas, juntamente com os materiais, condições de contato e de contorno para posterior processamento do modelo (WOOLARD e TAN, 2013).

Ivañez, Santiuste e Sanchez-Saez (2010) desenvolveram um modelo mecânico para avaliar o comportamento dinâmico em flexão de vigas de material compósito com núcleo de espuma utilizando o *software* Abaqus/Explicit. As vigas foram modeladas com secção transversal retangular (50 mm x 36 mm) e 480 mm de comprimento. O critério de falha de Hou (HOU, PETRINIC et al., 2000) foi utilizado para predição da falha da face dos laminados. O núcleo foi inserido com um modelo de plasticidade de espuma endurecida esmagável. Além disso, ensaios laboratoriais de flexão foram realizados para validação do modelo numérico. Os ensaios de flexão dinâmica foram modelados numericamente com a inclusão de três sólidos: a viga “sanduíche”; uma ferramenta de imposição de flexão e duas ferramentas de suporte, como apresentado na Figura 9 (IVAÑEZ, SANTIUSTE e SANCHEZ-SAEZ, 2010).

Figura 9 - Malha de elementos finitos gerada para a simulação

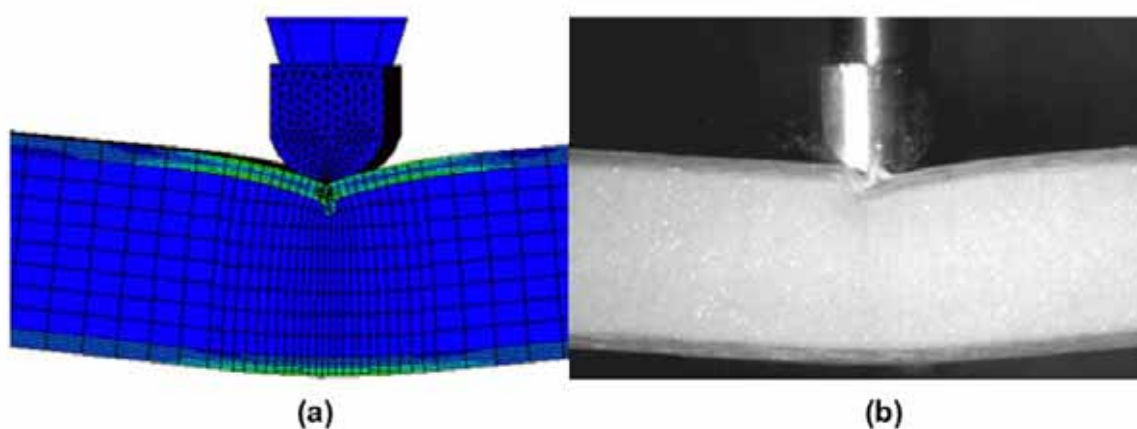


Fonte: (IVAÑEZ, SANTIUSTE e SANCHEZ-SAEZ, 2010).

A avaliação numérica foi realizada com predições numéricas em várias energias de impacto em termos dos históricos de força e de contato, força de pico, deformações máximas dos laminados das faces superior e inferior e energia absorvida. Os resultados foram comparados com ensaios laboratoriais e os modelos apresentaram predições satisfatórias. A

avaliação dos mecanismos e a evolução de falha mostrou que a falha do núcleo de espuma na região de impacto favorece a falha da face superior do laminado compósito devido a sua alta deflexão e curvatura resultante. Isso demonstra que o comportamento compressivo do núcleo determina significativamente a falha do compósito, apesar da elevada resistência dos laminados da face. A Figura 10 apresenta uma comparação entre os resultados de deformação no compósito pelo método de elementos finitos e dos ensaios laboratoriais (IVAÑEZ, SANTIUSTE e SANCHEZ-SAEZ, 2010).

Figura 10 - Deformação no compósito com uma energia de impacto de 52 J no modelo de elementos finitos (a) e no ensaio laboratorial (b)



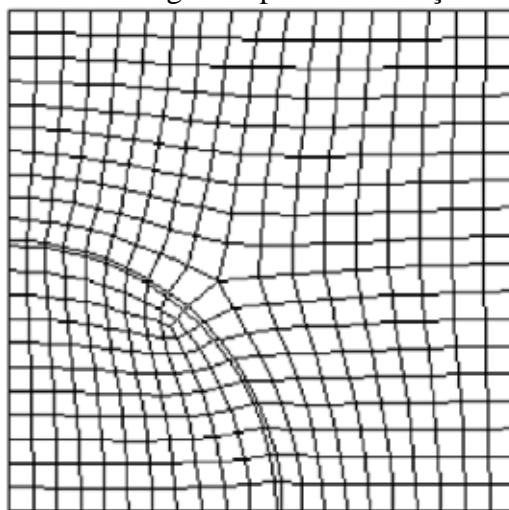
Fonte: (IVAÑEZ, SANTIUSTE e SANCHEZ-SAEZ, 2010).

Creighton e Clyne (2000) avaliaram a resistência à compressão de compósitos pultrudados de fibras de carbono altamente alinhadas em matriz de resina epóxi. Nesse estudo, dois tipos de amostras foram avaliados: tipo A e tipo B, no qual as amostras do tipo B foram produzidas com velocidade de pultrusão superior, apresentando, conseqüentemente, uma fração maior de defeitos internos. Foram realizados ensaios de compressão em laboratório com a aplicação de um adesivo de resina epóxi recobrendo os corpos de prova para permitir que a transferência da carga compressiva ocorra tanto através de suas extremidades e de cisalhamento das faces laterais. Além disso, foi realizado um modelo de elementos finitos utilizando o *software* Abaqus v.5.7 para determinar o efeito da geometria de carregamento na distribuição das tensões no domínio elástico dentro das amostras e em poros individuais. As malhas foram geradas com elementos isoparamétricos quadrilaterais com oito nós. O compósito foi tratado como um material contínuo anisotrópico e os outros constituintes como contínuos isotrópicos. Os autores observaram que concentração de tensão significativa tende a ocorrer nos corpos de prova, na região de aplicação da carga compressiva. Esse efeito foi mais acentuado quando a camada de adesivo epóxi apresentava menor espessura.

A análise de elementos finitos também foi realizada no modelo anisotrópico contínuo contendo vazios alongados, que apresentaram mudanças no estado de tensão ao longo da carga aplicada. Essas mudanças foram previstas como consequência dos poros observados experimentalmente e tem efeito significativo em promover falha por compressão (CREIGHTON e CLYNE, 2000).

Fan, Tsui e Tang (2004) avaliaram o comportamento mecânico de biocompósitos de hidroxiapatita (HA) com poli (éter éter cetona) (PEEK) sob carga de tração quase-estática pelo método de elementos finitos utilizando o *software* Abaqus. A estrutura foi modelada com as partículas de HA sendo representadas por células cilíndricas bidimensionais axisimétricas. Essa aproximação foi utilizada devido ao baixo erro que ela produz na resposta geral do compósito no carregamento descrito. A matriz de PEEK e uma terceira fase de interfase entre a matriz e as partículas foram inseridas. A interface foi assumida inicialmente como uma região de contato perfeito. Quando a falha for iniciada, o descolamento ocorre na região de interface resultando na degradação da resistência e da rigidez do compósito. O modelo numérico é então convertido em um modelo com elementos axissimétricos de quatro nós. A Figura 11 apresenta a malha de elementos finitos utilizada.

Figura 11 - Malha de elementos finitos gerada para a simulação



Fonte: (FAN, TSUI e TANG, 2004).

Os resultados obtidos foram o módulo de elasticidade, limite de resistência à tração, gráfico de tensão em função da deformação e alongação na fratura. As propriedades mecânicas se mostraram muito influenciáveis pela adesão interfacial, a qual foi caracterizada utilizando diferentes resistências de interfase. Os módulos de elasticidade aumentaram conforme o aumento de HA, enquanto que a resistência à tração e a deformação final diminuíram com o aumento da concentração de partículas. Os resultados previstos foram compatíveis com dados experimentais obtidos na literatura, o que mostra que o uso do modelo

descrito foi adequado para avaliar a relação construtiva não linear de compósitos HA/PEEK. Com esse modelo, o processo de descolamento e os caminhos de dano nos compósitos puderam ser visualizados (FAN, TSUI e TANG, 2004).

## 2.7 Corrosão galvânica

O uso de compósitos poliméricos reforçados com fibras de carbono é particularmente interessante, pois promove a redução do peso, apresenta elevada resistência mecânica, apresenta alto módulo de elasticidade, baixo coeficiente de expansão térmica, bem como boa resistência à corrosão (BOTELHO et al., 2006; BAKER, 1975). Todavia, uma grande preocupação na utilização desses compósitos reside na possibilidade de ocorrer corrosão galvânica entre as fibras de carbono e o alumínio (quando existe a necessidade de contato direto de peças processadas com esses materiais) comprometendo o desempenho mecânico desse sistema (TAVAKKOLIZADEH e SAADATMANESH, 2001; WIELAGE e DORNER, 1999). De acordo com Oldfield (1988), a corrosão galvânica é estimulada pela diferença de potencial que existe entre dois materiais condutores, o mais nobre atua como cátodo enquanto o mais ativo atua como ânodo sofrendo corrosão. De acordo com a série galvânica apresentada na ASTM G82 (2009) (ASTM G82, 2009), o alumínio é considerado como um material ativo, o que deveria lhe proporcionar uma baixa resistência à corrosão. Entretanto, um filme fino compacto e aderente de óxido de alumínio se forma em sua superfície, dando-lhe alta resistência à corrosão. Adicionalmente, essa série galvânica indica que a corrosão será tão maior quanto mais distante o metal mais nobre esteja do metal mais ativo. Nesse contexto, as fibras de carbono (grafite, na série galvânica) estão significativamente distantes do alumínio, gerando a necessidade de avaliar a corrosão galvânica em aplicações onde esses dois materiais possam estar em contato físico ou por um eletrólito (solução condutora). Além disso, vários pares galvânicos podem apresentar diferentes comportamentos daqueles indicados pela série galvânica, visto que ambiente e razão anódica/catódica apresentam grande influência (HACK, 1988).

Ireland e colaboradores (IRELAND, ARRONCHE e SAPONARA, 2012) têm indicado a ocorrência de corrosão galvânica entre liga de alumínio 7075 e polímero reforçado com fibra de vidro e nanotubos de carbono. Os autores atribuíram essa ocorrência de corrosão à presença dos nanotubos de carbono. Em compósitos de Al-SiC, uma intensa corrosão foi constatada devido ao acoplamento galvânico em ambiente de NaCl. Os autores reportaram, nesse caso, que a matriz de alumínio foi mais susceptível ao ataque corrosivo.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

Compósitos cilíndricos de 1,8 mm de diâmetro foram fabricados pela empresa Stratus Compostos Estruturais utilizando resina fenol formaldeído tipo resol e fibras de carbono. A resina utilizada foi a Georgia-Pacific Feno D26-GPB e as fibras de carbono utilizadas foram as T-300 3K e T-700S 6K, do fabricante Toray. O processo de pultrusão foi realizado a 200 °C, com velocidade de tração de 3m/min, com cura promovida por temperatura, conforme descrito na Figura 12.

Figura 12 - Pultrudado de fibras de carbono com resina fenol formaldeído



Para avaliar o desempenho em corrosão do sistema pultrudado, as fibras de carbono foram embebidas em resina fenol formaldeído com empilhamento das fibras em camadas de configuração 0/90°, totalizando 5 camadas (0/90/0/90/0°) que foi posteriormente conformado por moldagem por compressão a quente a 200 °C. Essa configuração foi essencial, uma vez que os ensaios eletroquímicos necessitam de uma área plana de exposição do cátodo superior a 1 cm<sup>2</sup>. Para avaliar uma alternativa protetora contra corrosão galvânica, foi desenvolvido um sistema laminado com processamento semelhante, porém com base de resina epóxi (Huntsman CY179CH) com recobrimento de poliéster isoftálica (POLYMET 44304-06).

As principais propriedades da resina Feno D26-GPB estão descritas na Tabela 7:

Tabela 7 - Propriedades da resina Georgia-Pacific Feno D26-GPB

Propriedade	Feno D26-GPB
Viscosidade Brookfield a 25 °C	1500-3000 mPa
pH a 25 °C	8,0-9,0
Teor de sólidos a 135 °C por 3 horas	70-78%
Teor de formol livre	≤ 1,0 %
Teor de fenol livre	6,0-10,0%

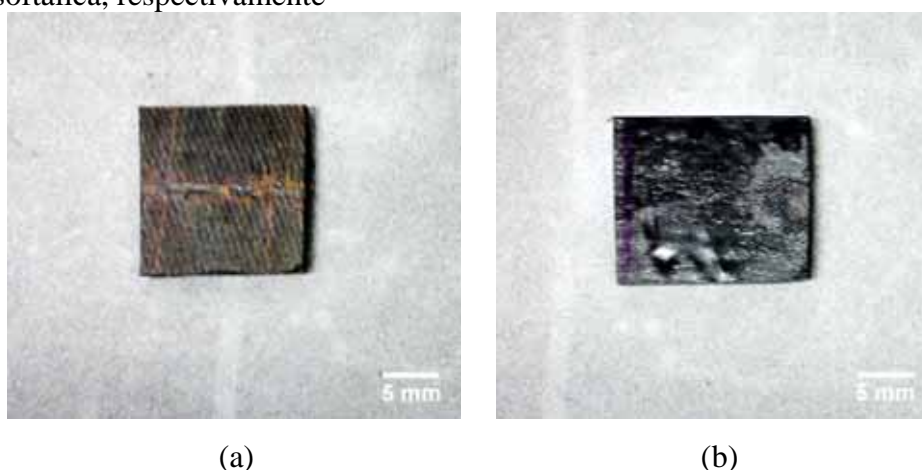
As principais propriedades das fibras de carbono utilizadas estão descritas na Tabela 8:

Tabela 8 - Propriedades das fibras de carbono Toray T-300 e T-700S

Propriedade	Toray T-300	Toray T- 700S
Resistência à tração	3.530 MPa	4.900 MPa
Módulo de elasticidade	230 GPa	230 GPa
Deformação máxima	1,5 %	2,1 %
Massa específica	1,76 g/cm <sup>3</sup>	1,80 g/cm <sup>3</sup>
Diâmetro de filamentos	7 µm	7 µm
Título	800 g/k.m	400 g/ k.m
Coefficiente de expansão térmica	-0,41 α.10 <sup>-6</sup> /°C	-0,38 α.10 <sup>-6</sup> /°C
Calor específico	0,19 cal/g.°C	0,18 cal/g.°C
Condutividade térmica	0,025 cal/cm.s.°C	0,022 cal/cm.s.°C
Resistividade elétrica	1,7 x 10 <sup>-3</sup> Ω.cm	1,6 x 10 <sup>-3</sup> Ω.cm
Porcentagem de carbono	93%	93%
Fração de sódio e potássio	< 50 ppm	< 50 ppm

A Figura 13 mostra o laminado utilizado nos ensaios com (a) e (b) representando o laminado de fenol formaldeído e epóxi recoberto com poliéster isoftálica, respectivamente.

Figura 13 - Laminado de fibras de carbono com configuração 0/90° utilizado nos ensaios eletroquímicos: (a) e (b) representam o laminado de fenol formaldeído e epóxi recoberto com poliéster isoftálica, respectivamente



## 3.2 Metodologia

### 3.2.1 Massa específica

A determinação da massa específica dos compósitos fabricados foi realizada com o objetivo de avaliar comparativamente a redução de peso que pode ser obtida com a

substituição de cabos condutores tradicionais com núcleo de aço por cabos com núcleo em material compósito. Os ensaios foram realizados utilizando picnômetro padrão disponível na área de materiais do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento em Telecomunicações (CPqD). O picnômetro contém volume de fluido invariável, abertura suficientemente larga e tampa perfurada na forma de um fino tubo longitudinal, com a massa específica determinada pelas relações de volume e massa. As medidas foram realizadas com etanol a 25 °C, segundo a NBR NM IEC 60811-1-3 (60811-1-3, 2001).

### 3.2.2 Envelhecimento acelerado

Os pultrudados de 1,8 mm de diâmetro foram seccionados em corpos de prova de 100 mm de comprimento para realização dos ensaios de FTIR e tração com o objetivo de avaliar comparativamente as propriedades após envelhecimento acelerado. As amostras foram submetidas a envelhecimento em câmaras climáticas disponíveis na área de materiais do CPqD, conforme descrito a seguir:

- envelhecimento térmico: o envelhecimento térmico foi realizado em uma câmara climática de marca Fanem 320 SE. O material foi condicionado em 120° C por 2.000 horas;
- envelhecimento em água: o envelhecimento em água foi realizado com a imersão dos corpos de prova em água deionizada em temperatura ambiente (25 °C) por 2.000 horas;
- envelhecimento em UV: o envelhecimento em raios ultravioletas (UV) foi realizado em uma câmara de intemperismo Weather-ometer de marca Atlas modelo CI 65. O condicionamento foi realizado segundo o ciclo N° 1 da norma ASTM G155 (G155, 2013): irradiância de 0,35 W/m<sup>2</sup> em comprimento de onda 340 nm, temperatura de 63 °C e *spray* de água por 18 minutos a cada 102 minutos, totalizando 2.000 horas.

É importante ressaltar que a correlação direta entre um período de envelhecimento acelerado e um período real em campo é muito difícil, devido principalmente à complexidade e à variabilidade das condições existentes em campo. As fontes de degradação e seus efeitos ocorrem de forma conjunta, podem ter efeitos complementares e variabilidade significativa. Desse modo, a exposição a envelhecimento acelerado tem como objetivo principal a avaliação qualitativa de cada um dos efeitos no material estudado, de forma que se verifique a extensão de seus efeitos e promova alternativas para proteção do material quando necessário.

### 3.2.3 Espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier

Com o objetivo de caracterizar a matriz fenol formaldeído utilizada neste trabalho quanto a sua composição química foram realizadas análises por espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier (FT-IR). Essas análises foram realizadas utilizando-se um espectrofotômetro Nicolet Magna 550, disponível na área de materiais do CPqD, conforme ilustrado na Figura 14. As condições experimentais utilizadas nessas análises foram: janela de silício, 100 varreduras por ensaio, na faixa de  $4000\text{ cm}^{-1}$  a  $650\text{ cm}^{-1}$  e com resolução de  $8\text{ cm}^{-1}$ . As amostras foram ensaiadas como recebidas e, após o envelhecimento acelerado térmico, em ultravioleta e em água, com o intuito de verificar a ocorrência de mudanças estruturais provenientes de degradação.

Figura 14 - Equipamento de FT-IR Nicolet modelo Nicolet Magna 550



### 3.2.4 Análise termogravimétrica

A análise termogravimétrica (TGA) foi realizada com o objetivo de avaliar a estabilidade térmica e cinética de degradação dos compósitos. Os ensaios foram realizados segundo a norma ASTM E-1877 e ASTM E-1641 (E1641, 2012; E1877, 2011) em um equipamento da SII Nanotechnology - Seiko, previamente calibrado com padrões metálicos, disponível no Departamento de Materiais da FEG/UNESP. As amostras (aproximadamente 15 mg) foram encapsuladas em um porta-amostras padrão de platina e o compósito foi aquecido até  $1000\text{ °C}$  em quatro taxas de aquecimento diferentes:  $5\text{ °C/min}$ ,  $10\text{ °C/min}$ ,  $15\text{ °C/min}$  e  $20\text{ °C/min}$ . Os ensaios foram realizados tanto em atmosfera de ar sintético como nitrogênio, com pureza de 99,999%, em fluxo de  $100\text{ mL/min}$ . As curvas de perda de massa foram obtidas e a cinética de decomposição foi estudada baseada no modelo de F-W-O e

Coats-Redfern (OZAWA, 1965; BARRAL, DÍEZ et al., 2005). A Figura 15 mostra o equipamento utilizado.

Figura 15 - Equipamento de TGA da SII Nanotechnology

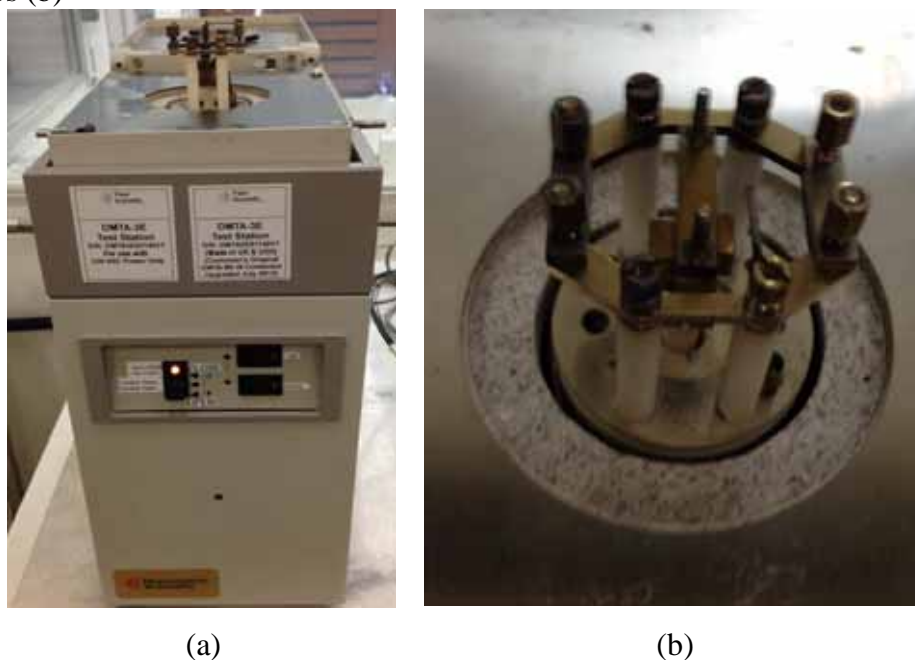


### 3.2.5 Análise dinâmico-mecânica

Os ensaios de análise dinâmico-mecânica (DMA) foram realizados com o objetivo de avaliar a temperatura de transição vítrea dos compósitos processados e avaliar seu comportamento em fluência em temperaturas elevadas. Os ensaios foram realizados utilizando um equipamento Rheometrics Scientific DMTA-3E test station disponível na área de materiais do CPqD em modo de flexão em três pontos (*dual cantilever bending*). Para avaliação da temperatura de transição vítrea, a amostra de compósito de 1,8 mm de diâmetro foi acoplada a uma garra com comprimento útil de 64 mm e foram submetidas a varreduras dinâmicas de 30 até 250 °C a uma taxa de aquecimento de 5 °C/min, com frequência de 1 Hz. Desse modo, foram plotadas as curvas do módulo de armazenamento ( $E'$ ), que corresponde à componente elástica da matriz polimérica, do módulo de perda ( $E''$ ), que corresponde à componente viscosa da matriz polimérica e de  $\tan\delta$ , que é a relação de ( $E''/E'$ ). A transição vítrea pode ser obtida a partir da temperatura *onset* da curva  $E'$ , da temperatura de pico de  $E''$  ou  $\tan\delta$ . Para a avaliação do comportamento em fluência, foram utilizados corpos de prova com mesmo dimensionamento, porém foram realizadas varreduras dinâmicas a 5 °C/min nas frequências de 0,5 Hz, 5 Hz, 15 Hz e 30 Hz, com o objetivo de determinar a energia de ativação da relaxação de transição vítrea. Além disso, ensaios isotérmicos também foram conduzidos com a aplicação de carregamento constante de 32 MPa por 3 horas nas temperaturas de 120°C, 140 °C, 160 °C, 180 °C, 190 °C e 200 °C para avaliação do

comportamento em fluência pelo princípio de superposição tempo-temperatura (STT). O carregamento utilizado foi baseado em dados do estudo do comportamento em fluência de compósitos realizado por Goertzen e Kessler (2006). A Figura 16 ilustra o equipamento de DMA (a) e o sistema de garras de flexão em três pontos utilizados (b).

Figura 16 - Equipamento Rheometrics Scientific DMTA-3E test station (a) e garras de flexão em 3 pontos (b)



### 3.2.6 Corrosão galvânica

Com o objetivo de avaliar a ocorrência de corrosão galvânica entre uma liga de alumínio 1350 e o compósito pultrudado de fibras de carbono com resina fenol formaldeído, foram desenvolvidas duas configurações de ensaios eletroquímicos: na primeira configuração, a resina na qual as fibras de carbono foram embebidas foi avaliada quanto a sua capacidade de inibir a corrente galvânica natural entre o alumínio e a fibra de carbono. Uma segunda arquitetura de projeto foi realizada com uma amostra laminada de base epóxi com recobrimento de poliéster.

As amostras de alumínio 1350 foram fornecidas pela empresa Alubar Metais e Cabos, de acordo com a ASTM B231 (2012) que regulamenta a fabricação de ligas de alumínio com propósitos elétricos. As propriedades mecânicas típicas desse material são apresentadas na Tabela 9. Durante a fabricação desse material, a partir de um lingote fundido, as amostras passam por etapas de laminação visando a reduzir sua seção transversal com posterior passo de trefilação, até atingir um diâmetro final de 0,5 mm. Um tratamento térmico final é realizado visando homogeneizar a microestrutura. Neste trabalho, foi avaliada a influência dos passos de fabricação na corrente galvânica entre alumínio e fibra de carbono. Para isso, as

amostras de material retirada do lingote, depois de passos de laminação e depois de passos de trefilação e tratamento térmico, foram avaliadas em contato com a fibra de carbono.

Tabela 9 - Propriedades mecânicas do alumínio 1350

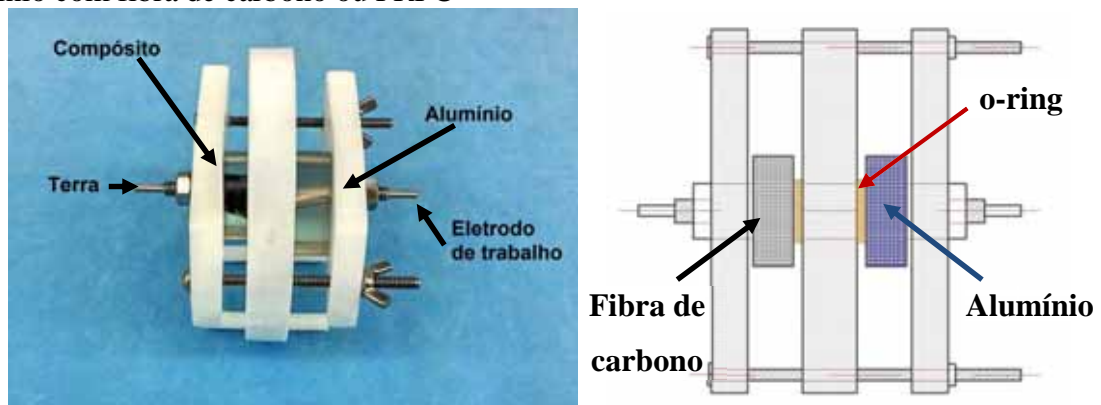
Diâmetro (mm)	Resistência à tração (MPa)	Deformação em 250 mm (%)
0,227 a 1,25	170	-
1,26 a 1,50	200	1,4
1,51 a 1,75	195	1,5
1,76 a 2,00	195	1,6
2,01 a 2,25	190	1,6
2,26 a 2,50	185	1,6
2,51 a 2,75	180	1,6
2,76 a 3,00	175	1,7
3,01 a 3,50	170	1,8
3,51 a 3,75	170	1,9
3,76 a 4,50	165	2,0
4,51 a 5,25	165	2,1
5,26 a 6,50	160	2,3

Fonte: (ASTM B231M, 2012).

### 3.2.6.1 Testes eletroquímicos

Para avaliar a corrosão galvânica entre alumínio e o compósito de fibra de carbono, foi utilizado o ensaio de ZRA (*zero resistance ammeter*) de acordo com a ASTM G71 (ASTM G71, 2009). Nessa montagem experimental, o eletrodo de trabalho e o contraeletrodo são substituídos por amostras de alumínio e fibra de carbono ou compósito e a corrente elétrica que passa entre eles é monitorada. A montagem experimental foi realizada no laboratório de materiais do CPqD e está apresentada na Figura 17. Os testes foram realizados com eletrólito de 3,5% de NaCl (solução artificial marinha) de acordo com a norma supracitada. Essa norma padroniza uma forma de avaliar corrosão galvânica usando eletrólito condutor.

Figura 17 - Montagem experimental do ensaio de ZRA para avaliar acoplamento galvânico de alumínio com fibra de carbono ou PRFC

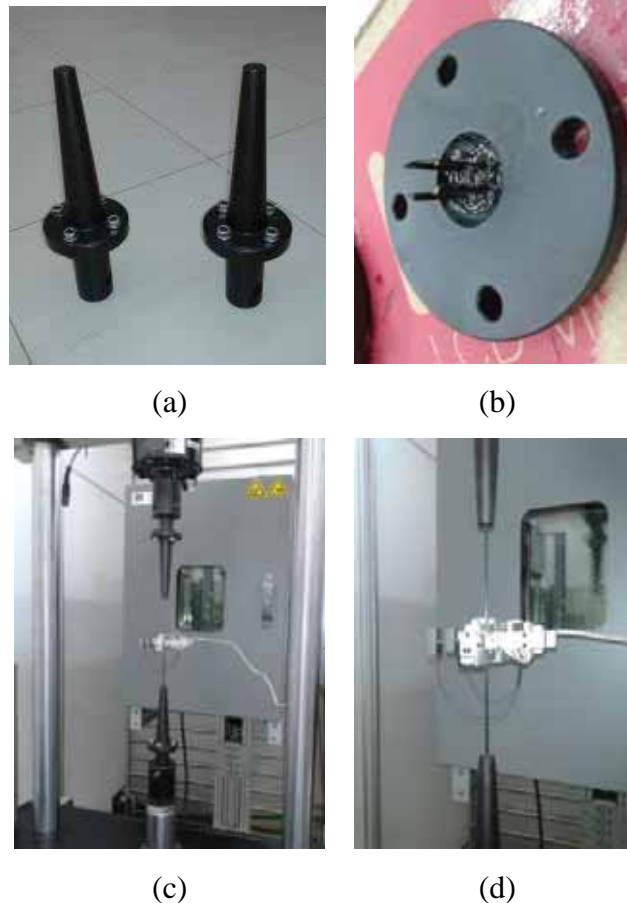


Na primeira configuração, o laminado produzido foi avaliado quanto a sua capacidade de inibir a corrente galvânica natural entre o alumínio e a fibra de carbono. Uma segunda arquitetura de projeto foi realizada, na qual o cabo pultrudado foi recoberto por uma manta de poliéster.

### **3.2.7 Ensaios de tração**

Os ensaios de tração e Poisson foram realizados com o objetivo de avaliar comparativamente as propriedades mecânicas dos pultrudados em relação aos núcleos tradicionais de aço de cabos condutores. Os ensaios foram realizados segundo a norma ASTM D 3039 (2008), utilizando-se uma máquina universal de ensaio servo-hidráulica MTS 810 disponível na área de materiais do CPqD, com uma célula de carga de 250 kgf e extensômetro uniaxial para medição do módulo de elasticidade e outro biaxial para a medição do coeficiente de Poisson. A velocidade de ensaio foi de 2 mm/min. Os corpos de prova utilizados dos pultrudados de fibra de carbono com resina fenol formaldeído possuíam 200 mm de comprimento útil e foram fixados em suas extremidades com garras cônicas, como ilustrado na Figura 18. Os pultrudados foram delaminados em suas extremidades e incorporados com resina epóxi em temperatura ambiente. Em seguida, os corpos de prova foram mantidos nessa temperatura por 48 horas para assegurar que o processo de cura foi completado antes que os ensaios fossem realizados.

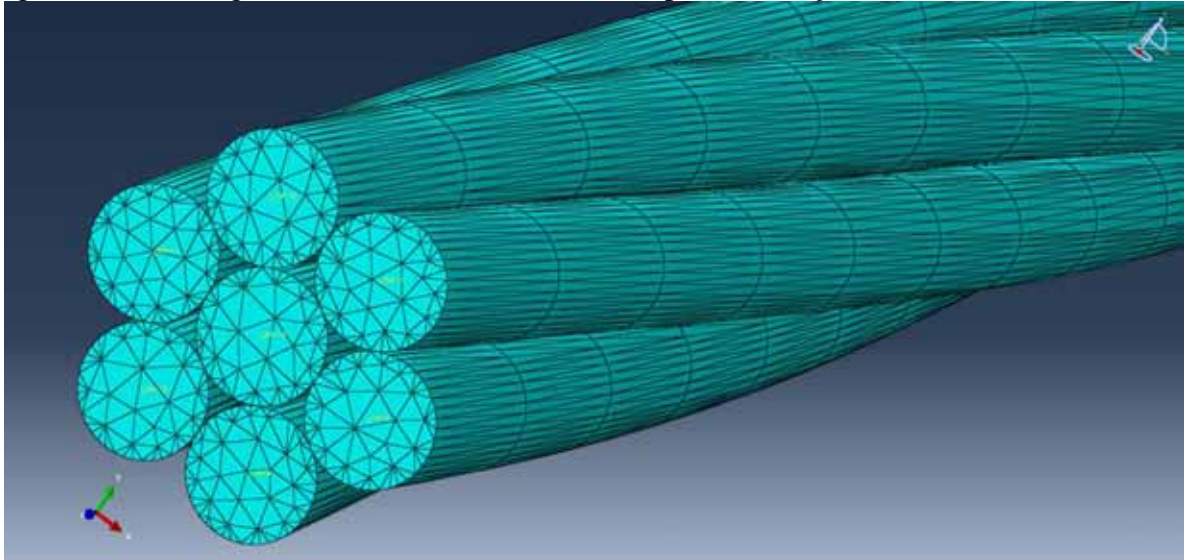
Figura 18 - (a) Garras cônicas utilizadas para fixar os corpos de prova na máquina de ensaio de tração; (b) pultrudados de fibra de carbono curados com resina; (c) máquina de ensaio de tração e (d) *strain gage* biaxial para medição do coeficiente de Poisson



### 3.2.8 Simulação por elementos finitos

Para avaliar o comportamento mecânico de pultrudados de resina fenol formaldeído reforçada com fibras de carbono, com o objetivo de substituir os aços tradicionais para aplicação em núcleos de cabos de transmissão de energia elétrica, uma cordoalha constituída de pultrudados de fibras de carbono/fenólica com 7 bastões de 2,25 mm de diâmetro cada, encordoados segundo um passo de 183,1 mm, foi modelada. Primeiramente, foi analisado um modelo constituído de aço tradicional e, em seguida, foi analisado um modelo constituído de material compósito (pultrudado). Nos modelos, uma deformação de 1% foi imposta às cordoalhas e a distribuição das tensões Von Mises resultantes foram avaliadas. A avaliação foi realizada utilizando-se um *software* Simulia Abaqus CAE versão 6.11-1, da empresa Dassault Systèmes Simulia Corp, disponível na Diretoria de Laboratórios e Infraestrutura de Redes do CPqD. A Figura 19 mostra a malha de elementos finitos gerada para a simulação.

Figura 19 - Malha gerada em elementos tetraédricos para simulação



## 4 RESULTADOS

### 4.1 Massa específica

A Tabela 10 apresenta os resultados do ensaio para obtenção da massa específica dos pultrudados de fibra de carbono com resina fenol formaldeído. Sabendo-se que a massa específica do aço tradicional utilizado em cabos condutores deve ser de  $7,78 \text{ g/cm}^3$  (ABNT NBR 6756, 2007), tem-se com a substituição desses materiais por pultrudados uma redução de peso de cerca de 5 vezes, o que pode permitir a redução significativa na flecha dos cabos e aumento da distância entre torres.

Tabela 10 - Massa específica dos pultrudados de fibra de carbono com matriz fenol formaldeído

Amostra	Massa específica ( $\text{g/cm}^3$ )
1	1,61
2	1,57
3	1,52
<b>Média</b>	1,57
<b>Desvio padrão</b>	0,05

### 4.2 Espectroscopia de Infravermelho (FT-IR)

A Figura 20 apresenta os resultados das análises de FT-IR das amostras de pultrudado como recebidas. Os resultados são apresentados em unidades de transmitância por número de onda. Pode-se observar as bandas características da resina fenol formaldeído: uma banda de alta intensidade em aproximadamente  $3333 \text{ cm}^{-1}$  associada ao grupo hidroxila e uma do (C-O) aromático em  $1250 \text{ cm}^{-1}$ , simultaneamente com uma banda de média intensidade na região de  $1430 \text{ cm}^{-1}$  até  $1670 \text{ cm}^{-1}$  e uma banda sobreposta na região de  $670 \text{ cm}^{-1}$  até  $910 \text{ cm}^{-1}$ , referente à substituição dos núcleos de benzeno.

A Figura 21 apresenta os espectros de FT-IR das amostras que foram submetidas ao envelhecimento acelerado. A partir desses resultados, pode-se observar, primeiramente, que a banda referente ao grupo hidroxila de  $3333 \text{ cm}^{-1}$  não é mais observada nas amostras que foram submetidas aos envelhecimentos térmico e UV. Além disso, parte das bandas da região de  $1430 \text{ cm}^{-1}$  até  $1670 \text{ cm}^{-1}$ , referente à substituição dos núcleos de benzeno não são mais observadas na amostra envelhecida termicamente. Como observado por Křístková et al. (2004), o processo de degradação em ambiente oxidativo pode ter ocorrido com as ligações mais vulneráveis, fornecendo um precursor de hidroxiperóxido e permitindo a formação de ligações de benzofenona. Isso pode caracterizar degradação significativa nas amostras após envelhecimento, o que sugere a necessidade de adição de recobrimentos ou aditivos para

aplicabilidade do compósito em cabos condutores, uma vez que estão submetidos à exposição por UV e temperatura.

Figura 20 - Gráfico do espectro de infravermelho de pultrudado no estado como recebido

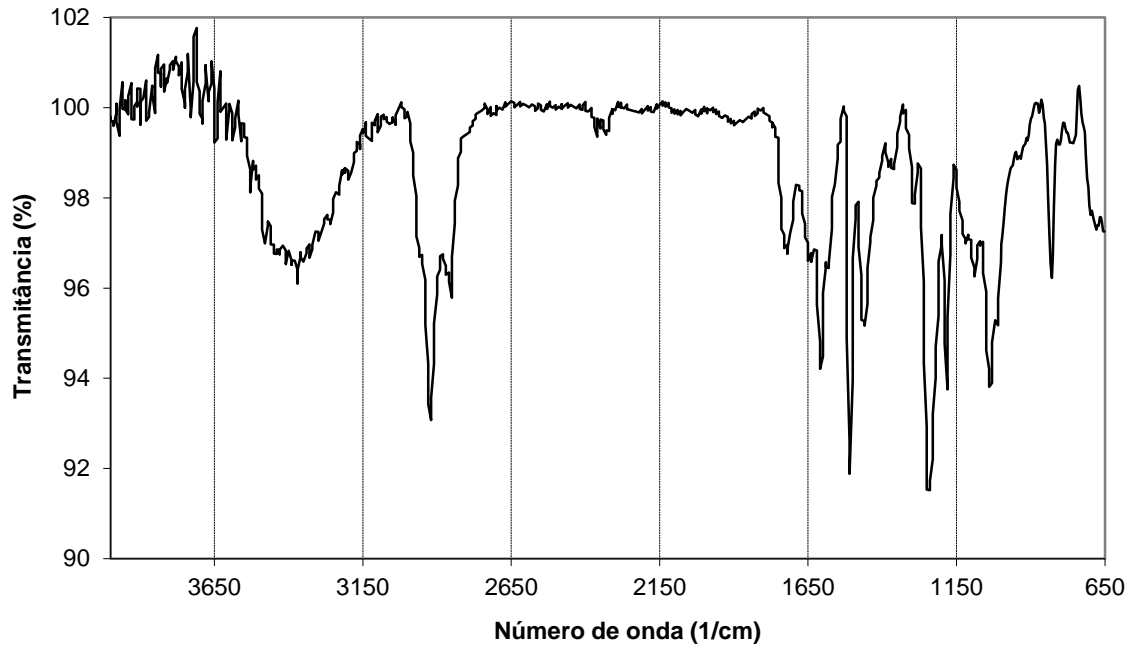
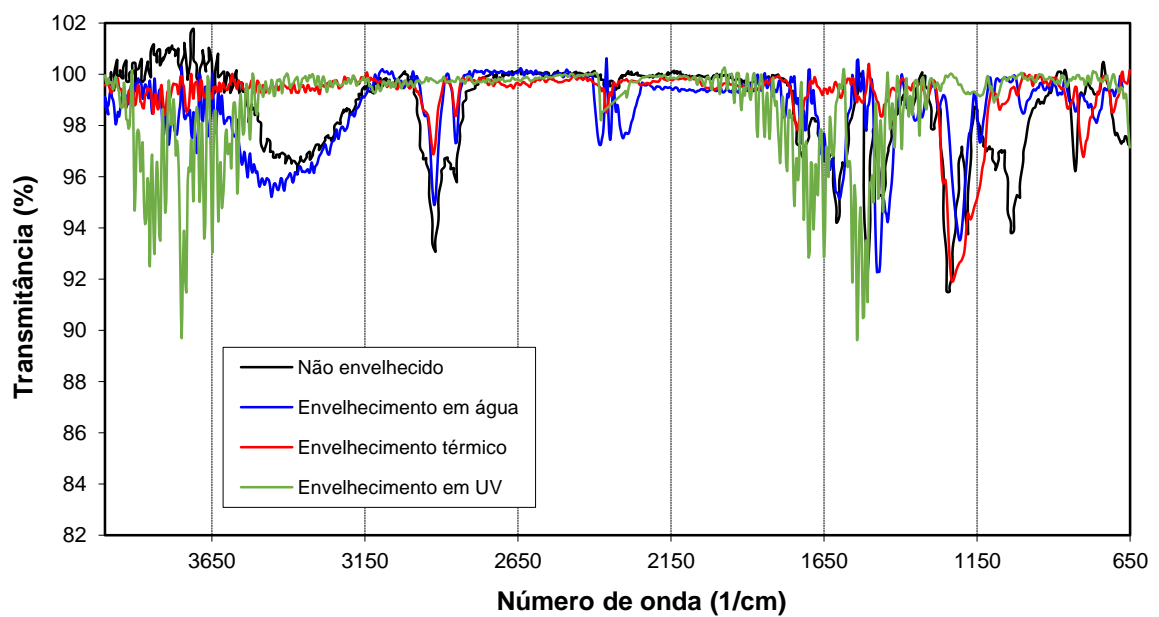


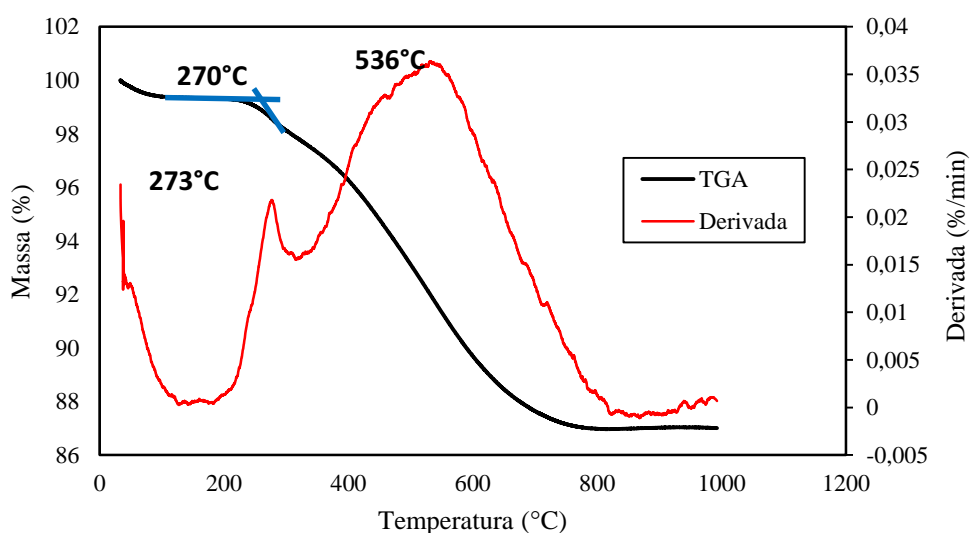
Figura 21 - Gráficos de espectros de infravermelho de pultrudado após envelhecimentos em água, térmico e por radiação UV



### 4.3 Análise termogravimétrica

A Figura 22 mostra a varredura dinâmica do pultrudado como recebido com taxa de aquecimento de 10 °C/min em atmosfera de nitrogênio. A partir dessa figura, pode-se observar que ocorre uma pequena perda de massa (cerca de 1%) no início do ensaio, que provavelmente corresponde à liberação de solvente residual do processo de pultrusão. Depois disso, a decomposição térmica tem início em 270 °C, verificada pela temperatura *onset*, estabelecida pelo cruzamento de duas retas tangentes traçadas antes e depois do processo de degradação térmica (linhas azuis na figura). Essa perda corresponde à liberação de água a partir das reações de condensação dos grupos fenólicos. Na decomposição principal, com taxa máxima de perda em 536 °C, o núcleo de benzeno se combina diretamente com outros como o bisfenil, pela quebra das pontes de -CH<sub>2</sub>- e -O-, ocorrendo mudanças significativas na estrutura e decomposição, promovendo ligações diretas de núcleos de benzeno de forma simultânea. A maior evolução de gás e a maior perda de massa ocorrem com a formação de reações de quebras, desidratação e desidrogenação. Entre 500 °C e 800 °C, a destruição de ligações cruzadas leva à formação de aglomerados de unidades aromáticas. O resíduo ao final do processo é de cerca de 87%, que corresponde majoritariamente à fração de fibras de carbono do pultrudado (KřÍSTKOVÁ, FILIPB et al., 2004).

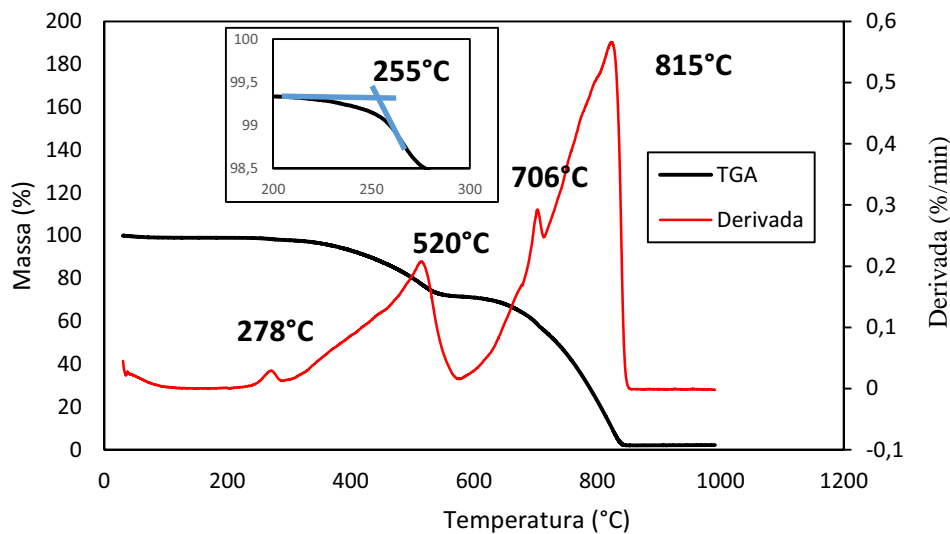
Figura 22 - Curvas de TGA e DTG do pultrudado no estado como recebido em atmosfera de nitrogênio



A Figura 23 apresenta a varredura dinâmica do pultrudado como recebido com taxa de aquecimento de 10 °C/min em atmosfera de ar sintético. Pode-se observar que a decomposição ocorre de maneira mais complexa do que a decomposição em atmosfera de nitrogênio. Durante essa análise, são visualizadas ao menos quatro etapas de decomposição, caracterizadas por picos sobrepostos na curva derivativa. A temperatura de início de

decomposição caracterizada pela temperatura *onset* é de 255 °C, que é ligeiramente inferior à observada no pultrudado em atmosfera de nitrogênio, como esperado devido a reações de oxidação existentes. O resíduo final do processo é próximo de zero, devido à oxidação e à degradação das fibras de carbono. A decomposição térmica do material ocorreu com a oxidação das pontes de metileno, que fornecem um percussor de hidroxiperóxido e permitem a formação de ligações de benzofenona. Com maior aquecimento, quinonas e ácidos carboxílicos foram formados (KříSTKOVÁ, FILIPB et al., 2004).

Figura 23 - Curvas de TGA e DTG do pultrudado como recebido em atmosfera de ar sintético



#### 4.3.1 Cinética de decomposição

A Figura 24 e a Figura 25 mostram as curvas de análise termogravimétrica e suas derivadas de primeira ordem para o pultrudado em atmosfera de nitrogênio nas taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min.

Figura 24 - Curvas de TGA do pultrudado em atmosfera de nitrogênio nas taxas de aquecimento de: 5 °C/min; 10 °C/min; 15 °C/min e 20 °C/min

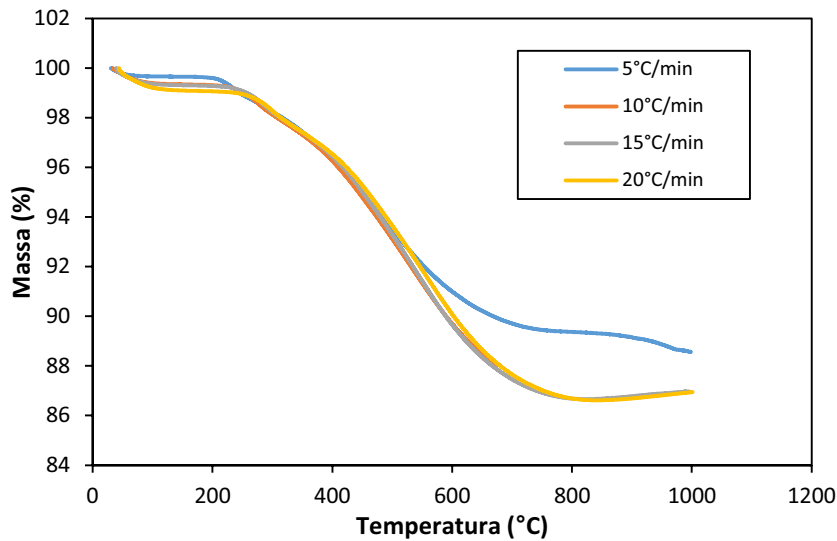
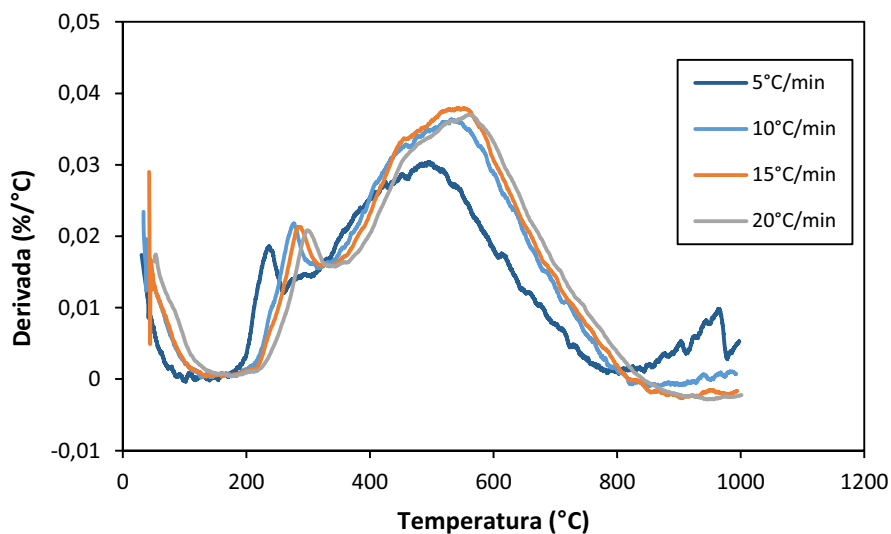
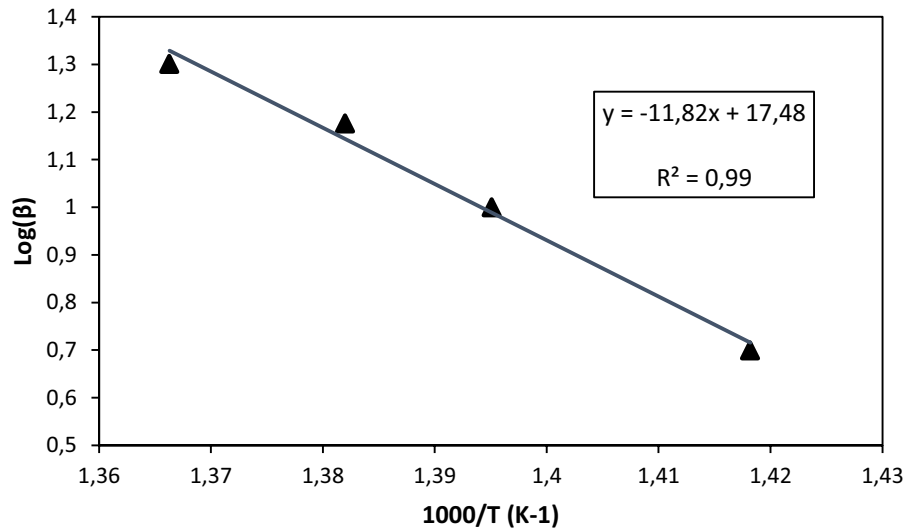


Figura 25 - Derivada das curvas de TGA para as taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15°C/min e 20 °C/min



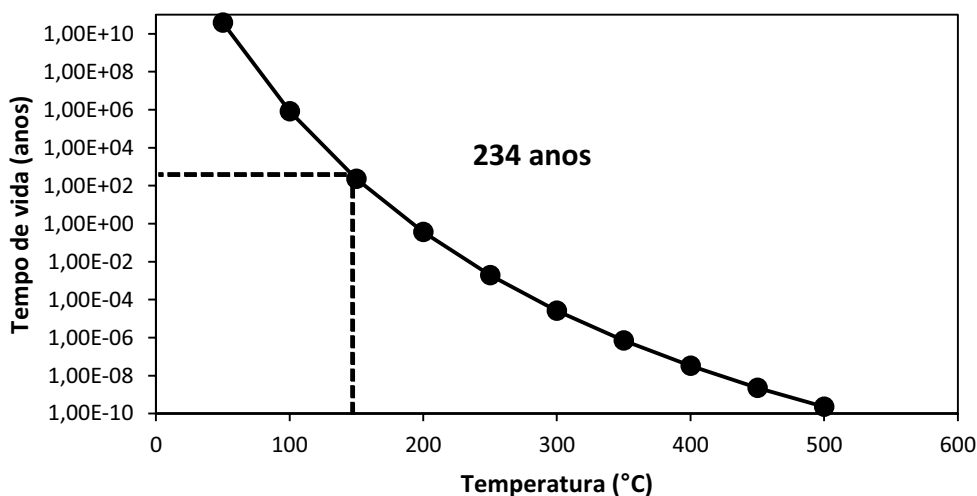
A partir da Equação 14, o gráfico de  $\log(\beta)$  em função de  $1000/T$  foi plotado para a taxa de conversão de 5%, e é apresentado na Figura 26. Essas taxas foram selecionadas, pois caracterizam uma região onde a decomposição térmica do material não é excessiva. O bom ajuste matemático dos pontos a uma equação de reta ( $R^2 \geq 0,99$ ) indica que o método de F-W-O se ajusta ao estudo da cinética de degradação desse pultrudado em atmosfera de nitrogênio. Desse modo, os coeficientes angulares da reta obtida na Figura 26 podem ser correlacionados ao item  $0,457 E_a/R$  da Equação 14. Assim, o valor da energia de ativação obtido para a taxa de conversão de 5% foi de 215 kJ/mol.

Figura 26 - Gráfico de  $\log(\beta)$  em função de  $1000/T$  e ajuste matemático pelo método dos mínimos quadrados realizado para a taxa de conversão de 5%



A partir da energia de ativação obtida para a taxa de conversão de 5%, o cálculo do tempo de vida do material em relação a diferentes temperaturas foi realizado utilizando a Equação 14, sendo este apresentado na Figura 27. Pode-se observar que o tempo necessário para o material se decompor em 5% é de 234 anos, quando exposto à temperatura de 150 °C. Por outro lado, é importante ressaltar que o valor do tempo de vida encontrado para o material baseia-se no modelo numérico de F-W-O e na dependência da taxa de aquecimento do ensaio com as temperaturas de perda de massa do material. Portanto, esse é um valor absoluto e não há nenhuma incerteza relacionada. Além disso, dado a complexidade com que a decomposição térmica ocorre em campos e todos os fatores envolvidos, é muito difícil avaliar a confiabilidade real do valor obtido. Deve-se, então, ter esse valor como base inicial, mas não usá-lo como único fator para projeto do tempo de vida do material. Alternativamente, a avaliação do tempo de vida foi baseada em uma degradação pequena, de forma que se tivesse um modelo conservativo estipulando-se como degradação máxima aceitável o limite de 5%. Ademais, para um tempo de vida de 50 anos do cabo em campo, ainda há um tempo significativo entre o período de troca e o esperado para degradação.

Figura 27 - Tempo de vida em função da temperatura necessária para o pultrudado se decompor em 5%



Utilizando as expressões algébricas listadas na Tabela 6, a adequação do processo de decomposição térmica do material a cada um dos processos do estado sólido foi verificada. Desse modo, as energias de ativação ( $E$ ) e os coeficientes de correlação ( $R^2$ ) para as taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min são apresentadas na Tabela 11:

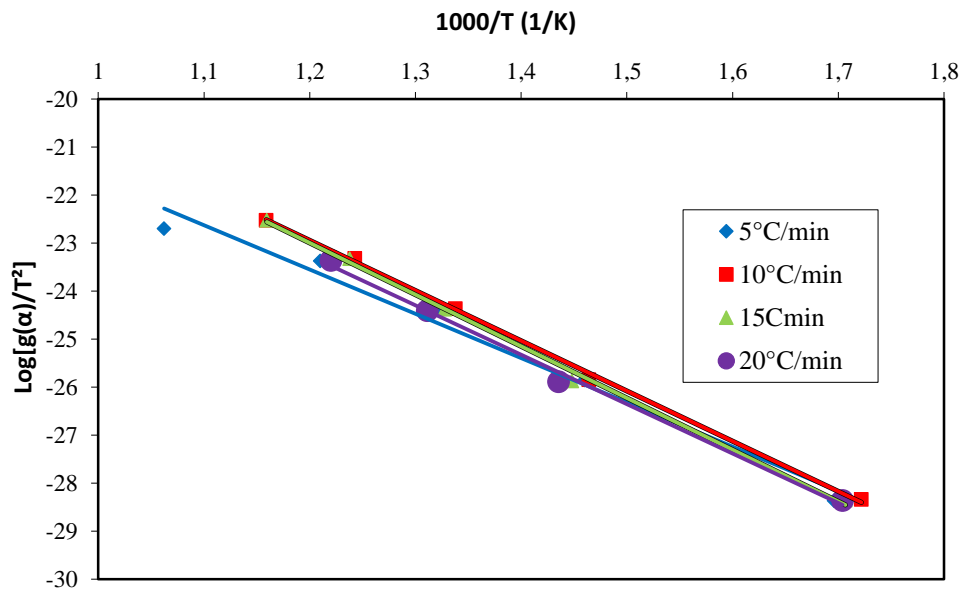
Tabela 11 - Energias de ativação para as taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min

Mecanismo	5 °C/min		10 °C/min		15 °C/min		20 °C/min	
	E (kJ/min)	$R^2$	E (kJ/min)	$R^2$	E (kJ/min)	$R^2$	E (kJ/min)	$R^2$
A2	32,16	0,97	37,64	0,99	38,97	0,99	37,40	0,99
A3	54,35	0,98	62,24	0,99	64,24	0,99	61,99	0,99
A4	76,62	0,98	86,84	0,99	89,50	0,99	86,59	0,99
R1	9,47	0,88	12,38	0,99	13,05	0,99	12,22	0,99
R2	-11,63	0,99	-10,97	0,99	-11,05	0,99	-11,14	0,99
R3	-11,80	0,99	-11,22	0,99	-11,22	0,99	-11,38	0,99
D1	9,97	0,89	12,96	0,99	13,63	0,99	12,80	0,99
D2	-11,05	0,99	-10,39	0,99	-10,39	0,99	-10,47	0,99
D3	-12,05	0,99	-11,47	0,99	-11,55	0,99	-11,63	0,99
D4	31,08	0,96	36,40	0,99	37,73	0,99	36,23	0,99
F1	31,41	0,97	36,73	0,99	38,14	0,99	36,65	0,99
F2	-8,39	0,98	-7,40	0,99	-7,40	0,99	-7,56	0,99
F3	9,39	0,88	12,38	0,99	13,05	0,99	12,22	0,99

Para determinar qual dos mecanismos listados na Tabela 11 se ajustou melhor ao processo de decomposição térmica do pultrudado, a verificação da adequação dos pontos experimentais à equação de uma reta foi realizada pela comparação dos coeficientes de correlação listados. Além disso, os valores de energia de ativação foram comparados com os valores encontrados a partir do método de F-W-O. Desse modo, o mecanismo A4 (Nucleação

e crescimento (Equação de Avrami 3)) se ajusta melhor ao processo de decomposição do material. O ajuste matemático para o mecanismo citado é apresentado na Figura 28.

Figura 28 - Equacionamento A4 ajustado ao método de Coats-Redfern nas taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min



A Figura 29 e a Figura 30 mostram as curvas de análise termogravimétrica e suas derivadas de primeira ordem para o pultrudado em atmosfera de ar sintético nas taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min:

Figura 29 - Curvas de TGA do pultrudado em atmosfera de ar sintético nas taxas de aquecimento de: 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min

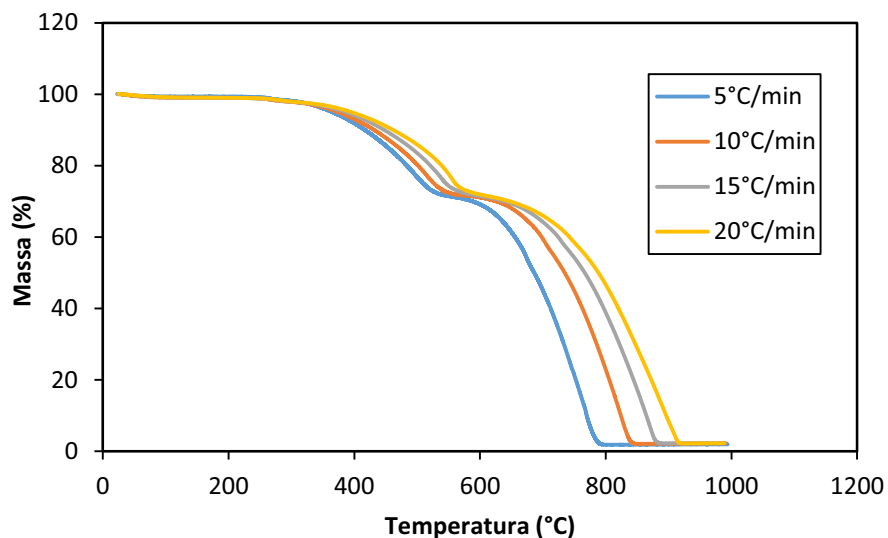
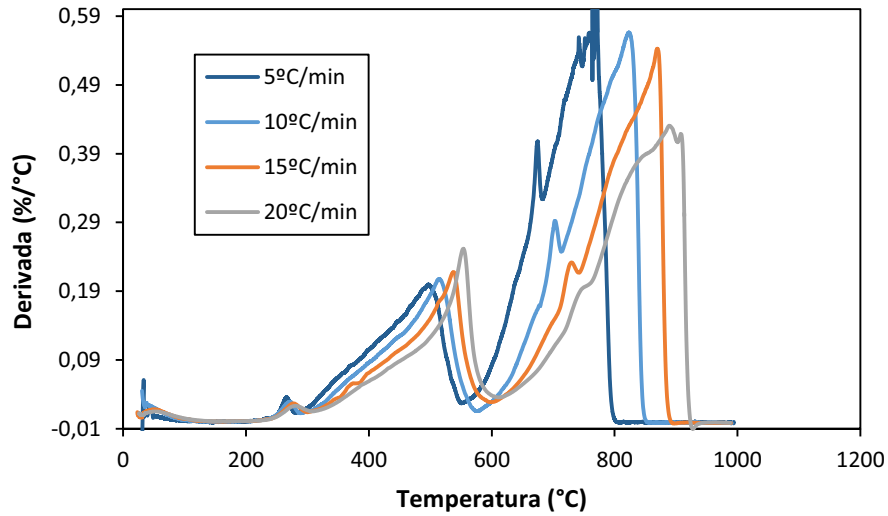
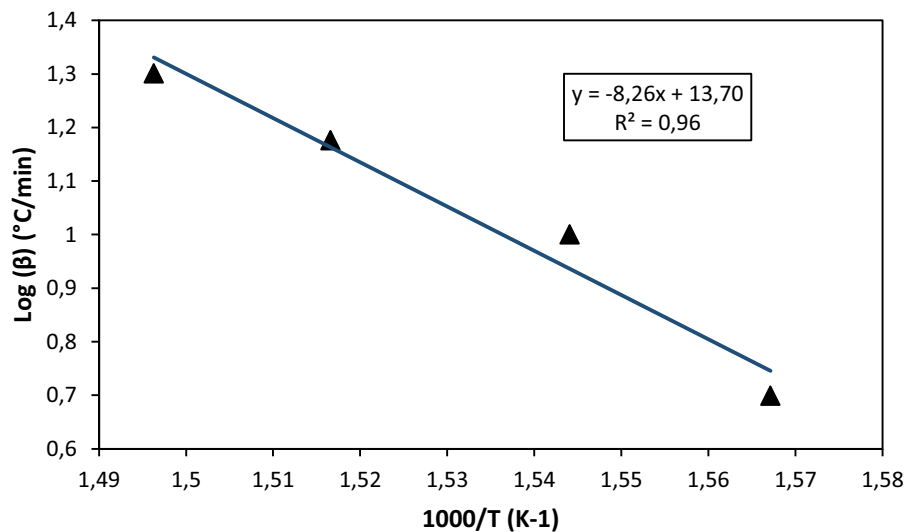


Figura 30 - Derivada das curvas de TGA para as taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min



A partir da Equação 14, o gráfico de  $\ln(\beta)$  em função de  $1000/T$  foi plotado para a taxa de conversão de 5%, sendo este apresentado na Figura 31. Os pontos experimentais apresentaram um ajuste à equação de reta inferior ao observado na atmosfera de nitrogênio ( $R^2 \geq 0,96$ ), o que pode ser explicado pela decomposição em atmosfera de ar sintético ocorrer de forma mais complexa envolvendo reações oxidativas, o que dificulta o ajuste pelo método de F-W-O. Os coeficientes angulares da reta obtida na Figura 31 podem ser correlacionados ao item  $0,457 E_a/R$  da Equação 14. Assim, o valor da energia de ativação obtido para a taxa de conversão de 5% foi de 152 kJ/mol.

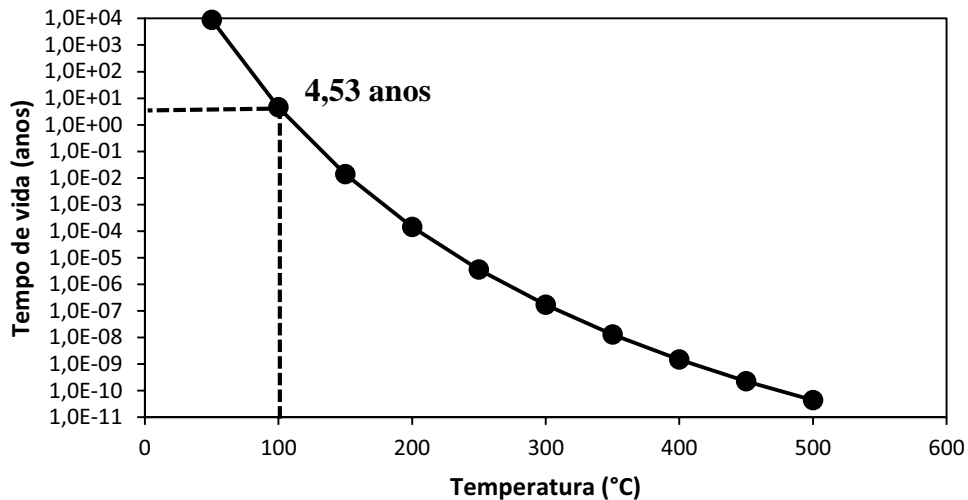
Figura 31 - Gráfico de  $\log \beta$  em função de  $1000/T$  e ajuste matemático pelo método dos mínimos quadrados realizado para a taxa de conversão de 5%



A partir da energia de ativação obtida para a taxa de conversão de 5%, o cálculo do tempo de vida do material em relação a diferentes temperaturas foi realizado utilizando a

Equação 14, sendo este apresentado na Figura 32. Pode-se observar que a estabilidade térmica do material é significativamente comprometida em atmosfera contendo oxigênio, o que reforça a necessidade de recobrimentos para evitar reações oxidativas. O tempo necessário para o material se decompor em 5% é de 4,53 anos, quando exposto à temperatura de 100 °C.

Figura 32 - Tempo de vida em função temperatura necessária para o pultrudado se decompor em 5%



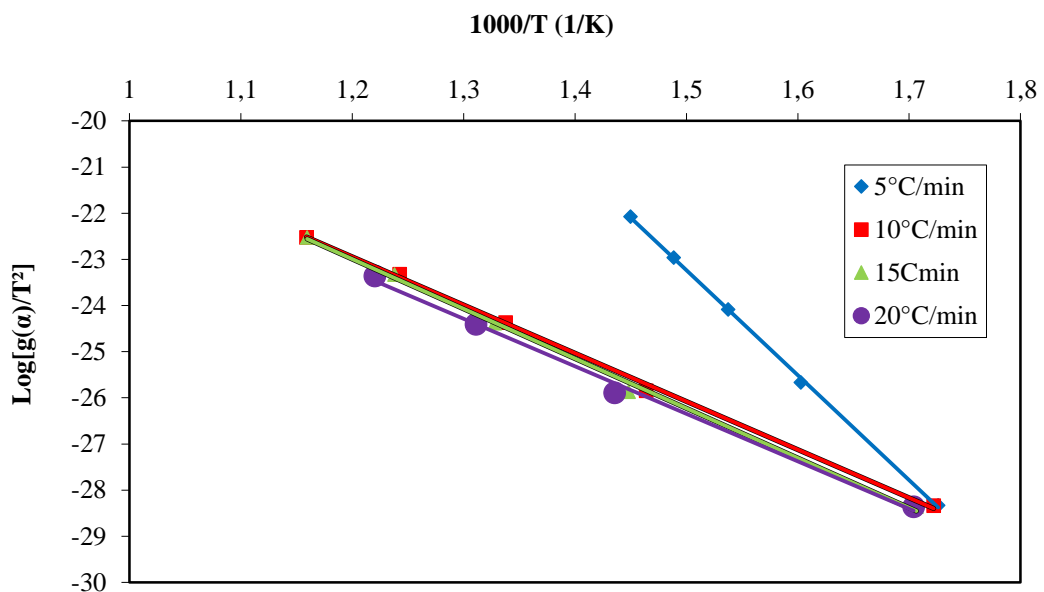
Utilizando as expressões algébricas listadas na Tabela 6, a adequação do processo de decomposição térmica do material a cada um dos processos do estado sólido foi verificada. Desse modo, as energias de ativação ( $E$ ) e os coeficientes de correlação ( $R^2$ ) para as taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min são apresentadas na Tabela 12.

Para determinar qual dos mecanismos listados na Tabela 12 melhor se ajustou ao processo de decomposição térmica do pultrudado, a verificação da adequação dos pontos experimentais à equação de uma reta foi realizada pela comparação dos coeficientes de correlação listados. Além disso, os valores de energia de ativação foram comparados com os valores encontrados a partir do método de F-W-O. Assim, o mecanismo A4 (Nucleação e crescimento (Equação de Avrami 3)) é mais adequado ao processo de decomposição do material, como também observado no processo de decomposição em atmosfera de nitrogênio. O ajuste matemático para o mecanismo citado é apresentado na Figura 33.

Tabela 12 - Energias de ativação para as taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min

Mecanismo	5 °C/min		10 °C/min		15 °C/min		20 °C/min	
	E (kJ/min)	R <sup>2</sup>	E (kJ/min)	R <sup>2</sup>	E (kJ/min)	R <sup>2</sup>	E (kJ/min)	R <sup>2</sup>
A2	89,33	0,99	64,82	0,98	60,41	0,98	54,43	0,92
A3	139,19	0,99	102,46	0,98	95,98	0,98	87,01	0,93
A4	189,05	0,99	140,07	0,98	131,46	0,98	119,50	0,93
R1	38,14	0,99	26,26	0,97	24,10	0,97	21,11	0,89
R2	-9,22	0,99	-11,97	0,99	-9,72	0,99	-9,97	0,99
R3	-9,64	0,99	-9,81	0,97	-9,97	0,99	-10,22	0,99
D1	39,39	0,99	27,26	0,99	24,93	0,97	21,86	0,89
D2	-7,98	0,99	-8,56	0,99	-8,81	0,99	-9,14	0,99
D3	-10,22	0,99	-10,14	0,98	-10,30	0,99	-10,55	0,99
D4	86,84	0,99	62,99	0,98	58,75	0,98	52,85	0,92
F1	87,67	0,99	63,65	0,98	59,33	0,98	53,35	0,92
F2	-1,99	0,97	-3,99	0,96	4,49	0,97	-5,24	0,93
F3	38,23	0,99	26,26	0,97	24,10	0,96	21,11	0,89

Figura 33 - Equacionamento A4 ajustado ao método de Coats-Redfern nas taxas de aquecimento de 5 °C/min, 10 °C/min, 15 °C/min e 20 °C/min

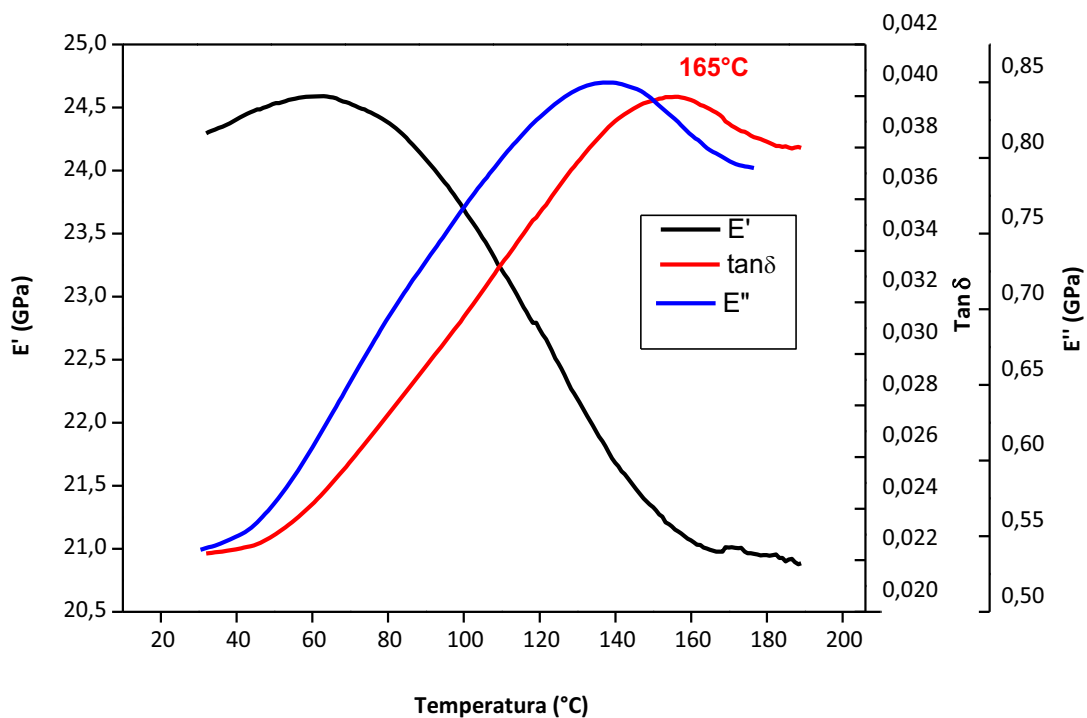


#### 4.4 Análise dinâmico-mecânica

Com o objetivo de avaliar as propriedades viscoelásticas do compósito pultrudado e verificar a sua temperatura de transição vítrea, uma varredura de análise dinâmico-mecânica foi realizada com taxa de aquecimento de 5 °C/min e frequência de 1 Hz, de 30 °C a 200 °C. Pode-se observar, na Figura 34, as curvas do módulo de armazenamento ( $E'$ ), módulo de perda ( $E''$ ) e  $\tan\delta$  (razão entre o módulo de perda e o módulo de armazenamento). Além disso, verifica-se que a temperatura de transição vítrea do material, obtida pelo pico máximo na curva  $\tan\delta$ , é de aproximadamente 165 °C. Uma vez que a determinação da  $T_g$  a partir da

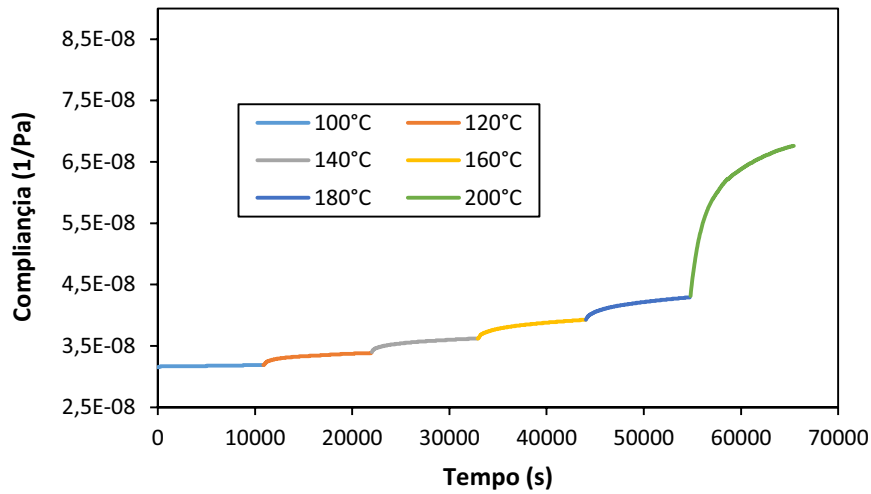
curva  $\tan\delta$  é menos conservadora do que a sua determinação por meio da curva de  $E'$ , convém avaliar o comportamento do material a partir desta curva: há uma diminuição do módulo de armazenamento do material até a temperatura de 120 °C (22,5GPa). Por outro lado, nessa temperatura, o material ainda retém fração considerável de suas propriedades elásticas. Considerando-se que é esperado para cabos de transmissão de energia temperaturas próximas de 120 °C, quando a demanda por energia é máxima, a aplicação desse material como núcleo de cabos de transmissão seria favorável. Por outro lado, com a demanda crescente por energia elétrica, as correntes e, conseqüentemente, as temperaturas de serviço dos cabos de transmissão têm aumentado, sendo, então, recomendável que resinas com a maior temperatura de transição vítrea possível sejam utilizadas.

Figura 34 - Curva de DMA do compósito pultrudado com taxa de aquecimento de 5 °C/min



Para avaliar o desempenho em campo do cabo com relação à fluência do material ao longo do tempo, um estudo cinético de fluência foi realizado pelo princípio de superposição tempo-temperatura. Para essa avaliação, foram utilizados ensaios de fluência com aplicação de carga constante de 32 MPa em flexão por DMA por três horas em diferentes isothermas, com as deformações no pultrudado sendo medidas ao longo do tempo para obtenção da curva de compliância do material. Os ensaios foram realizados nas temperaturas de 100 °C, 120 °C, 140 °C, 160 °C, 180 °C e 200 °C e os dados brutos de compliância em relação ao tempo de ensaio são apresentados na Figura 35.

Figura 35 - Curva de fluência por DMA da amostra de pultrudado nas temperaturas de 100 °C, 120 °C, 140 °C, 160 °C, 180 °C e 200 °C



De acordo com o princípio de superposição tempo-temperatura, cada curva de fluência foi deslocada utilizando-se um fator de forma apropriado,  $\log a_T$ , que é dado pela Equação 19:

$$\log a_T = \log \frac{t}{t_r} \quad (19)$$

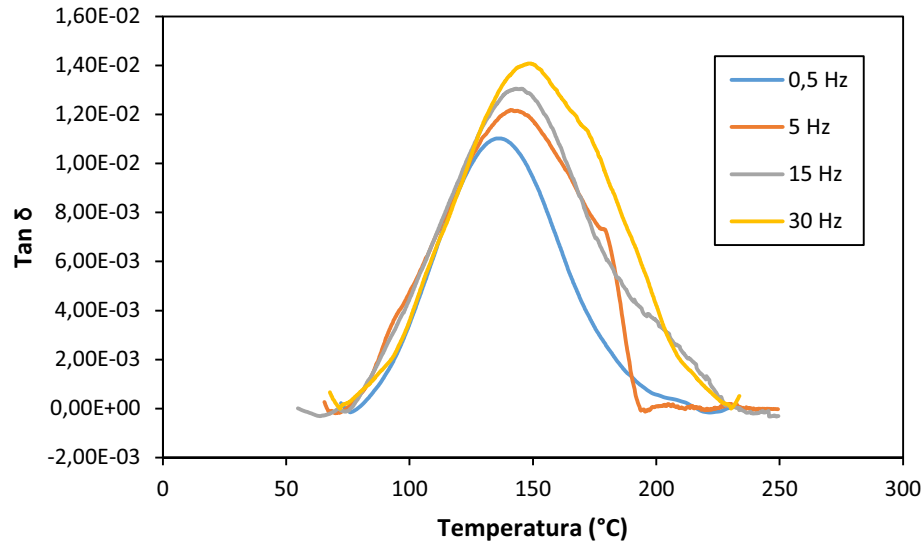
em que  $t$  é o tempo de ensaio e  $t_r$  é o tempo reduzido. O tempo reduzido é o tempo expandido na escala de tempo para a curva mestre de fluência a uma temperatura de referência isotérmica. O tempo reduzido, na escala de log, é dado pela Equação 20:

$$\log t_r = \log t - \log a_T \quad (20)$$

A curva de compliância para uma temperatura de referência é deixada sem ajuste ( $\log a_T$  é zero), enquanto que as curvas de compliância para as outras temperaturas são deslocadas em uma escala logarítmica por um fator de forma. Para temperaturas maiores que  $T_{ref}$ , a curva é deslocada para a direita ( $\log a_T$  é negativo) e, para temperaturas menores que a temperatura de referência, a curva é deslocada para a esquerda ( $\log a_T$  é positivo). Os fatores de forma podem ser escolhidos a partir da energia de ativação da relaxação da transição vítrea do material, que é calculada a partir da dependência da frequência nas medidas de  $T_g$  do material com a utilização de varreduras dinâmicas. Desse modo, varreduras dinâmicas foram realizadas nas faixas de frequência de 0,5 Hz, 5 Hz, 10 Hz e 30 Hz com taxa de aquecimento de 5 °C/min. A Figura 36 mostra as curvas de  $\tan \delta$  obtidas e a dependência da frequência em relação a  $T_g$  do material. A energia de ativação é calculada a partir do coeficiente angular da curva de  $\ln(f)$  em função de  $1/T_g$ , que é dada pela Equação 21:

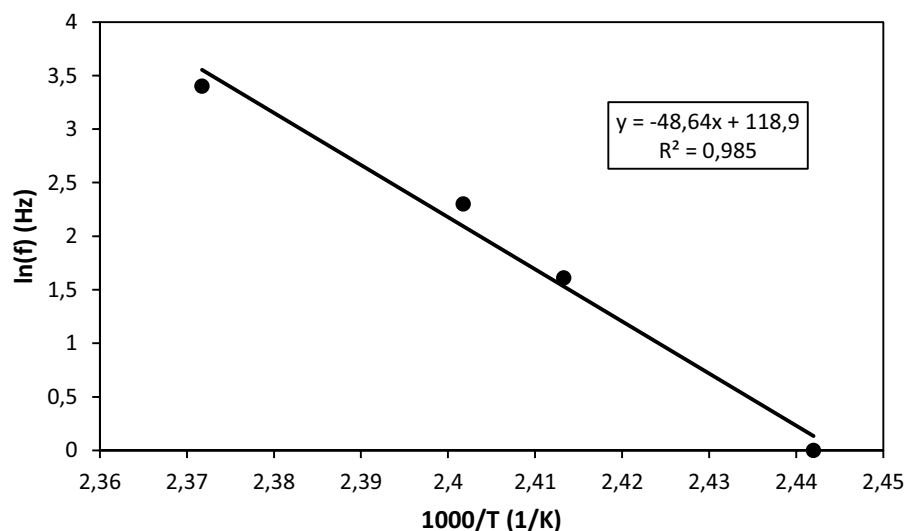
$$\Delta H = -R \frac{d(\ln(f))}{d\left(\frac{1}{Tg}\right)} \quad (21)$$

Figura 36 - Curvas de  $\tan\delta$  do pultrudado para as frequências 0,5 Hz, 5Hz, 10 Hz, 15 Hz e 30 Hz



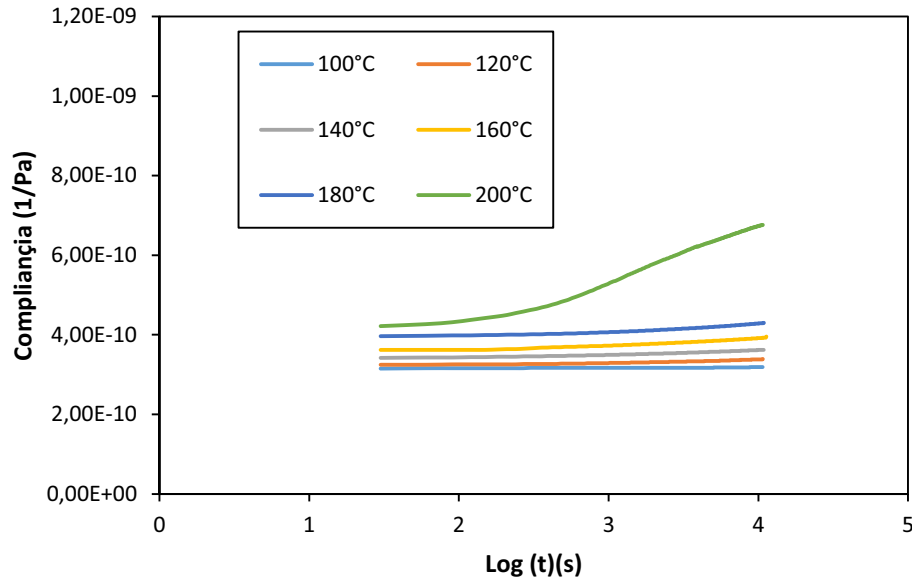
A curva de  $\ln(f)$  em função de  $1000/T$  e o ajuste linear pelo método dos mínimos quadrados são apresentados na Figura 37.

Figura 37 - Curva de  $\ln(f)$  em função de  $1000/T$  com ajuste linear dos pontos experimentais.



A energia de ativação da relaxação de transição vítrea é muito útil para estimar os fatores de forma para a superposição tempo-temperatura sem a necessidade de construção de curvas mestras completas. Além disso, a compliância da matriz polimérica pode ser estimada para o fim da sua vida útil (exemplo 50 anos) com apenas um ensaio. A Figura 38 mostra a compliância em função do  $\log(t)$  sem o deslocamento do tempo com os fatores de forma.

Figura 38 - Dados de compliância não deslocados no eixo do tempo

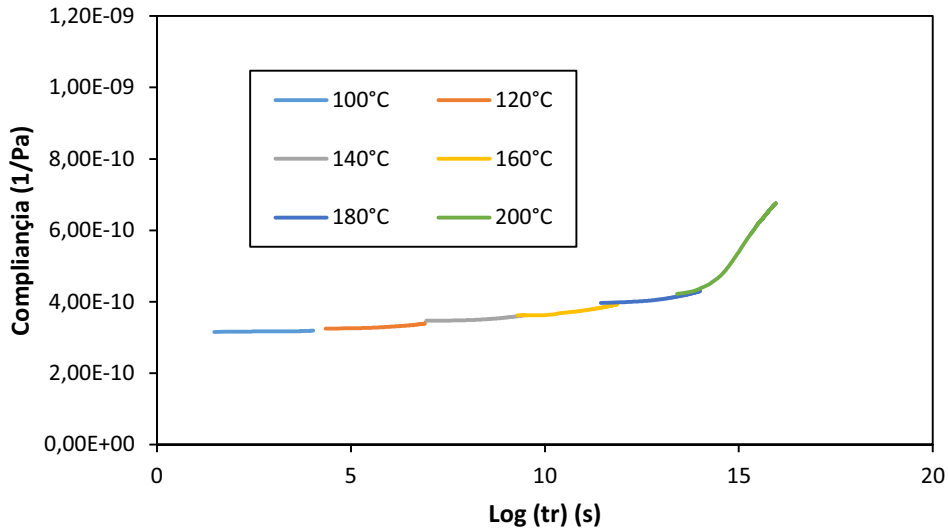


A partir de uma temperatura de referência, obtêm-se o valor de  $\log(a_T)$  por meio da relação apresentada na Equação 22:

$$\log(a_T) = \frac{\Delta H}{R} \left( \frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}} \right) \log(e) \quad (22)$$

em que  $T_{ref}$  é a temperatura de referência,  $T$  é a temperatura na qual o ensaio foi conduzido,  $\Delta H$  é a energia de ativação e  $R$  é a constante dos gases. A partir dessa relação, os tempos reduzidos foram calculados para a temperatura de referência de 100 °C e a Figura 39 mostra a compliância em função do  $\log(tr)$ . A partir da curva obtida, pôde-se verificar que a compliância encontrada após 50 anos (tempo de vida estimado do material) foi de  $3,57 \times 10^{-10}$  Pa<sup>-1</sup>. Comparando-se esse valor com a compliância original na temperatura de referência de 100 °C ( $3,17 \times 10^{-10}$  Pa<sup>-1</sup>), pode-se obter a porcentagem da tensão de ruptura necessária para ocasionar falha do material. Portanto, o nível de tensão necessário para ocasionar falha do material após 50 anos é de 89% da tensão de ruptura.

Figura 39 - Curva de compliância com temperatura de referência de 100 °C



#### 4.5 Ensaio de tração

A Figura 40 mostra uma curva típica obtida de um ensaio de tensão x deformação realizado nos pultrudados. Pode-se observar um comportamento predominantemente elástico do material até a ruptura. Para determinação do módulo de elasticidade, a curva tensão x deformação foi plotada até a metade da tensão de ruptura do material, de forma que o módulo fosse obtido a partir de uma regressão linear dessa região, conforme descrito na ASTM 3039 (ASTM D3039, 2008). O coeficiente de Poisson foi determinado na mesma região do módulo de elasticidade, a partir da regressão linear da curva de deformação transversal x longitudinal. A Figura 41 mostra a região da curva tensão x deformação utilizada para o cálculo do módulo de elasticidade, e a Figura 42 mostra uma curva típica de deformação transversal x longitudinal para determinação do coeficiente de Poisson.

Figura 40 - Gráfico de tensão x deformação do pultrudado no estado como recebido

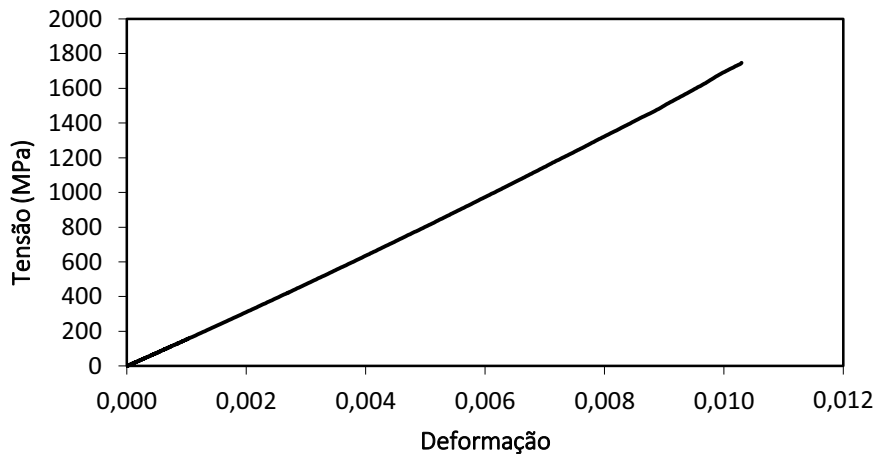


Figura 41 - Região elástica da curva tensão x deformação do pultrudado no estado como recebido

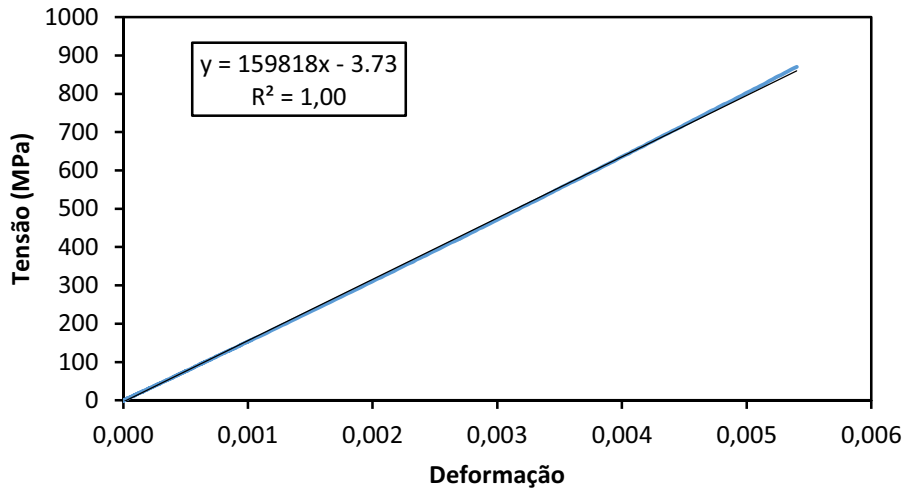
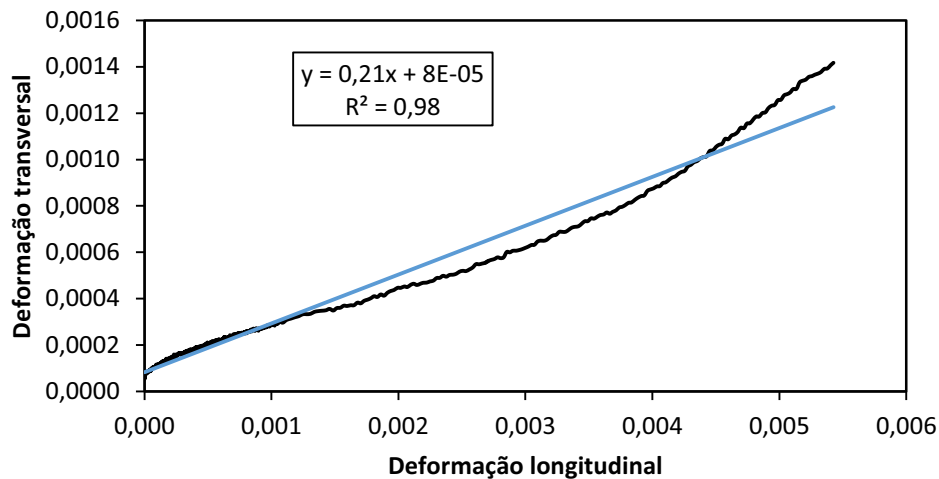


Figura 42 - Poisson do pultrudado no estado como recebido



A partir dos gráficos na sequência apresentada, os dados de tensão de ruptura, módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson foram calculados. Os valores obtidos estão apresentados na Tabela 13. Pode-se observar que há uma dispersão elevada dos resultados, principalmente da tensão de ruptura do material. Isso pode ser explicado pela heterogeneidade do material, que apresenta poros na matriz polimérica, provenientes da elevada velocidade de cura do material (Figura 57). Esses poros atuam como concentradores de tensão comprometendo as propriedades mecânicas do compósito final. Desse modo, é necessária uma otimização do processo de cura e/ou uso de aditivos para evitar concentradores de tensão no pultrudado final. Por outro lado, os resultados do desempenho mecânico foram favoráveis para a aplicação desse material como núcleo de cabos de transmissão de energia elétrica. A especificação de tensão de ruptura do aço tradicionalmente utilizado em cabos de transmissão é de 1450 MPa (Anexo I), de forma que todas as amostras analisadas tiveram resistência à

tração superior à especificada. Além disso, o módulo de elasticidade do aço é de cerca de 210 GPa, superior ao valor obtido para os pultrudados (161 GPa). Por outro lado, o objetivo primário da substituição dos aços tradicionais por núcleos compósitos é a possibilidade de redução significativa de peso e flecha no cabo de transmissão. Assim, uma comparação do módulo de elasticidade específico (módulo de elasticidade dividido pela massa específica do material) é mais adequada. O módulo específico do aço é de cerca de  $26,3 \text{ m}^2/\text{s}^2$  (The Engineering Toolbox, 2014), enquanto que o módulo específico do pultrudado utilizado é de  $102,3 \text{ m}^2/\text{s}^2$ , o que dá uma vantagem significativa na substituição do aço pelo compósito pultrudado.

Tabela 13 - Tabela de resultados de tensão de ruptura, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson das amostras do pultrudado no estado como recebido

<b>Amostra</b>	<b>Módulo de elasticidade (GPa)</b>	<b>Tensão de ruptura (MPa)</b>	<b>Coefficiente de Poisson</b>
<b>01</b>	1560	1769	0,2
<b>02</b>	167	1477	0,2
<b>03</b>	160	1722	0,2
<b>04</b>	156	1576	0,2
<b>Média</b>	161	1636	0,2
<b>Desvio padrão</b>	5	134	0,0
<b>Intervalo de 95% de confiança</b>	7	214	0,0

Após a avaliação do desempenho mecânico do material no estado como recebido, os ensaios de tração foram realizados nas amostras de pultrudados que foram submetidos aos envelhecimentos térmico, por radiação UV e em água por 2.000 horas, com o objetivo de avaliar comparativamente as propriedades após envelhecimento acelerado. As Tabelas 14 a 16 mostram os resultados de tensão máxima e módulo de elasticidade obtidos nos ensaios dos pultrudados submetidos a envelhecimentos térmico, por radiação UV e em água, respectivamente.

Tabela 14 - Resultados de tensão de ruptura e módulo de elasticidade das amostras do pultrudado envelhecido termicamente

<b>Amostra</b>	<b>Módulo de elasticidade (GPa)</b>	<b>Tensão de ruptura (MPa)</b>
<b>01</b>	159	1927
<b>02</b>	165	2050
<b>03</b>	171	1950
<b>04</b>	161	1712
<b>Média</b>	164	1910
<b>Desvio padrão</b>	5	142
<b>Intervalo de 95% de confiança</b>	8	227

Tabela 15 - Resultados de tensão de ruptura e módulo de elasticidade das amostras do pultrudado envelhecido em radiação UV

<b>Amostra</b>	<b>Módulo de elasticidade (GPa)</b>	<b>Tensão de ruptura (MPa)</b>
<b>01</b>	171	2373
<b>02</b>	171	2137
<b>03</b>	177	2109
<b>04</b>	173	2157
<b>Média</b>	173	2194
<b>Desvio padrão</b>	3	121
<b>Intervalo de 95% de confiança</b>	5	192

Tabela 16 - Resultados de tensão de ruptura e módulo de elasticidade das amostras do pultrudado envelhecido em água

<b>Amostra</b>	<b>Módulo de elasticidade (GPa)</b>	<b>Tensão de ruptura (MPa)</b>
<b>01</b>	163	1769
<b>02</b>	156	1620
<b>03</b>	160	1871
<b>04</b>	161	1685
<b>Média</b>	160	1736
<b>Desvio padrão</b>	3	108
<b>Intervalo de 95% de confiança</b>	5	173

Para uma análise comparativa do desempenho mecânico do material antes e depois dos envelhecimentos acelerados, a análise de variância ANOVA foi realizada com um intervalo de confiança de 95% e os resultados são apresentados na Tabela 17 e na Tabela 18 para o módulo de elasticidade e tensão de ruptura, respectivamente. Os resultados mostram que o envelhecimento em radiação UV ocasionou aumento estatisticamente significativo do módulo de elasticidade e tensão de ruptura do material. Já o envelhecimento térmico ocasionou aumento estatisticamente significativo da tensão de ruptura do material. Por outro lado, o envelhecimento em água não ocasionou mudanças significativas de propriedades do material.

Tabela 17 - Análise de variância ANOVA com intervalo de 95% de confiança do módulo de elasticidade da amostra no estado como recebido em relação aos envelhecimentos térmico, por radiação UV e em água

<b>Envelhecimento</b>	<b>P calculado</b>	<b>P crítico</b>
<b>Térmico</b>	0,36	0,05
<b>UV</b>	0,00	0,05
<b>Água</b>	0,83	0,05

Tabela 18 - Análise de variância ANOVA com intervalo de 95% de confiança da tensão de ruptura da amostra no estado como recebido em relação aos envelhecimentos térmico, por radiação UV e em água

<b>Envelhecimento</b>	<b>P calculado</b>	<b>P crítico</b>
<b>Térmico</b>	0,03	0,05
<b>UV</b>	0,00	0,05
<b>Água</b>	0,28	0,05

## **4.6 Modelagem por elementos finitos**

### **4.6.1 Núcleo de aço**

A distribuição das tensões equivalentes ao longo do cabo (Von Mises) após a deformação de 1% no cabo é apresentada na Figura 43. A unidade dos resultados é MPa. A vista frontal da cordoalha, bem como a indicação das tensões máxima e mínima após a deformação está apresentada na Figura 44. Pode-se observar que as tensões máxima e mínima no cabo após a deformação são de 1770 MPa e 385 MPa, respectivamente. Isso significa que a simulação indicou valores máximos de tensão que ocasionariam a falha do material. Por outro lado, o método de elementos finitos é baseado na discretização de geometrias complexas em um número finito de elementos simplificados. Mesmo com essa discretização (malha) sendo refinada para uma maior aproximação com o cabo real, a região de interface entre os elementos finitos na região externa (curvilínea) do cabo gera cantos vivos (quinas) que atuam como concentradores de tensão no cabo e induzem valores mais elevados de tensão. Essas regiões não são observadas no cabo real, o que significa que, em um caso real, não serão observadas tensões tão elevadas como a máxima da simulação. Assim, para uma melhor correlação dos resultados com os casos reais, deve-se observar a distribuição de tensões em nós não superficiais. Uma análise desses nós mostra que as tensões nessas regiões são de aproximadamente 1300 MPa, muito próximos à tensão de 1310 MPa estipulada para esse tipo de cabo (Anexo I).

Figura 43 - Distribuição de tensões de Von Mises no cabo de aço

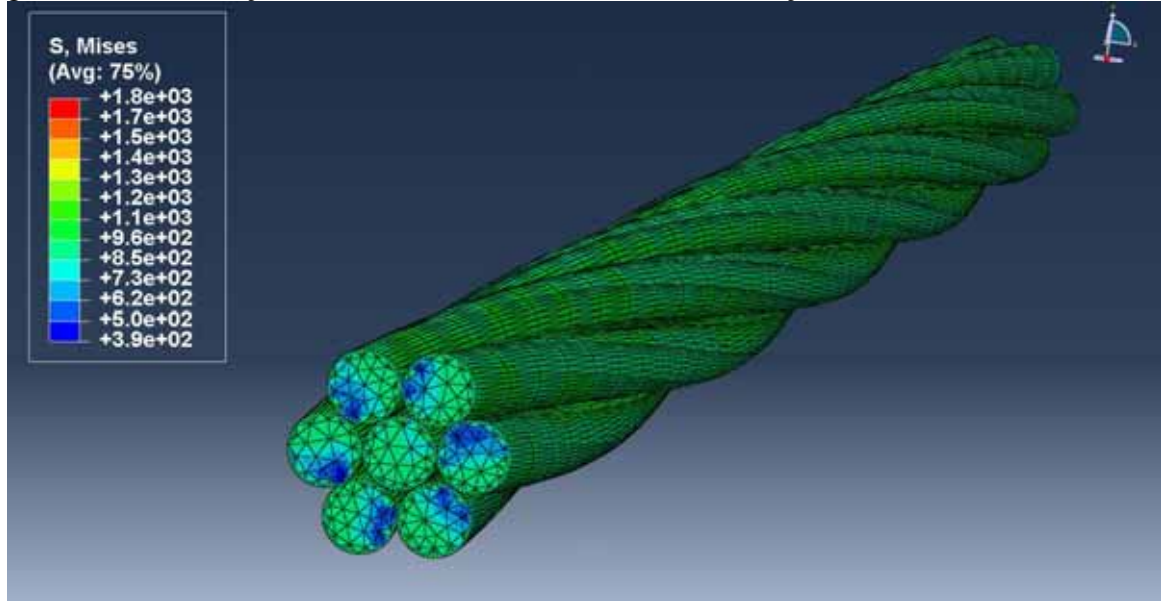
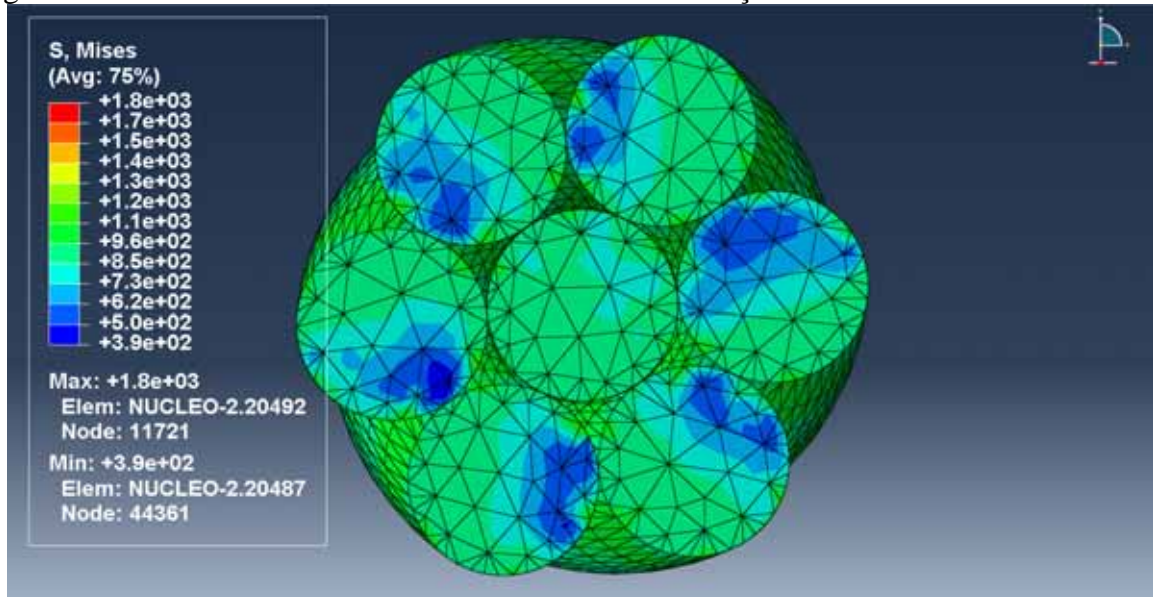


Figura 44 - Vista frontal das tensões Von Mises com indicação dos valores máximo e mínimo



A Figura 45 apresenta o destaque de um elemento externo do cabo e a Figura 46 apresenta a curva tensão x deformação do material obtido em um nó não superficial.

Figura 45 - Ampliação da região com elemento de interesse

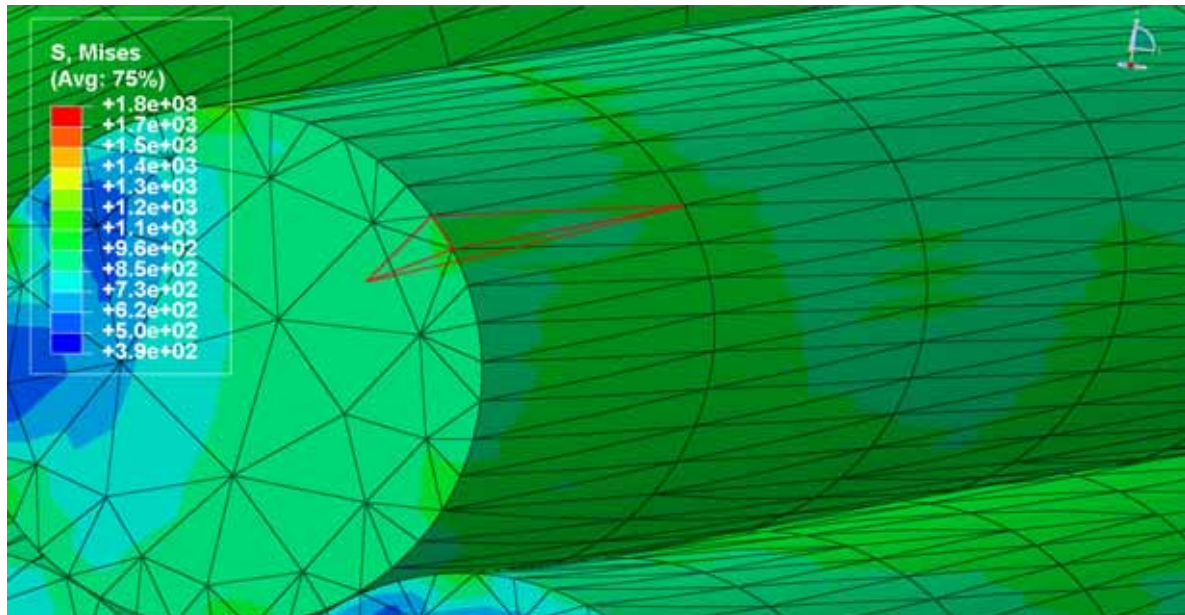
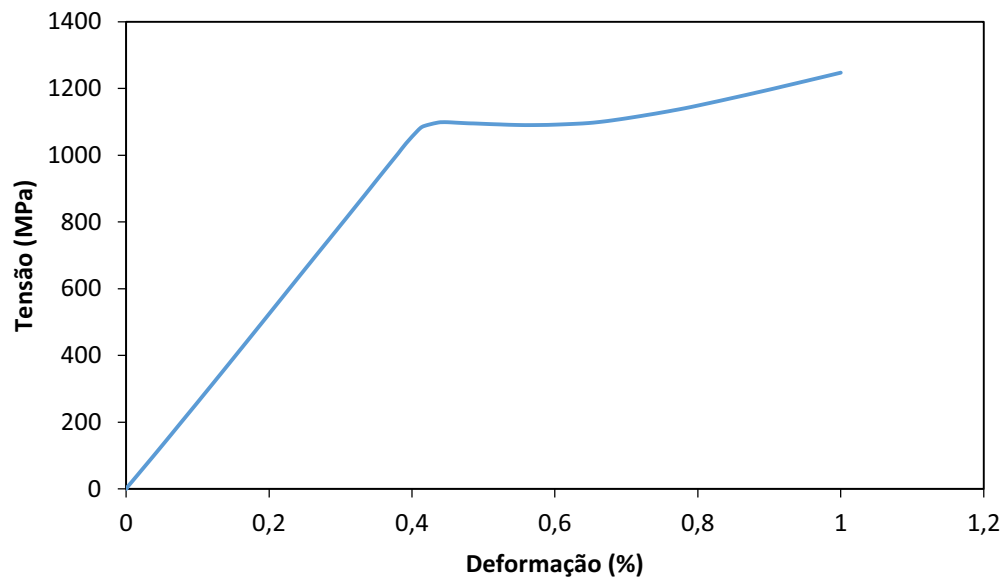


Figura 46 - Curva de tensão x deformação do elemento de interesse obtida em um nó não superficial



#### 4.6.2 Núcleo de material compósito

A distribuição das tensões equivalentes ao longo do cabo (Von Mises) após a deformação de 1% no cabo é apresentada na Figura 47. A vista frontal da cordoalha, bem como a indicação das tensões máxima e mínima após a deformação está apresentada na Figura 48. Pode-se observar que as tensões máxima e mínima no cabo após a deformação são de 2560 MPa e 219 MPa, respectivamente. A tensão de ruptura para os pultrudados no estado como recebido é de, aproximadamente, 1636 MPa. Isso significa que a simulação apresentou valores máximos de tensão que ocasionaria falha no material. Analogamente ao constatado no

caso do cabo de aço, devem-se observar tensões em nós não superficiais para uma melhor correlação com o caso real. Uma análise desses nós mostra que as tensões nessas regiões são de, aproximadamente, 1655 MPa, 1,14% superiores à tensão de ruptura do material. Além disso, o cabo com núcleo em material compósito apresenta um alto módulo de elasticidade, o que ocasiona uma zona de deformações muito baixa a um alto nível de tensão. As tensões mínimas estipuladas para cabos de transmissão em 1% devem ser adaptadas para cabos em material compósito, uma vez que a relação tensão x deformação não é equivalente.

Figura 47 - Distribuição de tensões de Von Mises no cabo de material compósito

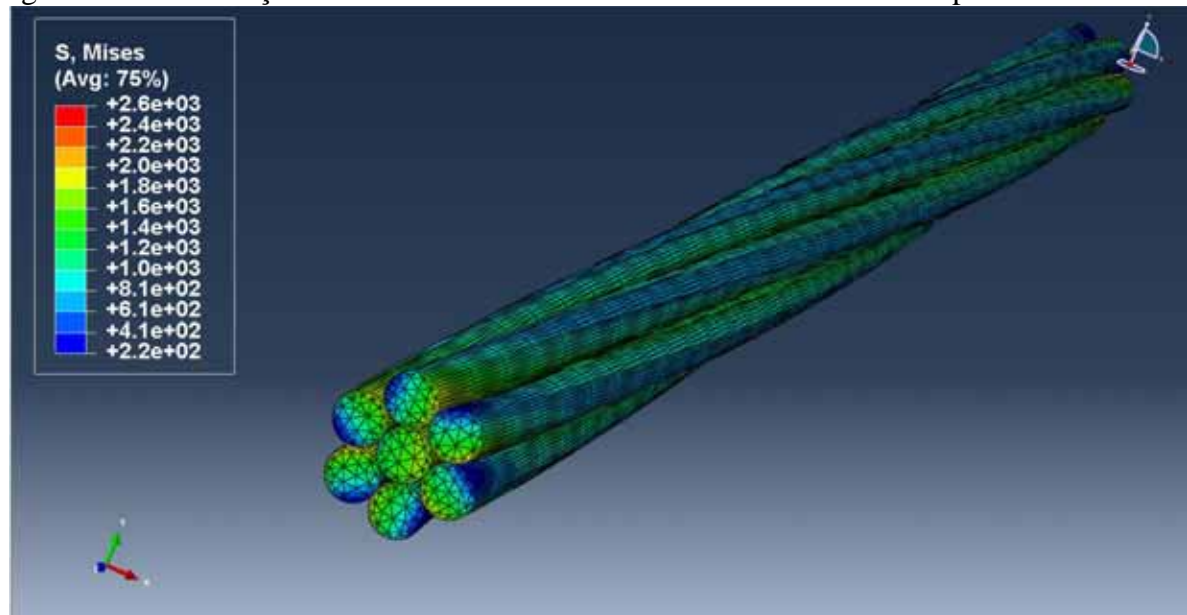
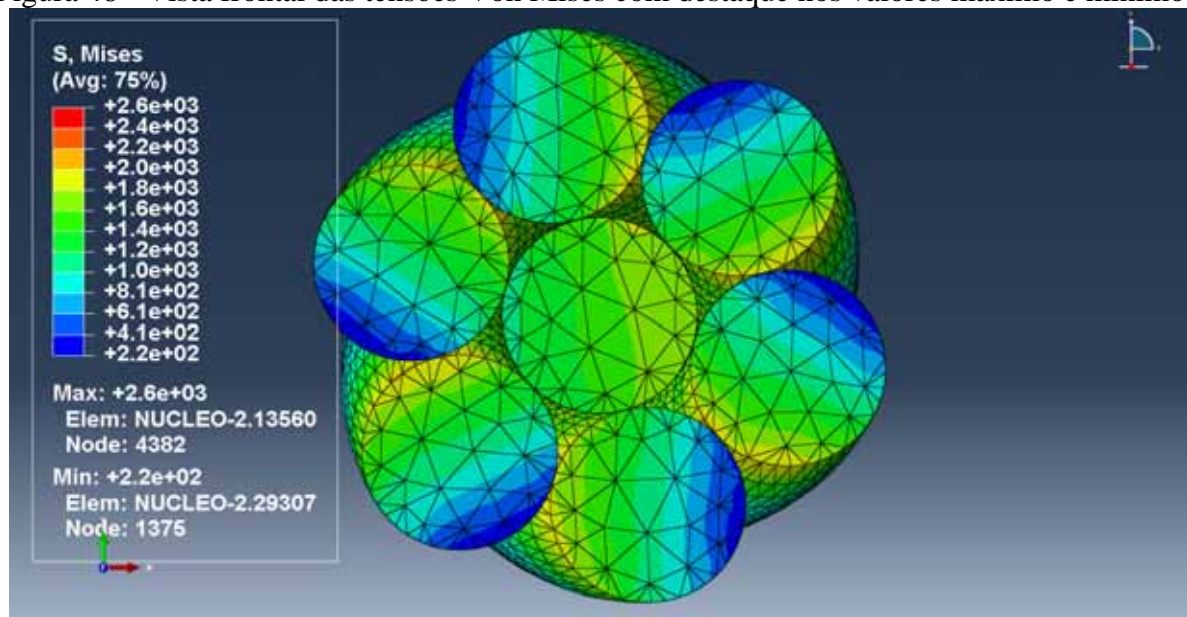


Figura 48 - Vista frontal das tensões Von Mises com destaque nos valores máximo e mínimo



A Figura 49 apresenta o destaque de um elemento externo do cabo e a Figura 50 apresenta a curva tensão x deformação do material obtido em um nó não superficial.

Figura 49 - Ampliação da região com elemento de interesse

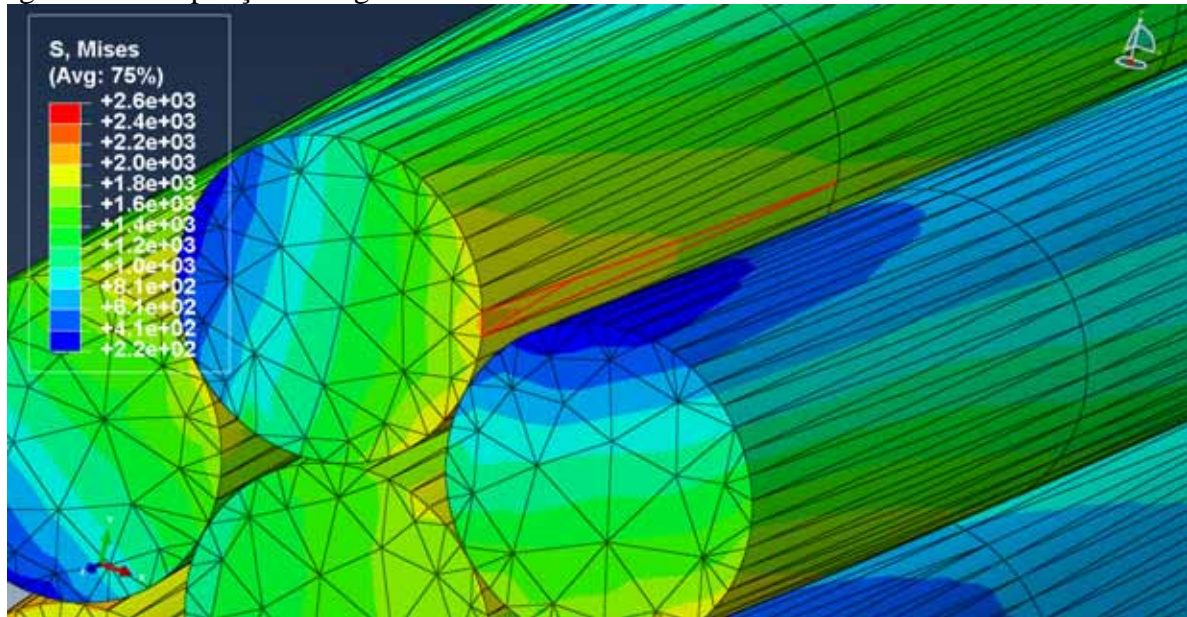
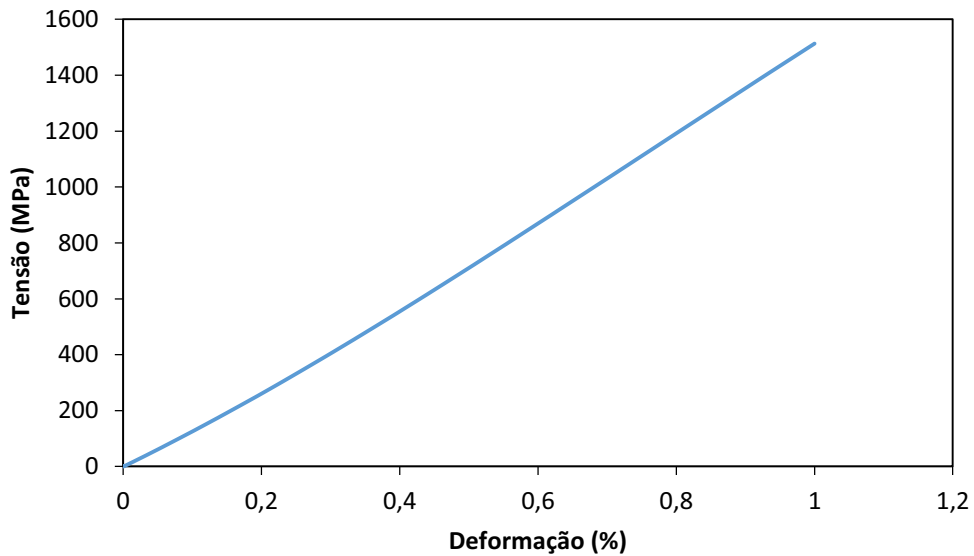


Figura 50 - Curva de tensão x deformação do elemento de interesse obtida em um nó não superficial

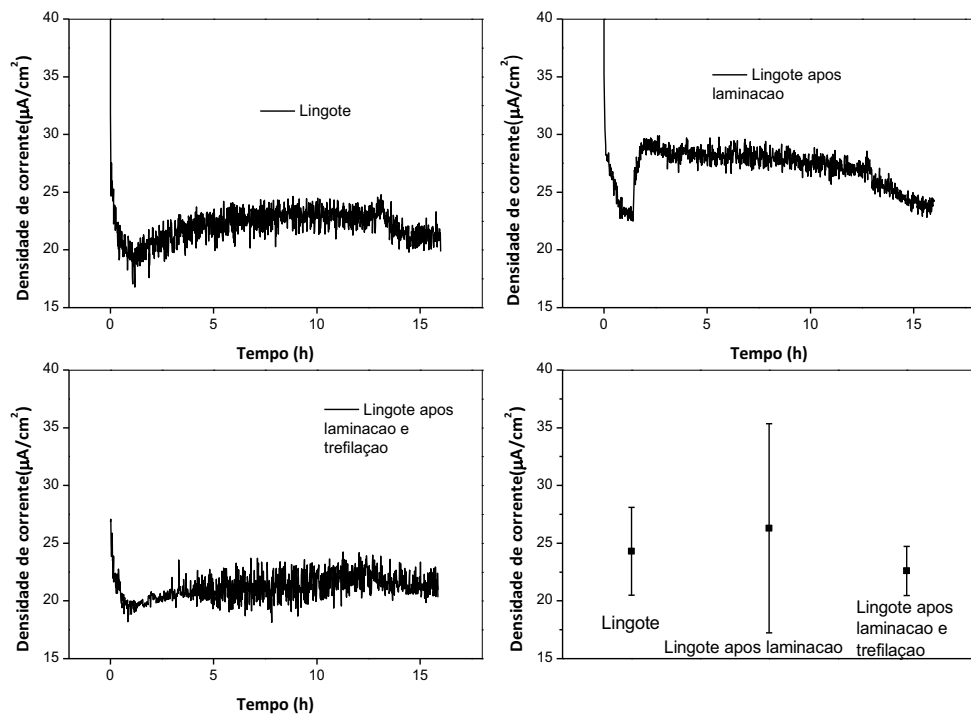


#### 4.7 Ensaios eletroquímicos

A Figura 51 apresenta a massa específica de corrente galvânica entre uma liga de alumínio 1350 e as fibras de carbono. As amostras de alumínio foram analisadas nas condições fundida, fundida seguida por laminação e fundida seguida por laminação e trefilação. Observa-se um comportamento similar das três condições em contato com fibra de carbono indicando que esse sistema é propenso a sofrer corrosão galvânica, visto que a intensidade é de, no mínimo,  $20 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ . Wang e colaboradores (WANG, TAKAO e MATSUBARA, 2007) estudaram a corrosão entre laminados alumínio-fibra de carbono e

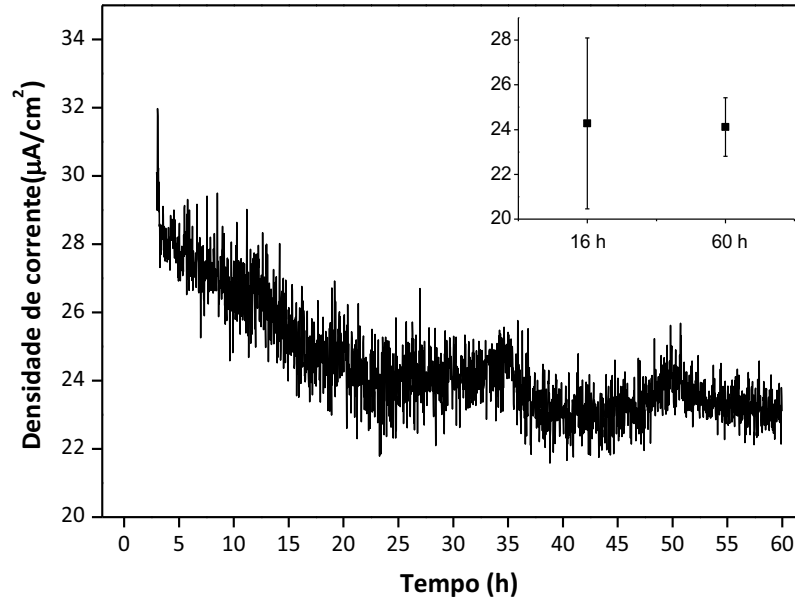
observaram a ocorrência de corrosão galvânica, reportando valores da ordem de  $20 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  entre alumínio 2024-T3 e CFRP. Coleman e colaboradores (COLEMAN, SCOTT e MCENANEY, 1994) também observaram a corrosão galvânica nesse sistema, mas reportando valor de 465 e  $320 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  para alumínio-357/carbono e alumínio-2124/carbono, respectivamente. Os valores médios ficaram entre  $20 - 25 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  nos sistemas estudados. Desse modo, os resultados obtidos neste trabalho estão de acordo com os disponíveis em literatura. O tempo de exposição foi de 16 horas.

Figura 51 - Corrente galvânica entre o lingote de alumínio, lingote após laminação e lingote após laminação e trefilação e a fibra de carbono exposta em solução de 3,5 % de NaCl por 16 horas



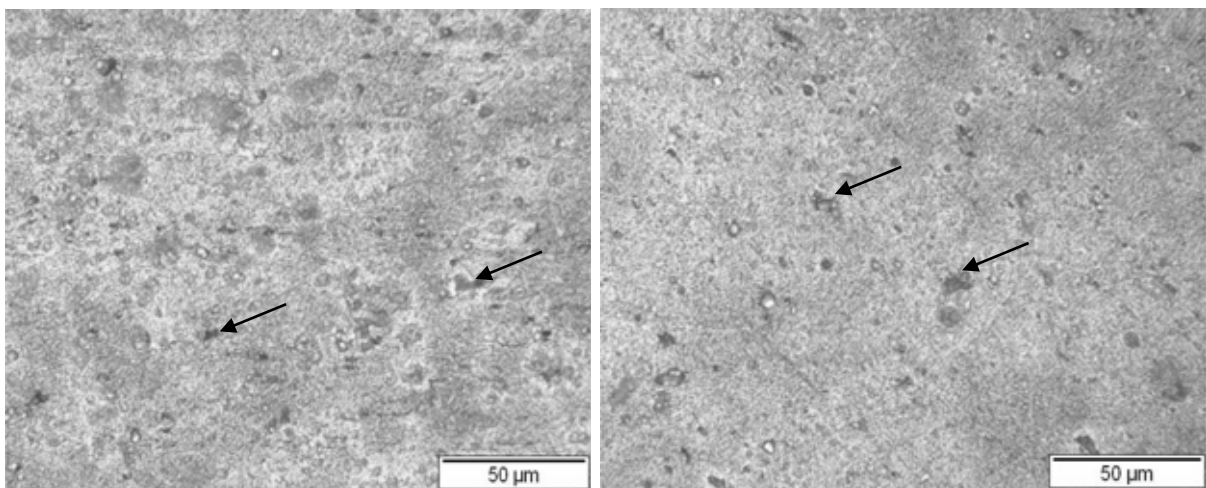
Um novo ensaio para medir a corrente galvânica durante 60 horas foi realizado e a comparação com teste realizado por 16 horas mostra que o sistema atingiu a estabilidade conforme se verifica na Figura 52. O valor da corrente foi em torno de  $25 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ .

Figura 52 - Massa específica de corrente galvânica entre alumínio trefilado e fibra de carbono em solução de 3,5% de NaCl durante 60 horas. No canto superior direito, é mostrada a corrente galvânica para o teste de 16 e 60 horas



A Figura 53 apresenta micrografias mostrando corrosão localizada após ensaio de ZRA entre a liga de alumínio trefilada e a fibra de carbono. Pode-se observar a corrosão por pites indicada por setas corroborando a ocorrência de corrosão galvânica.

Figura 53 - Amostras de alumínio após ensaio de ZRA: (a) 16 horas e (b) 60 horas. Observa-se corrosão por pites indicada por setas



A partir dessa etapa, somente foram utilizadas as amostras trefiladas que são as formas nas quais o material é usado em campo, portanto, denominar-se-á por apenas amostras de alumínio aquelas amostras trefiladas. Ensaio de ZRA entre fios de alumínio e os compósitos são mostrados na Figura 54 e Figura 55.

A amostra de laminado com matriz fenólica apresentou alta corrente galvânica indicando pouca eficácia na proteção contra corrosão. Porém, outros testes em diferentes regiões do laminado indicaram um melhor desempenho desse sistema, o que sugere, portanto, que o processo de fabricação desses cabos pode atingir uma melhor resistência à corrosão galvânica. Conforme se verifica na Figura 56, por meio de análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV), são constatadas fibras de carbono expostas, o que explica a alta corrente galvânica.

Para verificar se o pultrudado de resina fenol formaldeído apresentava superfície com propriedades semelhantes ao do compósito laminado, uma análise de MEV da superfície do pultrudado também foi realizada e é apresentada na Figura 57. Pode-se observar que a superfície do pultrudado também apresenta grande quantidade de poros, embora as fibras de carbono não estejam expostas da mesma forma que o observado no laminado. O compósito com matriz epóxi e revestimento de poliéster exibiu uma resistência à corrosão significativamente melhor. O nível de corrente medido está na escala de ruído do equipamento indicando que o circuito elétrico foi de fato interrompido pelo revestimento utilizado corroborando a não ocorrência de corrosão galvânica.

Figura 54 - Massa específica de corrente galvânica entre fios de alumínio e compósito com matriz de resina fenol formaldeída

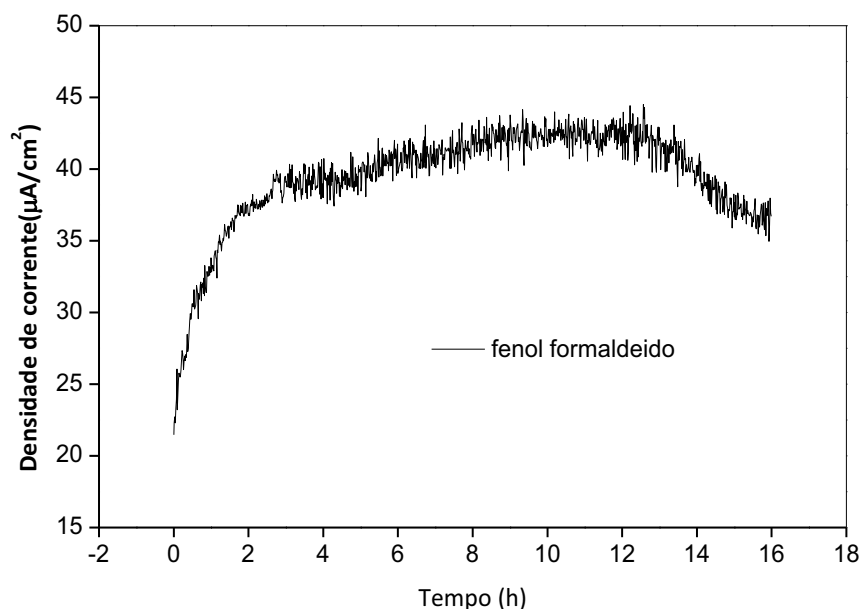


Figura 55 - Massa específica de corrente galvânica entre fios de alumínio e compósito usando como matriz a base de epóxi com recobrimento de poliéster

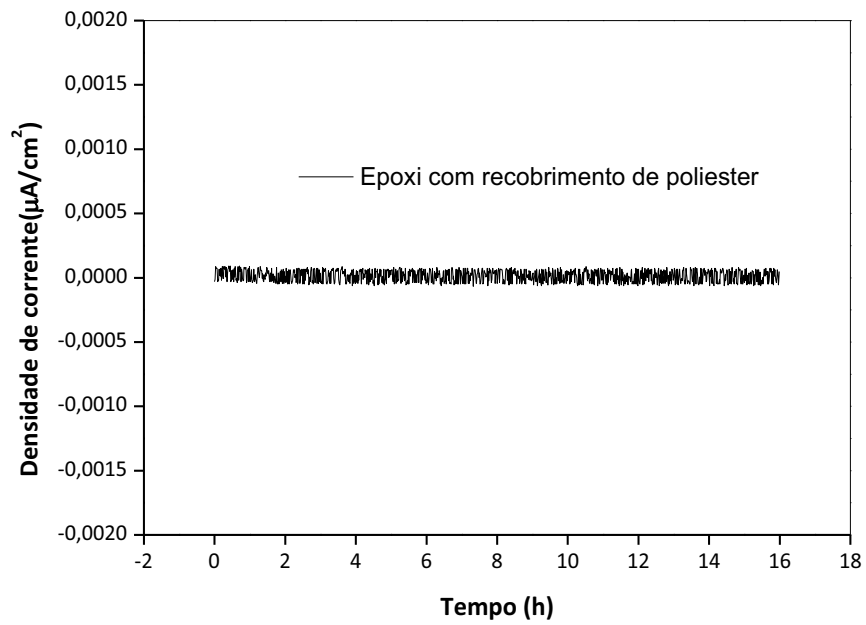


Figura 56 - Fibras de carbono expostas no compósito com matriz fenólica

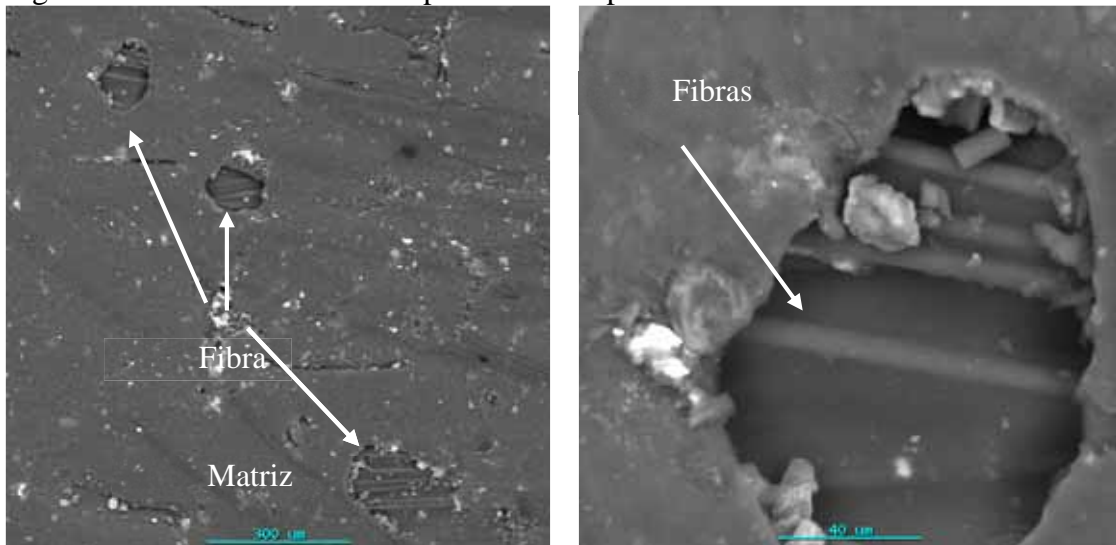
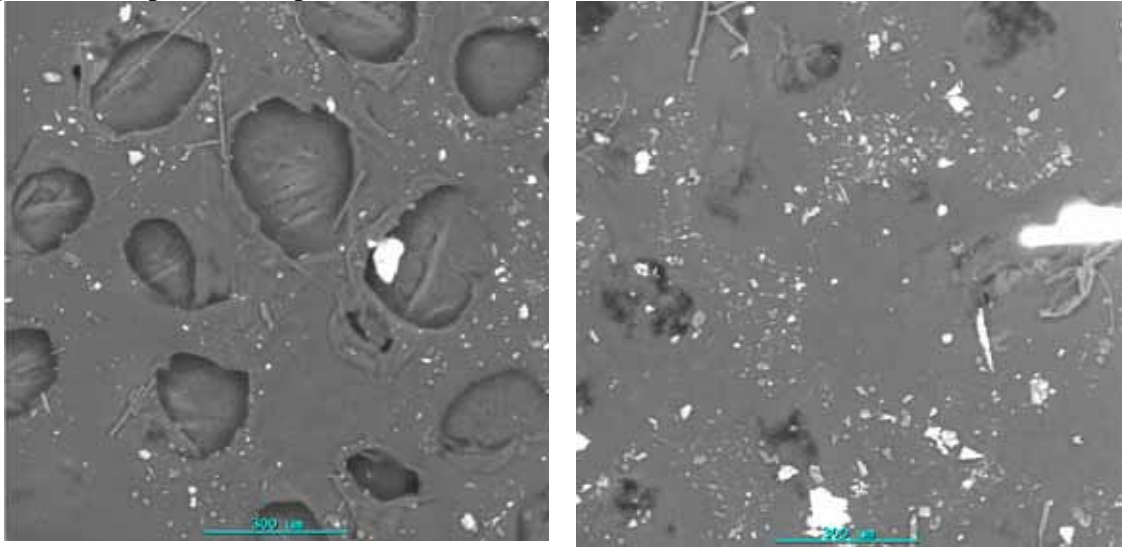


Figura 57 - Superfície do pultrudado com matriz fenólica



## 5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

### 5.1 Conclusões gerais

A avaliação por FT-IR permitiu a identificação da resina fenol formaldeído. Foram verificadas alterações nos espectros das amostras submetidas a envelhecimentos térmico e UV, o que pode caracterizar degradação nas amostras após envelhecimento.

A análise termogravimétrica mostrou que a decomposição térmica do material tem início em 270 °C em atmosfera de nitrogênio. Em atmosfera de ar sintético, a decomposição do material tem início em 255 °C e ocorre de maneira mais complexa do que na atmosfera de nitrogênio.

A cinética de decomposição do material pelo método de F-W-O mostrou que a estabilidade térmica do material é comprometida significativamente em atmosfera contendo oxigênio.

A análise por DMA mostrou que a temperatura de transição vítrea do material (165 °C) é suficientemente alta para aplicação em cabos de transmissão. Por outro lado, com a demanda crescente, é recomendável que resinas com a maior temperatura de transição vítrea possível sejam utilizadas.

O estudo cinético de fluência pelo princípio de superposição tempo-temperatura mostrou que, para a temperatura de referência de 100 °C, o nível de tensão necessário para ocasionar falha do material após 50 anos é de 88,8% da tensão de ruptura.

Com os ensaios de resistência à tração, pôde-se observar um comportamento predominantemente elástico do material até a ruptura. Os resultados foram favoráveis para a aplicação desse material como núcleo de cabos de transmissão de energia elétrica.

A comparação do módulo de elasticidade específico mostra uma vantagem significativa na substituição do aço ( $26,3 \text{ m}^2/\text{s}^2$ ) pelo compósito pultrudado ( $102,3 \text{ m}^2/\text{s}^2$ ).

A análise comparativa do desempenho mecânico do material antes e após os envelhecimentos acelerados mostrou que o envelhecimento em radiação UV ocasionou aumento do módulo de elasticidade e tensão de ruptura do material. Já o envelhecimento térmico ocasionou aumento da tensão de ruptura do material.

As simulações por elementos finitos no núcleo de aço mostraram que o modelamento gerado corresponde a uma boa aproximação do comportamento real do cabo em tração. Por outro lado, o cabo pultrudado apresenta comportamento diferente do aço, sendo predominantemente elástico até a ruptura, com fratura frágil, de forma que as especificações adotadas para cabos de aço devem ser adaptadas ao uso de material compósito.

Os ensaios eletroquímicos permitiram observar que a matriz fenol formaldeído apresentou pouca eficácia na proteção contra corrosão. Por outro lado, os ensaios realizados em amostras com recobrimento apresentaram grande eficácia na proteção galvânica, o que sugere a necessidade de uso de recobrimento para proteção galvânica.

De forma sumarizada, a avaliação do material mostrou-se favorável para a sua aplicabilidade em núcleos de cabos de transmissão de energia. No entanto, é necessária a aplicação de recobrimento para proteção contra corrosão galvânica e para evitar degradação termo-oxidativa e foto-oxidativa do material.

## 5.2 Sugestões para trabalhos futuros

A partir do trabalho realizado, tem-se como sugestões para novos estudos:

- avaliação da aplicabilidade de sistemas poliméricos com temperatura de transição vítrea superior ao do sistema fenol formaldeído, frente à crescente demanda por energia elétrica que tem aumentado a temperatura nos cabos de transmissão de energia elétrica;
- estudo de recobrimentos aplicáveis aos pultrudados, uma vez que os ensaios de FTIR evidenciaram a suscetibilidade à degradação por exposição direta a UV e temperatura. Além disso, a corrosão galvânica é crítica em cabos ACCC e apenas a resina fenol formaldeída não se mostrou suficiente para impedir a corrosão galvânica entre o carbono e o alumínio;
- estudo de novas geometrias e diferentes tipos de encordoamento dos pultrudados, visando a permitir alto desempenho mecânico e flexibilidade dos cabos, além de possibilidade de condução mais efetiva de eletricidade;
- estudar dispositivos de ancoragem e emenda aplicáveis a cabos ACCC, uma vez que os dispositivos tradicionais usam esmagamento do núcleo na instalação e reparos, o que ocasionaria fratura frágil no núcleo pultrudado por cisalhamento;
- uso de fibras ópticas para sensoriamento de temperatura e deformação no cabo, de forma que avalie os comportamentos de fluência e o perfil térmico do material em longo prazo para avaliar degradação térmica;
- avaliar os cabos pultrudados em outras aplicações, por exemplo, o uso para sustentação mecânica de estruturas como pontes, plataformas, torres, etc.;
- realizar ensaios não destrutivos de ultrassom nos cabos pultrudados, de forma que avalie e quantifique a existência de poros, inclusões e outros defeitos no material compósito;

- estudo da cinética de cura da resina fenol formaldeída com objetivo de encontrar o melhor ciclo de cura do material para reduzir a quantidade de poros e melhorar as propriedades mecânicas e de corrosão galvânica.

## 6 REFERÊNCIAS

60811-1-3, A. N. I. Métodos de ensaios comuns para materiais de isolamento e de cobertura de cabos elétricos – Capítulo 3: Métodos para determinação de densidade de massa. **Associação Brasileira de Normas Técnicas**, São Paulo, 2001.

6756, A. N. Fios de aço zincados para alma de cabos de alumínio e alumínio-liga - Especificação. **Associação Brasileira de Normas Técnicas**, São Paulo, 2007.

ABD EL-WAHAB, M. M. M. Thermal decomposition kinetics of some new unsaturated polyesters. **Thermochimica Acta**, Assiut, v. 256, n. 2, p. 271–280, Junho 1995.

ABDEL-MAGID, B. et al. Flexure creep properties of E-glass reinforced polymers. **Composite Structures**, Winona, v. 62, n. 3-4, p. 247–253, 2003.

ANEEL. Atlas da Energia Elétrica. ANEEL: Brasília, p. 243. 2005.

AZEVEDO, C. R. F.; CESCÓN, T. Failure analysis of aluminum cable steel reinforced (ACSR) conductor of the transmission line crossing the Parana River. **Engineering Failure Analysis**, v. 9, n. 6, p. 645–664, Dezembro 2002.

B231M, A. Standard Specification for Concentric-Lay-Stranded Aluminum 1350 Conductors. **American Society for Testing and Materials**, West Conshohocken, 2012.

BAKER, A. A. Carbon fibre reinforced metals — a review of the current technology. **Materials Science and Engineering**, Melbourne, v. 17, n. 2, p. 177-208, Fevereiro 1975.

BARRAL, L. et al. Thermodegradation kinetics of a hybrid inorganic–organic epoxy system. **European Polymer Journal**, Ferrol, v. 41, n. 7, p. 1662–1666, Julho 2005.

BOTELHO, E. C. et al. A review on the development and properties of continuous fiber/epoxy/aluminum hybrid composites for aircraft structures. **Materials Research**, São Carlos, v. 9, n. 3, p. 247-256, Setembro 2006.

BOWER, D. I. **An Introduction to Polymer Physics**. Nova York: Cambridge University Press, 2002.

CAMPBELL, F. C. **Manufacturing Processes for Advanced Composites**. Kidlington: Elsevier, 2004. p. 532

CHEN, C.-H.; MA, C.-C. M. Pultruded Fibre-Reinforced Polyurethane Composites. III. Static Mechanical, Thermal, and Dynamic Mechanical Properties. **Composites Science and Technology**, Taipei, v. 52, n. 3, Junho 1994.

CHEN, G. et al. Damage investigation of the aged aluminium cable steel reinforced (ACSR) conductors in a high-voltage transmission line. **Engineering Failure Analysis**, Hefei, v. 19, p. 13-21, Janeiro 2012.

CHENA, Y. et al. A novel thermal degradation mechanism of phenol-formaldehyde type resins. **Thermochimica Acta**, Changsha, v. 476, n. 1-2, p. 39-43, setembro 2008.

COLEMAN, S. L.; SCOTT, V. D.; MCENANEY, B. Corrosion behaviour of aluminium-based metal matrix composites. **Journal of Materials Science**, Bath, v. 29, n. 11, p. 2826-2834, Junho 1994.

CREIGHTON, C. J.; CLYNE, T. W. The compressive strength of highly-aligned carbon-fibre/epoxy composites produced by pultrusion. **Composites Science and Technology**, Cambridge, v. 60, n. 4, p. 525-533, Março 2000.

CTC. **ACCC CONDUCTOR**, 2013. Disponível em:  
<<http://www.ctcglobal.com/products/accc-conductors/>>. Acesso em: 3 nov. 2013.

D3039, A. Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. **American Standards for Testing Materials**, West Conshohocken, 2008.

DAY, M.; COONEY, J. D.; MACKINNON, M. Degradation of contaminated plastics: a kinetic study. **Thermal Degradation of Polymers**, Ottawa, v. 48, n. 3, p. 341-349, 1995.

DOBKOWSKI, Z. Thermal analysis techniques for characterization. **Polymer Degradation and Stability**, Rydygiera, v. 91, p. 488-493, Janeiro 2005.

E1641, A. Standard Test Method for Decomposition Kinetics by Thermogravimetry. **American Standard Test Method**, West Conshohocken, 2012.

E1877, A. Standard Practice for Calculating Thermal Endurance of Materials from Thermogravimetric Decomposition Data. **American Society Test Method**, West Conshohocken, 2011.

E794-06, A. Standard Test Method for Melting And Crystallization Temperatures By Thermal Analysis. **American society for testing and materials**, West Conshohocken, 2012.

FAN, J. P.; TSUI, C. P.; TANG, C. Y. Modeling of the mechanical behavior of HA/PEEK biocomposite under quasi-static tensile load. **Materials Science and Engineering: A**, Hung Hom, v. 382, n. 1-2, p. 341–350, Setembro 2004.

FERNÁNDEZ, C. A. G. et al. Comparative study of the dynamic glass transition temperature by DMA. **Polymer Testing**, Madrid, v. 29, p. 1002-1006, Setembro 2010.

FINK, J. K. **Reactive Polymers Fundamentals and Applications: A Concise Guide to Industrial Polymers**. Norwich: William Andrew, 2006. p. 794

FLYNN, J. H.; WALL, L. A. A quick, direct method for the determination of activation energy from thermogravimetric data. **Journal of Polymer Science Part B: Polymer Letters**, Rockville, v. 4, n. 5, p. 323–328, Maio 1966.

G155, A. Standard Practice for Operating Xenon Arc Light Apparatus for Exposure of Non-Metallic Materials. **American society for testing and materials**, West Conshohocken, 2013.

G71, A. Standard Guide for Conducting and Evaluating Galvanic Corrosion Tests in Electrolytes. **American Society for Testing and Materials**, West Conshohocken, 2009.

G82, A. Standard Guide for Development and Use of a Galvanic Series for Predicting Galvanic Corrosion Performance. **American Society for Testing and Materials**, West Conshohocken, 2009.

GAY, D.; HOA, S. V. **Composite Materials: Design and Applications**. 2. ed. Boca Raton: CRC Press, 2007. p. 568

GOERTZEN, W. K.; KESSLER, M. R. Creep behavior of carbon fiber/epoxy matrix composites. **Materials Science and Engineering: A**, 421, v. 421, n. 1-2, p. 217-225, Abril 2006.

GRIGSBY, L. L. **Electric power generation, transmission and distribution**. 3. ed. Boca Raton: CRC Press, 2012. 789 p.

GUPTA, R. et al. An enhanced model for prediction of young modulus of composite. **Procedia Technology**, Gambang, v. 1, p. 303-307, 2012.

HACK, H. P. Galvanic Corrosion. **ASTM International: Ann** , Michigan, p. 358, 1988.

HILTZ, J. A.; KEOUGH, I. A. A study of the effect of absorbed water on the T<sub>g</sub> of a poly(amideimide) using DMA and DSC. **Thermochimica Acta**, Nova Scotia, v. 212, p. 151-162, Dezembro 1992.

HODGKINSON, J. **Mechanical testing of advanced fibre composites**. Boca Raton: CRC, 2000. 384 p.

HOU, J. P. et al. Prediction of impact damage in composite plates. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 60, n. 2, p. 273–281, Fevereiro 2000.

HUEBNER, K. H. et al. **The Finite Element Method for Engineers**. 4. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2001. p. 720

IBAMA. **Sistema Informatizado de Licenciamento Ambiental Federal**, 2011. Disponível em: <<http://www.ibama.gov.br/licenciamento/>>. Acesso em: 17 ago. 2013.

IRELAND, R.; ARRONCHE, L.; SAPONARA, V. L. Electrochemical investigation of galvanic corrosion between aluminum 7075 and glass fiber/epoxy composites modified with carbon nanotubes. **Composites Part B: Engineering**, Davis, v. 43, n. 2, p. 183-194, Março 2012.

IVANÉZ, I.; SANTIUSTE, C.; SANCHEZ-SAEZ, S. FEM analysis of dynamic flexural behaviour of composite sandwich beams with foam core. **Composite Structures**, Madrid, v. 92, n. 9, p. 2285–2291, Agosto 2010.

JANKOVIĆ, B. Thermal degradation process of the cured phenolic triazine thermoset resin (Primaset® PT-30). Part I. Systematic non-isothermal kinetic analysis. **Thermochimica Acta**, Belgrade, v. 519, n. 1-2, p. 114–124, Maio 2011.

JIMÉNEZ, P. E. S. et al. Constant rate thermal analysis for thermal stability studies of polymers. **Polymer Degradation and Stability**, Sevilla, v. 96, p. 974-981, Fevereiro 2011.

JR., F. E. A.; CHENG, S. Z. D.; HARRIS, F. W. Thermomechanical analysis of a segmented rigid-rod polyimide film. **Thermochimica Acta**, Akron, v. 212, p. 189-195, Dezembro 1992.

KARAGIANNIDIS, P. G.; STERGIOU, A. C.; KARAYANNIDIS, G. P. Study of crystallinity and thermomechanical analysis of annealed poly(ethylene terephthalate) films. **European Polymer Journal**, Thessaloniki, v. 44, n. 5, p. 1475-1486, Maio 2008.

KŘÍSTKOVÁ, M. et al. Influence of metals on the phenol–formaldehyde resin degradation in friction composites. **Polymer Degradation and Stability**, Southern Illinois, v. 84, p. 49-60, Abril 2004.

LEARMONTH, G. S.; MARRIOTT, A. G. Thermal degradation of phenolic resins – VI. **European Polymer Journal**, Birmingham, v. 5, n. 4, p. 441–448, Agosto 1969.

LEEA, H.-J. et al. Application of TGA techniques to analyze the compositional and structural degradation of PEMFC MEAs. **Polymer Degradation and Stability**, Seoul, v. 97, n. 6, p. 1010-1016, Junho 2012.

LESNIKOVICH, A. I. et al. Thermal decomposition of aminotetrazoles. **Thermochimica Acta**, Leningradskaya , v. 388, n. 1-2, p. 233-251, Junho 2002.

LI, C. et al. New insights into high-ortho phenolic novolac: Elucidating dependence between. **Thermochimica Acta**, Hangzhou, v. 557, p. 77-86, Fevereiro 2013.

LI, C. et al. New insights into high-ortho phenolic novolac: Elucidating dependence between molecular structure, curing kinetics and thermal stability, Hangzhou, v. 557, p. 77-86, Abril 2013.

LI, X.; HALLETT, S. R.; WISNOM, M. R. A finite element based statistical model for progressive tensile fibre failure in composite laminates. **Composites Part B: Engineering**, Bristol, v. 45, p. 433-439, Fevereiro 2013.

LIU, G. R.; QUEK, S. S. **Finite Element Method: A Practical Course**. Burlington: Butterworth-Hinemann, 2003. p. 384

MAHLIN, D. et al. A novel powder sample holder for the determination of glass transition. **International Journal of Pharmaceutics**, Norwich, v. 371, p. 120-125, Janeiro 2009.

MARKEVICIUS, G. et al. Does Illinois bituminous coal manifest glass transition: DMA, DSC, and FTIR results. **Fuel**, Carbondale, v. 103, p. 220-226, Janeiro 2013.

MERCURY Cable. **HVCRC Smart Conductor**, 2012. Disponível em: <<http://mercurycable.com/products/hvcrc-smart-conductor/>>. Acesso em: 3 nov. 2013.

MINISTÉRIO de Minas e Energia, 2012. Disponível em: <[http://www.mme.gov.br/mme/menu/todas\\_publicacoes.html](http://www.mme.gov.br/mme/menu/todas_publicacoes.html)>. Acesso em: 2 nov. 2013.

MITTELMAN, A.; ROMAN, I. Tensile properties of real unidirectional Kevlar/epoxy composites. **Composites**, Jerusalem, v. 21, p. 63-69, Janeiro 1990.

MORANCHO, J. M.; J.M. SALLA, X. R.; CADENATO, A. Comparative study of the degradation kinetics of three powder thermoset coatings. **Thermochimica Acta**, Barcelona, v. 419, n. 1-2, p. 181-187, Setembro 2004.

OLDFIELD, J. W. Electrochemical theory of galvanic corrosion. **Galvanic Corrosion**, West Conshohocke, p. 5-23, 1988.

OZAKI, J.-I.; OHIZUMI, W.; OYA, A. A TG-MS study of poly(vinyl butyral)/phenol-formaldehyde resin blend fiber. **Carbon**, Kiryu, Gunma, v. 38, n. 10, p. 1515-1519, 2000.

OZAWA, T. A New Method of Analyzing Thermogravimetric Data. **Bulletin of The Chemical Society of Japan**, Tokyo, v. 38, n. 11, p. 1881-1886, Fevereiro 1965.

PAPADOPOULOU, E.; CHRISAFIS, K. Thermal study of phenol-formaldehyde resin modified with cashew nut shell liquid. **Thermochimica Acta**, Thessaloniki, v. 512, n. 1-2, p. 105-109, Janeiro 2011.

PARK, B.-D.; KADLA, J. F. Thermal degradation kinetics of resole phenol-formaldehyde resin/multi-walled carbon nanotube/cellulose nanocomposite. **Thermochimica Acta**, Daegu, v. 540, p. 107-115, Julho 2012.

PARK, B.-D.; WANG, X.-M. Thermokinetic behavior of powdered phenol-formaldehyde (PPF) resins. **Thermochimica Acta**, Seoul, v. 433, p. 88-92, Março 2005.

PINHEIRO, A.; MANO, J. F. Study of the glass transition on viscous-forming and powder materials using dynamic mechanical analysis. **Polymer Testing**, Braga, v. 28, p. 89-95, Novembro 2009.

REZENDE, M. C.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. **Compósitos Estruturais: Tecnologia e Prática**. São Paulo: Artliber, 2011. 396 p.

RIEGER, J. The glass transition temperature  $T_g$  of polymers—Comparison of the values from differential thermal analysis (DTA, DSC) and dynamic mechanical measurements (torsion pendulum). **Polymer Testing**, Ludwigshafen, v. 20, p. 199-204, março 2001.

ROCHARDJO, H. S. B. et al. Effects of the fiber content on the longitudinal tensile fracture behavior of uni-directional carbon/epoxy composites. **Journal of Materials Processing Technology**, Kohoku-ku, v. 67, n. 1-3, p. 89-93, Maio 1997.

SAHA, B.; MAITI, A. K.; GHOSHAL, A. K. Model-free method for isothermal and non-isothermal decomposition kinetics analysis of PET sample. **Thermochimica Acta**, Assam, v. 444, p. 46-52, Maio 2006.

SCOTT, D. W.; LAI, J. S.; ZUREICK, A. H. Creep Behavior of Fiber-Reinforced Polymeric Composites: A Review of the Technical Literature. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, Atlanta, v. 14, n. 6, p. 588-617, Junho 1995.

SENGUPTA, R. et al. Thermogravimetric studies on Polyamide-6,6 modified by electron beam irradiation and by nanofillers. **Polymer Degradation and Stability**, Kharagpur, v. 91, n. 6, p. 1311-1318, Junho 2006.

SONG, Y. et al. Three dimensional non-linear coupled thermo-mechanical FEM analysis of the dimensional accuracy for casting dies in rapid tooling. **Finite Elements in Analysis and Design**, Beijing, v. 38, p. 79-91, Dezembro 2001.

SPERLING, L. H. **Introduction To Physical Polymer Science**. 4. ed. Bethlehem: Wiley, 2005. 845 p.

STARK, W.; JAUNICH, M. Investigation of Ethylene/Vinyl Acetate Copolymer (EVA) by thermal analysis DSC and DMA. **Polymer Testing**, Berlin, v. 30, n. 2, p. 236-242, Abril 2011.

STOLIAROV, S. I. et al. A reactive molecular dynamics model of thermal decomposition in. **Polymer**, Amherst, v. 44, p. 883-894, Dezembro 2003.

TAVAKKOLIZADEH, M.; SAADATMANESH, H. Galvanic Corrosion of Carbon and Steel in Aggressive Environments. **Journal of Composites for Construction**, Tucson, v. 5, n. 3, p. 200-210, 2001.

THE Engineering Toolbox. **The Engineering Toolbox**, 2014. Disponível em: <[http://www.engineeringtoolbox.com/engineering-materials-properties-d\\_1225.html](http://www.engineeringtoolbox.com/engineering-materials-properties-d_1225.html)>. Acesso em: 27 abr. 2014.

TORRECILLAS, R. et al. Thermal degradation of high performance polymers—influence of structure on polyimide thermostability. **Polymer Degradation and Stability**, Arcueil Cedex, v. 54, n. 2-3, p. 267-274, Novembro-Dezembro 1996.

VASCONCELOS, G. C. et al. Crystallization Kinetics of Polymer of Poly (Ether-Ketone-Ketone) and Poly (Ether-Ether-Ketone) by DSC. **Journal of Aerospace Technology and Management**, São José dos Campos, v. 2, n. 2, p. 155-162, Agosto 2010.

VINE, E. An international survey of the energy service company (ESCO) industry. **Energy Policy**, Berkeley, v. 33, n. 5, p. 691-704, 2005.

WANG, J.; JIANG, H.; JIANG, N. Study on the pyrolysis of phenol-formaldehyde (PF) resin and modified PF resin. **Thermochimica Acta**, Nanjing, v. 496, n. 1-2, p. 136-142, Dezembro 2009.

WANG, W.-X.; TAKAO, Y.; MATSUBARA, T. Galvanic Corrosion-Resistant Carbon Fiber. **16th International Conference on Composite Materials**, Fukuoka, 2007. 816-8580.

WIELAGE, B.; DORNER, A. Corrosion studies on aluminium reinforced with uncoated and coated carbon fibres. **Composites Science and Technology**, Chemnitz, v. 59, n. 8, p. 1239-1245, Junho 1999.

WOOLARD, E.; TAN, T. C. Development of a Mechanical Finite Element Model Utilising Module Displacement Test Data to Optimise the Module Design for an Applied Load. **Energy Procedia**, Singapore, v. 33, p. 272-279, 2013.

ZHANG, W. et al. Lignocellulosic ethanol residue-based lignin-phenol-formaldehyde resin adhesive. **International Journal of Adhesion and Adhesives**, Nanjing, v. 40, p. 11-18, Janeiro 2013.

ZHOU, J.; LUCAS, J. P. Hygrothermal effects of epoxy resin. Part II: variations of glass transition. **Polymer**, East Lansing, v. 40, n. 20, p. 5513-5522, Setembro 1999.

## 7 ANEXO I

A seguir, são apresentadas as especificações para cabos de transmissão de energia com alma de aço (ACCC) do tipo Linnet da empresa Alubar.

Fornecedor : ALUBAR CABOS S/A  
 Fabricante: ALUBAR CABOS S/A  
 Licitação :  
 Tipo:  
 Lote / Item:  
 Entrega de Proposta:



FICHA DE CARACTERÍSTICAS TÉCNICAS- Cabo Alumínio com Alma de Aço (CAA)

ITEM	DESCRIÇÃO	UNIDADES	CARACTERÍSTICAS
1	Norma de Referência		NBR 7270
2	Tipo do Cabo		Cabo Alumínio com Alma de Aço (CAA)
3	Material		AL 1350 / Aço Zincado
4	Bitola do Cabo	MCM / AWG	336,4 MCM
5	Marca / Código do Cabo		Linnet
6	Seção Nominal		
	a) Alumínio	mm <sup>2</sup>	170,55
	b) Aço	mm <sup>2</sup>	27,83
	c) Cabo Completo	mm <sup>2</sup>	198,39
7	Formação do Cabo		
	a) Número de Fios de Alumínio / Diâmetro	num / mm	26 / 2,89
	b) Número de Fios de Aço / Diâmetro	num / mm	7 / 2,25
8	Informações dos Parâmetros Elétricos		
	a) Resistência Elétrica CC 20 °C	Ω/km	0,1692
	b) Resistividade dos Fios de Alumínio, a 20 °C	Ω.mm <sup>2</sup> /m	0,028264
	c) Capacidade de Corrente	A máx	529
9	Informações dos Parâmetros Mecânicos do Cabo		
	a) Diâmetro da Alma de Aço	mm	6,75
	b) Diâmetro do Cabo	mm	18,31
	c) Relação de Encordoamento Última Coroa		10,00 a 14,00
	d) Passo do Encordoamento	mm	183,10 a 256,34
	e) Massa Linear do Cabo	kg/km	688,46
	f) Carga de Ruptura Nominal do Cabo	KN	62,92
	g) Carga de Ruptura Nominal do Cabo	daN	6291,83
	h) Carga de Ruptura Nominal do Cabo	kgf	6415,88
	i) Módulo Elasticidade Final	MPa	74 x 10 E3
	j) Coeficiente de Dilatação Linear Final	por °C	18,9 x 10 E-6
	k) Torção da Última Camada de Fios		Direita
10	Características dos Fios de Alumínio		
	a) Diâmetro	mm	2,89
	b) Temperatura	-	H19
	c) Tensão de Ruptura Mínima Antes do Encordoamento	MPa	176
	d) Tensão de Ruptura Mínima Após Encordoamento	MPa	167
	e) Alongamento à Ruptura em 250 mm %	%	1,6
11	Características dos Fios de Aço Zincado		
	a) Classe de Zincagem		A
	b) Diâmetro	mm	2,25
	c) Tensão Mínima ao 1% de Alongamento	MPa	1310
	d) Limite Mínimo de Resistência à Tração	MPa	1450
	e) Alongamento Mínimo na Ruptura em 250mm	%	3,0
	f) Massa da Camada de Zinco	g/m <sup>2</sup>	215
12	Dados de Expedição		
	a) Lança do Cabo	m	0
	b) Peso Líquido	kg	0
	c) Peso Bruto	kg	-
	d) Tolerância do Lança	%	5
	e) Tipo Carretel de Madeira	-	-
	f) Número de Lanças no Carretel		1