

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS**

CLICIA JOANNA NEVES FONSECA

**SÍNTESE E CARACTERIZAÇÃO DE ÓXIDO DE GRAFENO PRODUZIDO A
PARTIR DA SERRAGEM DO TAUARI DA REGIÃO AMAZÔNICA PARA FINS
BALÍSTICOS.**

**RIO DE JANEIRO
2024**

CLICIA JOANNA NEVES FONSECA

SÍNTESE E CARACTERIZAÇÃO DE ÓXIDO DE GRAFENO PRODUZIDO A
PARTIR DA SERRAGEM DO TAUARI DA REGIÃO AMAZÔNICA PARA
FINS BALÍSTICOS.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação
em Ciência e Engenharia de Materiais do Instituto Militar
de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do
título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Lucio Fabio Cassiano Nascimento, D.Sc.

Rio de Janeiro

2024

©2024

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Fonseca, Clicia Joanna Neves.

Síntese e Caracterização de Óxido de Grafeno produzido a Partir da Serragem do Tauari da Região Amazônica para Fins Balísticos. / Clicia Joanna Neves Fonseca. – Rio de Janeiro, 2024.

176 f.

Orientador: Lucio Fabio Cassiano Nascimento.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência e Engenharia de Materiais, 2024.

1. óxido de grafeno; serragem de tauari; região amazônica; balística; fibras naturais; compósitos; resina epóxi. i. Nascimento, Lucio Fabio Cassiano (orient.)
- ii. Título

CLICIA JOANNA NEVES FONSECA

Síntese e Caracterização de Óxido de Grafeno produzido a Partir da Serragem do Tauari da Região Amazônica para Fins Balísticos.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador(es): Lucio Fabio Cassiano Nascimento.

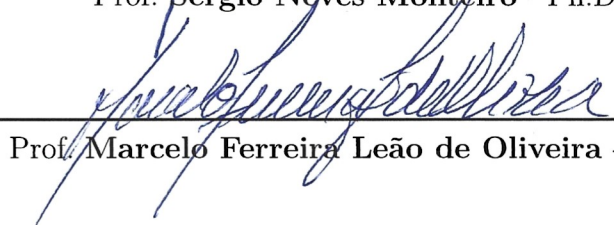
Aprovada em 17 de dezembro de 2024, pela seguinte banca examinadora:



Prof. **Lucio Fabio Cassiano Nascimento** - D.Sc. do IME - Presidente



Prof. **Sergio Neves Monteiro** - Ph.D. do IME



Prof. **Marcelo Ferreira Leão de Oliveira** - D.Sc. do INT

Rio de Janeiro

2024

Este trabalho é dedicado à memória do meu querido pai, Jorge Expedito Pinto Fonseca, que se foi durante o meu mestrado. Seu amor e sabedoria sempre me guiaram. Desde a infância, você foi meu primeiro exemplo de honestidade, bondade e dedicação. Você me ensinou a importância do trabalho árduo e, acima de tudo, do amor incondicional pela família. Sinto sua falta todos os dias, e seu legado continua a ser uma fonte inesgotável de inspiração para mim. Lembro-me das muitas conversas que tivemos, dos conselhos que me deu e da maneira como você sempre mantinha o alto astral, mesmo nas situações mais difíceis. Sua fé na vida me deu a coragem de seguir em frente, mesmo nos momentos mais desafiadores. Este trabalho é uma pequena parte de tudo que eu queria realizar para honrar sua memória. Obrigada por ser o pai maravilhoso que foi, por cada gesto de carinho e por todas as lições valiosas que me ensinou. Sei que, de alguma forma, você está ao meu lado, me guiando e protegendo, como sempre fez. Este trabalho é para você, com todo o meu amor e eterna gratidão.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus pela força e perseverança durante todo este processo.

Ao meu orientador, Lucio Fabio Cassiano Nascimento, pela orientação, paciência e ensinamentos valiosos que nortearam o desenvolvimento deste estudo. Suas contribuições foram essenciais para a concretização deste trabalho.

À minha família, especialmente aos meus pais, Jorge Expedito Pinto Fonseca e Cristina Neves Fonseca, pelo amor incondicional, incentivo e suporte constante ao longo de minha trajetória acadêmica. Mãe, sua dedicação e apoio financeiro foram fundamentais para que eu pudesse prosseguir com meus estudos. Sua generosidade e carinho me sustentaram nos momentos mais desafiadores. Muito obrigada por acreditar em mim e me apoiar incondicionalmente. À minha irmã, Laila Rossana Neves Fonseca, pelo carinho e compreensão nos momentos de ausência. Ao meu esposo, Renan Sales de Oliveira, pelo amor, compreensão e companheirismo em todos os momentos. Ao meu filho, Miguel Fonseca de Oliveira, que é minha maior fonte de inspiração e alegria.

Aos meus colegas e amigos do Instituto Militar de Engenharia, pelo companheirismo, trocas de experiências e apoio durante os momentos de desafio.

A realização deste trabalho só foi possível graças ao apoio e colaboração de diversas pessoas e instituições, às quais manifesto minha profunda gratidão.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo suporte financeiro, indispensável para a realização desta pesquisa (Código de Financiamento 001).

À NEOENERGIA, pelo financiamento através do Programa Becas Master Brasil, que foi para a viabilização, desenvolvimento e execução desta pesquisa, permitindo acesso a recursos e infraestrutura essenciais.

Por fim, agradeço a todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a concretização deste trabalho. A todos, o meu muito obrigado.

*“Esforça-te e tem bom ânimo;
não temas, nem te espantes,
porque o Senhor, teu Deus, é contigo,
por onde quer que andares.”
(Bíblia Sagrada, Josué, 1, 9)*

RESUMO

Este trabalho apresenta a produção e caracterização de óxido de grafeno a partir da serragem de tauari da região Amazônica, com o objetivo de aplicar o material em compósitos de resina epóxi para uso em proteção balística. A pesquisa visa explorar uma solução sustentável para o aproveitamento de resíduos madeireiros, promovendo o desenvolvimento de materiais avançados com alto desempenho mecânico e térmico. A serragem de tauari foi submetida a um processo de carbonização e ativação química, sendo posteriormente utilizada na síntese de grafeno e óxido de grafeno pelo método de Hummers. A produção de compósitos de resina epóxi foi realizada com diferentes concentrações de óxido de grafeno (0,1%, 0,2% e 0,5%). Esses compósitos foram avaliados quanto às suas propriedades mecânicas, térmicas e balísticas. A metodologia envolveu etapas rigorosamente planejadas para garantir a eficiência e a qualidade dos materiais produzidos. A serragem foi transformada em cinzas por meio de diferentes condições térmicas, seguida de ativação química com hidróxido de potássio. O grafeno foi sintetizado a partir dessas cinzas ativadas, e o óxido de grafeno foi obtido por oxidação química. Os compósitos foram fabricados incorporando o óxido de grafeno em resina epóxi e caracterizados por ensaios físico-químicos e mecânicos, incluindo análises espectroscópicas, propriedades térmicas e testes de flexão. Os resultados demonstraram que o óxido de grafeno produzido apresentou propriedades estruturais e térmicas adequadas para aplicação em compósitos. Dentre as concentrações avaliadas, o compósito contendo 0,2% de óxido de grafeno se destacou por sua superioridade em resistência mecânica e desempenho balístico. Essa composição específica mostrou-se altamente eficiente para absorver energia de impacto e melhorar a integridade estrutural dos materiais, tornando-os promissores para uso no setor de defesa. O reaproveitamento de serragem de tauari representa uma alternativa sustentável para a redução de resíduos, ao mesmo tempo em que promove a geração de novos materiais de alto valor agregado. A utilização de baixos teores de óxido de grafeno como reforço em compósitos de resina epóxi oferece significativas vantagens, como leveza e desempenho aprimorado, em comparação aos materiais balísticos tradicionais. Além disso, essa abordagem alinha-se aos princípios de sustentabilidade e economia circular, contribuindo para o avanço tecnológico em aplicações estratégicas. O estudo destaca o potencial de materiais compósitos funcionais em atender às demandas do setor de defesa, com enfoque inovador na reutilização de recursos naturais e no desenvolvimento de soluções eficazes e ambientalmente responsáveis.

Palavras-chave: óxido de grafeno; serragem de tauari; região amazônica; balística; fibras naturais; compósitos; resina epóxi.

ABSTRACT

This work presents the production and characterization of graphene oxide derived from Tauari sawdust from the Amazon region, with the objective of applying the material in epoxy resin composites for ballistic protection. The research aims to explore a sustainable solution for utilizing wood residues, promoting the development of advanced materials with high mechanical and thermal performance. Tauari sawdust was subjected to a process of carbonization and chemical activation, which was subsequently used in the synthesis of graphene and graphene oxide through the Hummers method. The production of epoxy resin composites was carried out with different concentrations of graphene oxide (0.1%, 0.2%, and 0.5%). These composites were evaluated for their mechanical, thermal, and ballistic properties. The methodology involved rigorously planned steps to ensure the efficiency and quality of the produced materials. The sawdust was converted into ash under different thermal conditions, followed by chemical activation with potassium hydroxide. Graphene was synthesized from these activated ashes, and graphene oxide was obtained through chemical oxidation. The composites were fabricated by incorporating graphene oxide into epoxy resin and characterized by physical-chemical and mechanical tests, including spectroscopic analyses, thermal properties, and flexural tests. The results demonstrated that the graphene oxide produced exhibited structural and thermal properties suitable for application in composites. Among the evaluated concentrations, the composite containing 0.2% graphene oxide stood out for its superior mechanical strength and ballistic performance. This specific composition proved highly efficient in absorbing impact energy and enhancing the structural integrity of materials, making it promising for use in the defense sector. The reuse of Tauari sawdust represents a sustainable alternative for reducing waste while promoting the generation of high-value-added materials. The use of low levels of graphene oxide as reinforcement in epoxy resin composites offers significant advantages, such as lightness and improved performance, compared to traditional ballistic materials. Furthermore, this approach aligns with the principles of sustainability and the circular economy, contributing to technological advancement in strategic applications. The study highlights the potential of functional composite materials to meet the demands of the defense sector, with an innovative focus on the reuse of natural resources and the development of effective and environmentally responsible solutions.

Keywords: graphene oxide; tauari sawdust; Amazon region; ballistics; natural fibers; composites; epoxy resin.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Classificação das fibras (Adaptado de (1)).	27
Figura 2 – Organização estrutural da madeira (2).	27
Figura 3 – Organização estrutural dos três principais constituintes da parede celular da madeira (Adaptado de (3)).	28
Figura 4 – Estrutura parcial da celulose (4).	29
Figura 5 – Estrutura básica da celulose (3).	29
Figura 6 – Estrutura molecular da Hemicelulose (5)	31
Figura 7 – Monômeros presentes na lignina (6).	32
Figura 8 – Estrutura molecular da lignina (5).	32
Figura 9 – Classificação do tauari (Adaptado de (7, 8)).	35
Figura 10 – Mapa de ocorrência da <i>Couratari guianensis</i> no Brasil (Adaptado de (9)).	36
Figura 11 – Anatomia do tauari: a) face tangencial; b) face radial; c) foto macrografia (10x) (Adaptado de (10)).	37
Figura 12 – Matérias-primas e vantagens da síntese verde de grafeno (Adaptado de (11)).	39
Figura 13 – A estrutura de (a) favo de mel de grafeno, (b) óxido de grafeno (OG) e (c) óxido de grafeno reduzido (OGR) (Adaptado de (12)).	41
Figura 14 – Estrutura intermolecular dos polímeros. Fonte: Cristalinidade dos Polímeros.	47
Figura 15 – Reação de produção da resina epóxi (a) epicloridrina + bisfenol -A, (b) DGEBA e (c) DEGEBA tridimensional ((13)).	49
Figura 16 – Reação de cura entre o endurecedor TETA e o epóxi DGEBA, mostrando a formação de grupos hidroxila e a estrutura final da resina((14)). . . .	50
Figura 17 – Fluxograma das atividades realizadas.	57
Figura 18 – Pátio com a disposição das tábuas da madeira já cortada e b) Serragem de tauari.	58
Figura 19 – Representação esquemática do processo de ativação com KOH.	58
Figura 20 – a) Resina epóxi (Componente A) e b) Endurecedor (Componente B). .	59
Figura 21 – Peneira utilizada para análise granulométrica da serragem.	60
Figura 22 – Cadinho contendo cinzas obtidas após o processo de carbonização, a) 300°C por 40 minutos, b) 400°C por 60 minutos e c) 500°C por 120 minutos.	61
Figura 23 – Etapas do processo de agitação magnética e filtração das cinzas de serragem ativadas com KOH.	63
Figura 24 – Etapas de produção dos compósitos.	65
Figura 25 – Equipamentos utilizados no ensaio de velocidade residual.	69

Figura 26 – Concentração de Carbono, Hidrogênio, Nitrogênio e Oxigênio nas Cinzas.	73
Figura 27 – Difragrama comparativo das amostras A0, A7, A8 e A9	76
Figura 28 – Difratograma da Amostra A0 - Serragem <i>in natura</i>	77
Figura 29 – Espectros Raman das Amostras A7, A8 e A9 - Bandas D e G.	78
Figura 30 – Microscopia Óptica das Amostras: a) A7, b) A8 e c) A9.	79
Figura 31 – Espectros FTIR das Amostras A7, A8 e A9.	82
Figura 32 – Curva TG/DTG da Amostra A0.	84
Figura 33 – Curva TG/DTG da Amostra A1.	85
Figura 34 – Curva TG/DTG da Amostra A7.	85
Figura 35 – Curva TG/DTG da Amostra A9.	86
Figura 36 – Curva Dsc das Amostras A0, A1, A7 e A9	88
Figura 37 – Micrografia da fibra, destacando a estrutura fibrosa intacta, caracterís- tica do material lignocelulósico antes da carbonização.	89
Figura 38 – Micrografia da amostra A7 carbonizada a 500 °C por 40 minutos. . . .	90
Figura 39 – Micrografia da amostra A8 carbonizada a 500 °C por 60 minutos. . . .	91
Figura 40 – Micrografia da amostra A9 carbonizada a 500 °C por 120 minutos. . .	92
Figura 41 – Difratograma da Amostra A9 Ativada.	94
Figura 42 – Cálculo da Largura à Meia Altura (FWHM) - Amostra A9 Ativada. . .	94
Figura 43 – Espectros Raman da Amostra A9 ativada - Bandas D e G.	96
Figura 44 – Espectro FTIR da Amostra A9 Ativada	97
Figura 45 – Curva TG/DTG da Amostra A9 Ativada.	98
Figura 46 – Curva DSC da Amostra A9 Ativada.	100
Figura 47 – Micrografia da Amostra A9 Ativada com KOH a 100x.	101
Figura 48 – Micrografia da Amostra A9 Ativada com KOH a 500x.	102
Figura 49 – Micrografia da Amostra A9 Ativada com KOH a 1000x.	103
Figura 50 – Difratograma do Óxido de Grafeno	104
Figura 51 – Espectros Raman do óxido de grafeno - Bandas D e G.	106
Figura 52 – Espectros FTIR do Óxido de Grafeno.	107
Figura 53 – Curva TG/DTG do Óxido de Grafeno.	108
Figura 54 – Curva DSC do Óxido de Grafeno.	110
Figura 55 – Estrutura lamelar preservada de óxido de grafeno, destacando camadas interconectadas.	111
Figura 56 – Superfície homogênea de óxido de grafeno com poucas dobras e poros. .	112
Figura 57 – Áreas delaminadas e porosidades visíveis no óxido de grafeno.	113
Figura 58 – Espectros Raman dos Compósitos Funcionalizados com Óxido de Grafeno.	115
Figura 59 – Espectros FTIR dos compósitos de resina epóxi funcionalizados com diferentes porcentagens de óxido de grafeno (C0,1%OG, C0,2%OG, C0,5%OG).	116

Figura 60 – Curvas TG das amostras C0,1%OG, C0,2%OG e C0,5%OG, mostrando a perda de massa em função da temperatura.	119
Figura 61 – Curvas DTG das amostras C0,1%OG, C0,2%OG e C0,5%OG, destacando a taxa de perda de massa em função da temperatura.	120
Figura 62 – Curvas DSC das amostras C0,1%OG, C0,2%OG e C0,5%OG, mostrando as transições térmicas dos compósitos.	121
Figura 63 – Valores médios da resistência à flexão (σ_f) dos compósitos com diferentes concentrações de OG.	122
Figura 64 – Valores médios do módulo de elasticidade em flexão (E_f) dos compósitos com diferentes concentrações de OG.	124
Figura 65 – Curva de pontos experimentais do compósito C0,2%OG obtida no ensaio de velocidade residual.	126
Figura 66 – Espectro Raman das Amostras A1 a A4.	161
Figura 67 – Espectro Raman das Amostras A5 a A8.	162
Figura 68 – Espectro Raman das Amostras A9 a A7, A8 e A9 ativada.	163
Figura 69 – Espectro Raman das Amostras OG, Compósitos 0,1% OG, 0,2% OG e 0,5% OG.	164
Figura 70 – Espectros FTIR das Amostras A0 a A7.	166
Figura 71 – Espectros FTIR das Amostras A8, A9, das Cinzas Ativadas A7, A8 e A9, do Óxido de Grafeno e dos Compósitos 0,1% OG e 0,2% OG.	167
Figura 72 – Espectros FTIR do Compósito 0,5% OG.	168
Figura 73 – Difrátogramas das Amostras A0 a A7.	170
Figura 74 – Difrátogramas das Amostras A8, A9, das Cinzas Ativadas A7, A8 e A9 e do Óxido de Grafeno.	171
Figura 75 – Curvas de TG	172
Figura 76 – Curvas de DTG.	173
Figura 77 – Curvas de DSC.	173
Figura 78 – Declaração de Doação de Serragem.	176

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Porcentagem de C, H e O na lignina em plantas coníferas e folhosas (Adaptado de (5)).	33
Tabela 2 – Teores de umidade e cinzas de espécies de madeiras amazônicas estudadas (Adaptado de (15)).	34
Tabela 3 – Propriedades físicas do tauari.	37
Tabela 4 – Estimativa da quantidade de resíduos de madeira gerada no Brasil (Adaptado de (16)).	38
Tabela 5 – Propriedades mecânicas da família do grafeno.	44
Tabela 6 – Comparação dos diferentes métodos de preparação do grafeno.	44
Tabela 7 – Classificação dos níveis de proteção de blindagens balísticas (Adaptado de (17)).	54
Tabela 8 – Nomenclatura das Cinzas.	61
Tabela 9 – Parâmetros utilizados na análise de variância	70
Tabela 10 – Resultados da análise elementar - CHN e oxigênio das amostras de serragem e cinzas.	72
Tabela 11 – Resultados da análise de FRX para as amostras A7, A8 e A9, ordenados por valores médios em ordem decrescente.	75
Tabela 12 – Intensidades dos picos em 30° e 50° para as amostras analisadas.	76
Tabela 13 – Posições e intensidades aproximadas das bandas D e G, a razão I_D/I_G e observações sobre estrutura e morfologia das amostras A7, A8 e A9.	80
Tabela 14 – Resultados da análise térmica das amostras.	86
Tabela 15 – Teor de cinzas (%) das amostras analisadas com suas respectivas temperaturas.	87
Tabela 16 – Posições e intensidades dos picos D e G, e a razão I_D/I_G para diferentes concentrações de óxido de grafeno.	115
Tabela 17 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da resistência à flexão (σ_f) obtidos no ensaio de flexão dos compósitos.	122
Tabela 18 – Resultado do teste de Tukey para as médias de resistência à flexão (σ_f) dos compósitos com diferentes concentrações de OG (0,1%, 0,2%, 0,5%). d.m.s. = 1,59.	123
Tabela 19 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados do módulo de flexão (E_f) obtidos no ensaio de flexão dos compósitos.	124
Tabela 20 – Resultado do teste de Tukey para as médias do módulo de flexão (E_f) dos compósitos com diferentes concentrações de OG (0,1%, 0,2%, 0,5%). d.m.s. = 0,024.	125
Tabela 21 – Energia Absorvida (E_{abs}) pelas diferentes frações de OG	126

Tabela 22 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da energia absorvida (E_{abs})	127
Tabela 23 – Velocidade Limite (V_l) das diferentes frações de OG	127
Tabela 24 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da velocidade limite (V_l)	127
Tabela 25 – Energia Absorvida Específica ($E_{absEspecifica}$) das diferentes frações de OG	128
Tabela 26 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da energia absorvida específica ($E_{absEspecifica}$)	128
Tabela 27 – Energia Absorvida por Espessura ($E_{absEspessura}$) das diferentes frações de OG	128
Tabela 28 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da energia absorvida por unidade de espessura ($E_{absEspessura}$)	129
Tabela 29 – Tabela de Propriedades Balísticas Compósitos com munição 9 mm . . .	174

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Ácido Acético
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AFM	Microscopia de Força Atômica
ANOVA	Análise de Variância
AASHTO	American Association of State Highway and Transportation Officials
ASTM	American Society for Testing and Materials
BR	Brasil
CBPF	Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas
CETENE	Centro de Tecnologias Estratégicas do Nordeste
CMC	Carboximetilcelulose
CMM	Câmara Municipal de Manaus
CO	Monóxido de Carbono
CVD	Chemical Vapor Deposition (Deposição Química de Vapor)
DE	Densidade Eletrônica
DEGEBA	Dietileno Glicol Bisfenol A
DL	Detecção Limite
DRX	Difração de Raios-X
DSC	Calorimetria Exploratória Diferencial
DTG	Análise Termogravimétrica Derivada
DGEBA	Éter Diglicídico do Bisfenol A
EA	Análise Elementar Carbono, Hidrogênio e Nitrogênio
EDG	Éter Diglicídico do Bisfenol A
FEG	Feixe de Elétrons de Campo
FRX	Espectrometria de Fluorescência de Raios-X

FTIR	Espectroscopia de Infravermelho com Transformada de Fourier
FWHM	Largura Total na Metade da Altura
GY	Graphene Yield (Rendimento de Grafeno)
IME	Instituto Militar de Engenharia
INT	Instituto Nacional de Tecnologia
KOH	Hidróxido de Potássio
LABNANO	Laboratório de Nanotecnologia
LACCA	Laboratório de Caracterização de Compósitos Avançados
LACMAT	Laboratório de Caracterização de Materiais
LAMAP	Laboratório de Materiais Poliméricos
LAMICRO	Laboratório de Microscopia Eletrônica
LC	Linha de Controle
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIR	Região do Infravermelho Médio
NIJ	National Institute of Justice
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
ODS	Objetivos de Desenvolvimento Sustentável
PE	Polietileno
PHA	Ácido Polihidroxialcanoico
PLA	Ácido Polilático
PP	Polipropileno
PVC	Cloreto de Polivinila
QMR	Quociente Médio de Resistência
RJ	Rio de Janeiro
SQR	Quadrado Médio Residual
SQT	Quadrado Médio Total

SR	Sulfato de Ródio
TETA	Trietilenotetramina
TG	Análise Termogravimétrica
UFRJ	Universidade Federal do Rio de Janeiro
VE	Viniléster
WDXRF	Fluorescência de Raios X por Dispersão de Comprimento de Onda

LISTA DE SÍMBOLOS

D	Tamanho médio de cristalito (de acordo com a Equação de Scherrer)
E_{abs}	Energia absorvida
E'	Módulo de armazenamento
E''	Módulo de perda
E_f	Módulo de elasticidade
I_D/I_G	Relação entre a intensidade do pico D e a intensidade do pico G na espectroscopia Raman, utilizada para determinar a quantidade de defeitos no grafeno
K	Constante de forma da Equação de Scherrer
k	Quantidade de tratamentos
m	Massa do projétil
r	Quantidade de repetições
T	Soma dos valores dos resultados obtidos para cada tratamento
T_g	Temperatura de transição vítrea
U_t	Módulo de tenacidade
V_0	Velocidade inicial do projétil no impacto
V_l	Velocidade limite
V_R	Velocidade residual do projétil
V_{50}	Limite balístico
β	Largura a meia altura do pico de difração (FWHM) na Equação de Scherrer
δ	Letra grega minúscula delta
λ	Comprimento de onda da radiação usada na Equação de Scherrer
σ_{fm}	Resistência à flexão máxima
θ	Ângulo de difração de Bragg na Equação de Scherrer

%	Porcentagem
°C	Graus Celsius
μm	Micrômetro
g	Grama
mg	Miligrama
h	Hora

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	22
1.1	CONSIDERAÇÕES GERAIS	22
1.2	JUSTIFICATIVA DO TRABALHO	23
1.3	OBJETIVO DO ESTUDO	24
1.3.1	OBJETIVO GERAL	24
1.3.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	24
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
2.1	MATERIAIS LIGNOCELULÓSICOS	26
2.1.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA	28
2.1.1.1	CELULOSE	29
2.1.1.2	HEMICELULOSE	30
2.1.1.3	LIGNINA	31
2.1.1.4	CINZAS E EXTRATIVOS	33
2.1.2	TAUARI	35
2.1.3	RESÍDUOS MADEIREIROS	37
2.2	CONVERSÃO DE BIOMASSA NA PREPARAÇÃO DE NANOMATERIAIS	38
2.2.1	GRAFENO	40
2.2.1.1	ESTRUTURA	41
2.2.1.2	PROPRIEDADES	41
2.2.1.3	DERIVADOS DO GRAFENO	42
2.2.1.4	MÉTODO DE PREPARAÇÃO DO GRAFENO	44
2.2.1.4.1	ELEVAÇÃO MICROMECAÂNICA	45
2.2.1.4.2	DEPOSIÇÃO QUÍMICA DE VAPOR	45
2.2.1.4.3	MÉTODO DE OXIDAÇÃO-REDUÇÃO	45
2.2.1.4.4	MÉTODO DE CRESCIMENTO EPITAXIAL	46
2.3	MATERIAIS POLIMÉRICOS	46
2.3.1	RESINA EPÓXI EM COMPÓSITOS	48
2.4	MATERIAIS COMPÓSITOS	50
2.5	PROTEÇÃO BALÍSTICA	52
3	MATERIAIS E MÉTODOS	56
3.1	ASPECTOS GERAIS	56
3.2	MATERIAIS	57
3.2.1	SERRAGEM	57
3.2.2	HIDRÓXIDO DE POTÁSSIO (KOH)	58

3.2.3	RESINA EPÓXI	59
3.3	MÉTODOS	59
3.3.1	PREPARAÇÃO DAS CINZAS	59
3.3.1.1	LIMPEZA DO MATERIAL	59
3.3.1.2	CARBONIZAÇÃO DO MATERIAL	60
3.3.2	ATIVAÇÃO QUÍMICA DAS CINZAS COM KOH	61
3.3.3	AGITAÇÃO MAGNÉTICA E FILTRAGEM	62
3.3.4	PRODUÇÃO DE ÓXIDO DE GRAFENO	63
3.3.5	FABRICAÇÃO DOS COMPÓSITOS	64
3.3.6	CARACTERIZAÇÕES FÍSICO-QUÍMICAS	65
3.3.6.1	ANÁLISE ELEMENTAR - CHN	65
3.3.6.2	ESPECTROMETRIA DE FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX)	66
3.3.6.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)	66
3.3.6.4	ESPECTROSCOPIA RAMAN	67
3.3.6.5	ESPECTROSCOPIA DE INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADA DE FOU- RIER (FTIR)	67
3.3.6.6	CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC) E TERMOGRAVIME- TRIA (TG)	67
3.3.7	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	67
3.3.7.1	ENSAIO DE FLEXÃO	67
3.3.8	CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA	68
3.3.8.1	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	68
3.3.9	CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA	68
3.3.9.1	VELOCIDADE RESIDUAL	68
3.3.10	ANÁLISE ESTATÍSTICA	69
3.3.10.1	ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA)	69
3.3.10.2	TESTE DE TUKEY	71
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	72
4.1	CARACTERIZAÇÕES DAS CINZAS	72
4.1.1	ANÁLISE ELEMENTAR - CHN	72
4.1.2	ESPECTROMETRIA DE FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX)	74
4.1.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)	75
4.1.4	ESPECTROSCOPIA RAMAN	78
4.1.5	ESPECTROSCOPIA DE INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADA DE FOU- RIER (FTIR)	82
4.1.6	TERMOGRAVIMETRIA (TG) E CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFEREN- CIAL (DSC)	83
4.1.7	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	88
4.2	CARACTERIZAÇÕES DA CINZA ATIVADA COM KOH	92

4.2.1	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)	93
4.2.2	ESPECTROSCOPIA RAMAN	95
4.2.3	ESPECTROSCOPIA DE INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR)	97
4.2.4	TERMOGRAVIMETRIA (TG) E CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)	98
4.2.5	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	100
4.3	CARACTERIZAÇÕES DO ÓXIDO DE GRAFENO OBTIDO	104
4.3.1	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)	104
4.3.2	ESPECTROSCOPIA RAMAN	105
4.3.3	ESPECTROSCOPIA DE INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR)	106
4.3.4	TERMOGRAVIMETRIA (TG) E CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)	108
4.3.5	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	110
4.4	CARACTERIZAÇÕES DOS COMPÓSITOS	114
4.4.1	ESPECTROSCOPIA RAMAN	114
4.4.2	ESPECTROSCOPIA DE INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR)	116
4.4.3	TERMOGRAVIMETRIA (TG) E CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)	118
4.4.4	ENSAIO DE FLEXÃO	121
4.4.5	ENSAIO DE VELOCIDADE RESIDUAL	125
5	CONCLUSÃO	130
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	132
	REFERÊNCIAS	133
	APÊNDICE A – ESPECTROS RAMAN	160
	APÊNDICE B – ESPECTROS FTIR	165
	APÊNDICE C – DIFRATOGRAMAS	169
	APÊNDICE D – CURVAS TG, DTG E DSC	172
	APÊNDICE E – PROPRIEDADES BALÍSTICAS	174
	ANEXO A – DECLARAÇÃO DE DOAÇÃO	175

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Gerais

A biodiversidade florestal do Brasil, além de ser uma das mais ricas do mundo, também gera grandes quantidades de resíduos provenientes da indústria madeireira. No entanto, a gestão inadequada desses resíduos é um problema recorrente que acaba contribuindo para a poluição do solo e dos rios, gerando sérios impactos ambientais. Além disso, a exploração contínua dos recursos florestais, sem um planejamento sustentável, desacelera o processo de recuperação dos ecossistemas e promove práticas de exploração excessiva. A falta de estratégias para uma gestão adequada dos resíduos florestais reforça ainda mais a degradação do meio ambiente. Conforme os últimos dados, estima-se que cerca de 30 milhões de toneladas de resíduos madeireiros sejam gerados anualmente no Brasil (18). Grande parte desses resíduos encontra-se na Amazônia e poderia ser melhor aproveitada em processos de reciclagem, na geração de energia renovável ou até mesmo como fertilizantes orgânicos, contribuindo assim para práticas ambientalmente mais responsáveis. Entretanto, a realidade atual é de um aproveitamento limitado, o que resulta em um grande desperdício de matéria-prima que, em vez de ser reutilizada, contribui para aumentar os impactos ambientais (19, 18, 20, 21).

Portanto, é necessário buscar estratégias mais eficientes que reduzam o descarte incorreto de resíduos madeireiros e incentivem o desenvolvimento de novos produtos de forma sustentável e econômica (22). Uma alternativa interessante é a produção de materiais avançados, como o óxido de grafeno, a partir dessas serragens. O óxido de grafeno possui propriedades únicas que permitem a sua aplicação em diversas áreas, desde a eletrônica até materiais para reforço estrutural. Dessa forma, produzir óxido de grafeno a partir das cinzas da serragem não apenas mitiga o desperdício de madeira, mas também possibilita a recuperação de resíduos que, de outra forma, contribuiriam para a emissão de gases poluentes. Assim, a utilização dessa biomassa lenhosa residual surge como uma estratégia eficaz para reduzir o impacto das mudanças climáticas e conservar recursos naturais (23, 24, 25).

Além disso, a serragem de tauari, em particular, possui uma composição química rica em celulose, hemicelulose e lignina, que são componentes fundamentais na formação de materiais carbonosos de valor agregado (26). A lignina, em especial, desempenha um papel relevante no processo de produção de óxido de grafeno, pois sua complexidade química facilita a extração de substâncias valiosas durante a pirólise, resultando em cinzas ricas em carbono. Desse modo, o alto teor de carbono da biomassa lenhosa residual possibilita a criação de materiais carbonosos aplicáveis em diversas tecnologias, como biossensores,

capacitores e baterias. Portanto, além de ajudar no sequestro de carbono, esses materiais podem ser utilizados em produtos tecnológicos que contribuem para uma economia mais sustentável e eficiente (27, 18, 25, 28).

Outro ponto importante é a utilização do óxido de grafeno como reforço em compósitos de resina epóxi, que tem se mostrado uma abordagem promissora para o desenvolvimento de materiais com alta resistência e baixo peso. O óxido de grafeno apresenta propriedades mecânicas, térmicas e elétricas que o tornam um material versátil para várias aplicações. No setor de defesa, por exemplo, compósitos poliméricos reforçados com óxido de grafeno têm potencial para serem utilizados em blindagens balísticas, oferecendo proteção eficiente com uma redução significativa no peso. Essa redução de peso é particularmente importante para a fabricação de armaduras leves, tornando-as uma alternativa atrativa em comparação com materiais tradicionais, como a fibra sintética de aramida e o aço balístico, que, embora eficazes, apresentam limitações em termos de custo e peso elevado.

Com isso, a busca por novos materiais que atendam às demandas dos setores militar e de segurança pública tem incentivado o desenvolvimento de alternativas que combinem eficiência e sustentabilidade. Nesse contexto, o uso de fibras lignocelulósicas, como a serragem de tauari, em combinação com resinas epóxi funcionalizadas com óxido de grafeno, é uma solução que alia a redução de peso e custo com o aumento da eficiência das proteções balísticas. Essa abordagem está alinhada aos princípios da sustentabilidade, pois faz uso de recursos renováveis, minimiza os impactos ambientais e transforma resíduos em materiais de alto desempenho (29, 25).

Portanto, o presente trabalho propõe a produção e caracterização do óxido de grafeno a partir das cinzas ativadas da serragem de tauari, visando sua aplicação em compósitos de resina epóxi com potencial balístico. As propriedades do material produzido serão avaliadas quanto à sua viabilidade como reforço leve e eficiente para compósitos. Dessa forma, este estudo busca contribuir para o desenvolvimento de materiais avançados e sustentáveis que atendam às exigências da indústria e da defesa nacional, promovendo alternativas mais ecológicas e tecnologicamente eficazes para aplicações balísticas.

1.2 Justificativa do Trabalho

A produção de resíduos madeireiros pela indústria apresenta um desafio ambiental e uma oportunidade para o desenvolvimento sustentável. A gestão inadequada desses resíduos contribui para a poluição do solo e dos rios, causando impactos ambientais e dificultando a recuperação dos recursos naturais. Nesse contexto, a utilização desses materiais para a fabricação de produtos avançados, como o óxido de grafeno, pode mitigar os impactos ambientais e oferecer novas perspectivas para o desenvolvimento de tecnologias inovadoras

e sustentáveis (25). Portanto, o objetivo desta pesquisa é investigar uma nova utilização da serragem de tauari, um recurso abundante na Amazônia, na fabricação de óxido de grafeno. Essa abordagem está alinhada com os Objetivos de Desenvolvimento Sustentável (ODS) da Organização das Nações Unidas (ONU), em especial com o ODS 12, que trata de Produção e Consumo Sustentáveis, e o ODS 13, que aborda Ação contra a Mudança Global do Clima.

Além dos benefícios ambientais, a aplicação da serragem de tauari e do óxido de grafeno em compósitos de resina epóxi possui relevância tecnológica e econômica. Esses materiais apresentam propriedades mecânicas aprimoradas, importantes para diversas indústrias, incluindo os setores militar e de segurança pública, que buscam soluções leves e eficientes para proteção balística (30). Dessa forma, o desenvolvimento de compósitos sustentáveis contribui diretamente para o ODS 9, que foca em Indústria, Inovação e Infraestrutura, promovendo a inovação tecnológica e a eficiência no uso de recursos naturais (31). Além disso, iniciativas como esta reforçam o compromisso com o ODS 15, voltado para Vida Terrestre, incentivando práticas que reduzam a exploração excessiva de recursos florestais e promovam o uso responsável dos resíduos (32).

Em suma, esta pesquisa busca não apenas atender às necessidades industriais modernas, mas também contribuir para os esforços globais de sustentabilidade e economia circular propostos pela ONU, fortalecendo a integração entre ciência, tecnologia e preservação ambiental.

1.3 Objetivo do Estudo

1.3.1 Objetivo Geral

Essa dissertação de mestrado tem como objetivo desenvolver e caracterizar óxido de grafeno a partir dos resíduos da serragem do tauari da região Amazônica, avaliando a aplicabilidade e eficácia em fins balísticos em compósitos de resina epóxi.

1.3.2 Objetivos Específicos

Este trabalho tem como objetivos específicos:

1. Produzir as cinzas da serragem de tauari a diferentes temperaturas variando o intervalo tempo;
2. Caracterizar as cinzas da serragem de tauari por técnicas de análise elementar - CHN, difração de raios-X (DRX - X-ray Diffraction), espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier (FTIR - Fourier Transform Infrared Spectroscopy),

espectroscopia Raman, análise termogravimétrica (TGA - Thermogravimetric Analysis), calorimetria exploratória diferencial (DSC - Differential Scanning Calorimetry), microscopia eletrônica de varredura (MEV - Scanning Electron Microscopy);

3. Sintetizar o grafeno a partir das cinzas ativadas com hidróxido de potássio (KOH);
4. Analisar e caracterizar o grafeno obtido por técnicas de DRX, FTIR, TGA, DSC, Raman, MEV;
5. Sintetizar o óxido de grafeno (OG) a partir do grafeno obtido pelo método de Hummers;
6. Analisar e caracterizar o OG obtido por técnicas de DRX, FTIR, TGA, DSC, Raman, MEV;
7. Produzir compósitos de resina epóxi funcionalizados com OG obtido a 0,1%, a 0,2% e a 0,5%;
8. Avaliar as propriedades mecânicas, térmicas e balísticas do OG produzido em compósitos, mediante ensaios de flexão, TGA, DSC, e ensaios de velocidade residual.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Materiais Lignocelulósicos

Os materiais lignocelulósicos, amplamente encontrados na natureza, desempenham papel essencial em diversas aplicações industriais e na mitigação de problemas ambientais (33, 34). Essencialmente, esses materiais, compostos principalmente por celulose, hemicelulose e lignina, são uma alternativa promissora para o desenvolvimento de tecnologias sustentáveis (35). Devido à sua abundância, principalmente em áreas florestais, eles se apresentam como uma fonte renovável de biomassa que pode ser utilizada na produção de nanomateriais (36).

Além disso, o uso de resíduos lignocelulósicos contribui para a redução da dependência de recursos fósseis e minimiza os impactos ambientais associados à extração e processamento de materiais não renováveis. Dessa forma, a utilização desses resíduos não só transforma o que seria um passivo ambiental em um recurso valioso, como também alinha-se aos princípios da química verde e da economia circular (37).

Dessa forma, é importante salientar que diversas fibras são encontradas com facilidade no meio ambiente, conhecidas como naturais ou sintéticas. No caso das fibras naturais, são classificadas em: vegetais (lignocelulósicas), onde se subclassificam com relação à origem, podendo ser do fruto, das folhas, do caule ou das sementes; animais, onde a estrutura molecular é composta por queratina, proveniente da secreção glandular de alguns insetos; e minerais, em que se origina de rochas com estrutura fibrosa. Tal ordenação pode ser observada no esquema da Figura 1 (1).

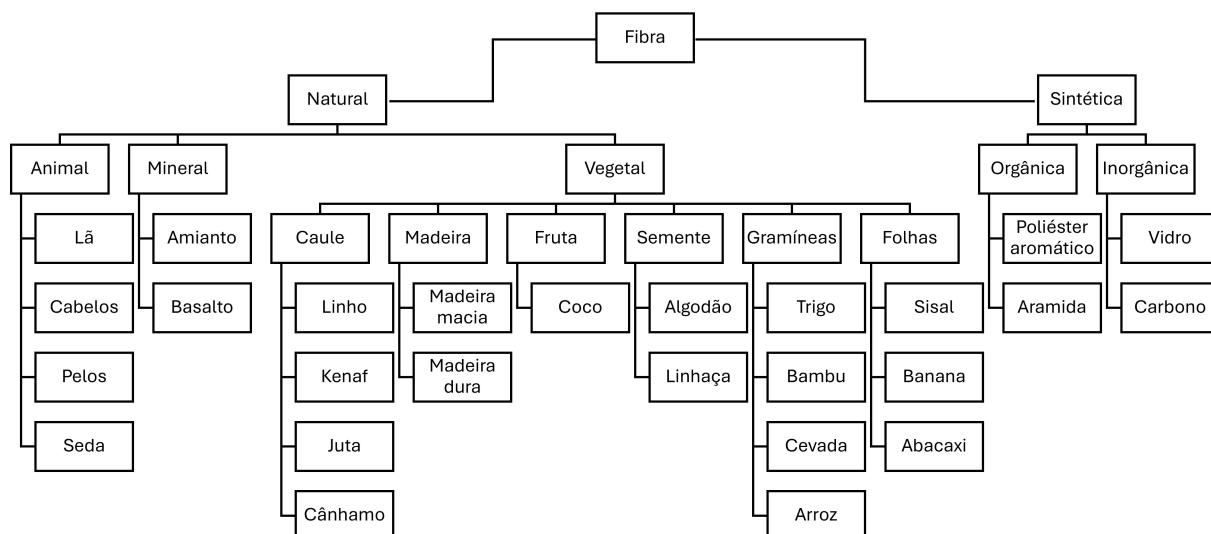


Figura 1 – Classificação das fibras (Adaptado de (1)).

A madeira, por sua vez, é um composto natural de caráter orgânico, definida como a “parte lenhosa das árvores, constituída de fibras e vasos condutores da seiva bruta” (38). Como material lignocelulósico, sua estrutura é complexa e composta de várias espécies, cada uma com propriedades anatômicas distintas, como as madeiras de coníferas e folhosas (5). A organização estrutural da madeira se distribui em diversas camadas, sendo elas: casca; floema; câmbio; cerne e alburno (xilema); e medula. Cada uma dessas partes tem um papel específico, como a casca, que protege contra diversos fatores externos, e o floema, responsável pela condução de nutrientes (5). O esquema na Figura 2 ilustra esta organização.

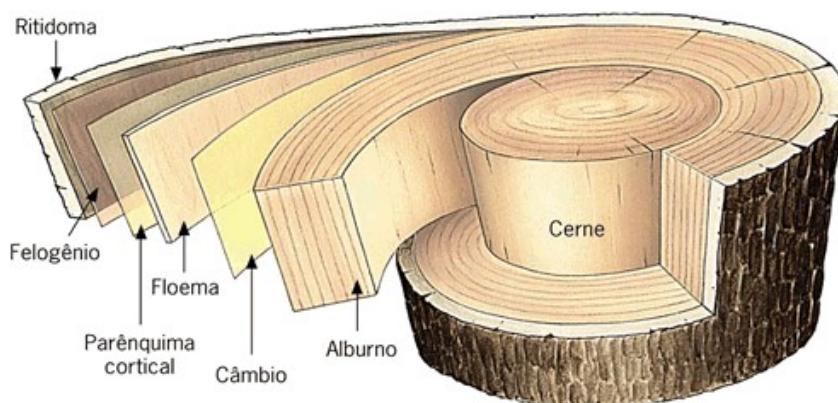


Figura 2 – Organização estrutural da madeira (2).

Os materiais lignocelulósicos não possuem propriedades uniformes como outros materiais, pois microestruturalmente são heterogêneos e possuem limitações dimensionais. Além disso, vários fatores influenciam a qualidade desses materiais, tais como a origem, qualidade e idade da planta, diâmetro da fibra, razão de aspecto e pré-condicionamento. Consequentemente, a interação com a água demonstra características hidrofílicas, o que acaba apontando grande afinidade com a umidade ambiente (39).

No contexto industrial, a madeira, um exemplo típico de material lignocelulósico, destaca-se por suas propriedades mecânicas e estruturais, que podem ser potencializadas por meio de tratamentos térmicos ou químicos. Esses tratamentos possibilitam a criação de produtos com características avançadas, como o grafeno (40). A vasta aplicação desses materiais, que vai desde a construção civil até a produção de materiais de alta tecnologia, reforça sua importância como componente estratégico em setores que buscam reduzir sua pegada de carbono e inovar em termos de eficiência e sustentabilidade (41, 42). Com isso, o estudo da madeira e de outros materiais lignocelulósicos demonstra uma relevância crescente na investigação de nanomateriais, proporcionando uma contribuição inestimável ao avanço tecnológico e científico (43, 44).

2.1.1 Composição Química

A madeira é um material altamente complexo em sua composição química. A estrutura organizacional em uma parede celular é composta principalmente por celulose, hemicelulose, lignina e uma variedade de compostos menores denominados extrativos. A Figura 3 ilustra essa disposição (4, 1).



Figura 3 – Organização estrutural dos três principais constituintes da parede celular da madeira (Adaptado de (3)).

Essa composição química é o que confere à madeira propriedades distintas e versáteis. A variação na composição e organização desses componentes, tanto de alto quanto de baixa massa molecular, na ultraestrutura da madeira, justifica a diversidade de propriedades tecnológicas, incluindo características morfológicas, físicas, mecânicas e biológicas (45, 46). Portanto, essa complexidade é fundamental para entender a aplicação da madeira em várias indústrias e a necessidade de abordagens especializadas para manipulação e tratamento (47).

2.1.1.1 Celulose

A celulose é o principal componente estrutural da parede celular das plantas, representando um homopolissacarídeo de alto peso molecular, o qual confere rigidez e firmeza à madeira (48). Correspondendo a 40 a 44% da composição total da madeira, a celulose é composta por monômeros de 4 β -anidroglicopiranosose ligados por ligações β -1,4 glucosídicas, como mostrado na Figura 4 (4).

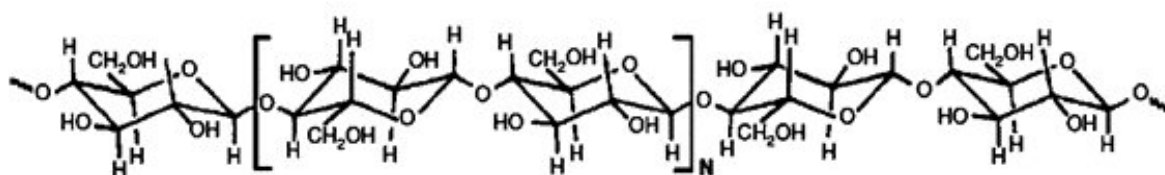


Figura 4 – Estrutura parcial da celulose (4).

As cadeias de celulose são organizadas em feixes que se agregam em microfibrilas, as quais possuem regiões cristalinas altamente ordenadas que se alternam com regiões amorfas menos organizadas (5). Além disso, essas microfibrilas estão incorporadas em uma matriz de lignina em um formato helicoidal, conforme ilustrado na Figura 5 (3). Ademais, as fibrilas se dispõem ao longo do comprimento da parede celular, formada por parede primária e secundária, sendo esta última subdividida em S1, S2 e S3. Essa distribuição harmoniosa entre as fibrilas e a matriz é responsável pela resistência máxima à tração e à flexão da madeira. É relevante frisar que a resistência à tração está diretamente ligada à concentração de celulose e inversamente proporcional ao ângulo microfibrilar, garantindo assim a rigidez do material (49).

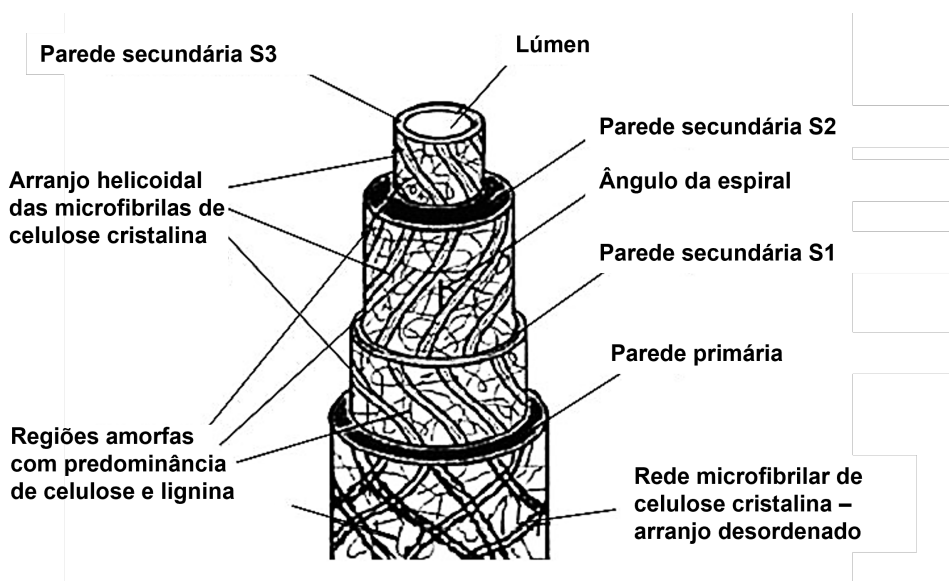


Figura 5 – Estrutura básica da celulose (3).

Na pirólise, a celulose é fundamental na conversão de biomassa em materiais carbonosos, como o grafeno, principalmente devido ao seu alto teor de carbono (50, 51). Durante o processo de degradação térmica, a celulose passa por uma decomposição que libera gases e vapores, resultando na formação de produtos sólidos, como carvão (52). Essa decomposição ocorre entre 300 e 400°C, o que é essencial para a produção de óxido de grafeno (OG) a partir de biomassa lignocelulósica (53, 52).

Além dessas propriedades, a celulose desempenha um papel importante na estrutura da madeira, oferecendo propriedades únicas que tornam este material adequado para uma ampla gama de aplicações (54). A partir disto, compreender detalhadamente a organização e a função da celulose na madeira é vital para sua manipulação eficiente em diversas indústrias, especialmente na síntese de nanomateriais, como o grafeno, que é amplamente utilizado em várias indústrias tecnológicas (55, 56, 57).

2.1.1.2 Hemicelulose

A hemicelulose, composta por polissacarídeos de 5 e 6 átomos de carbono, apresenta características hidrofílicas, e é facilmente hidrolisada em ácidos, permanecendo associada à celulose após a remoção da lignina (58). Segundo (5) e (59), as hemiceluloses são formadas por vários tipos de açúcares, como D-glucose, D-manose, D-galactose, D-xilose, L-arabinose, L-fucoses, ácidos 4-O-metilglucurônico, D-galacturônico e D-glucurônico, visualizados na Figura 6. A principal função da hemicelulose é ligar as microfibrilas de celulose, fortalecendo a parede celular. Diferente da celulose, com estrutura cristalina, a hemicelulose possui uma estrutura amorfa, o que a torna mais suscetível à degradação térmica (60).

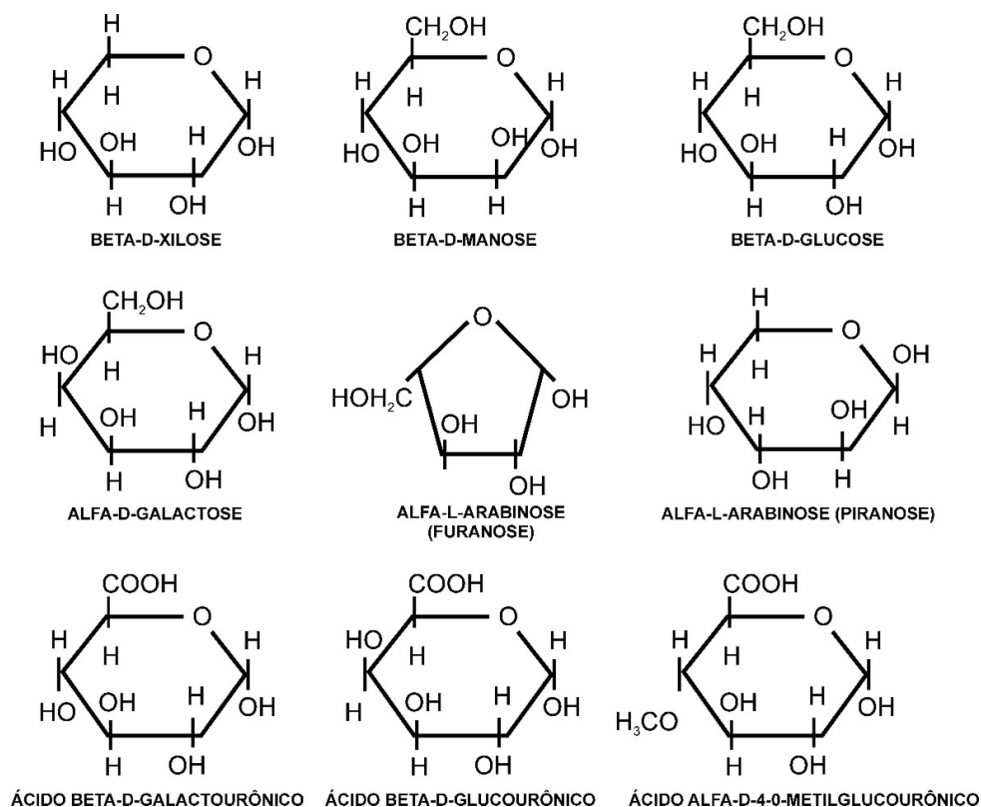


Figura 6 – Estrutura molecular da Hemicelulose (5)

Durante a pirólise, a hemicelulose é um dos primeiros componentes a se decompor, com a liberação de voláteis iniciando a temperaturas entre 200 e 300°C (61). Esse comportamento térmico influencia diretamente a eficiência do processo de carbonização, uma vez que a rápida degradação da hemicelulose facilita a liberação de compostos gasosos, que são cruciais para a formação de estruturas carbonosas (12). Embora sua contribuição para a formação de carvão seja inferior à da celulose, a hemicelulose desempenha um papel importante no equilíbrio térmico durante o processo de conversão da biomassa (62). O comportamento da hemicelulose durante a degradação térmica é essencial para otimizar o rendimento na obtenção de nanomateriais a partir de biomassa lignocelulósica (63).

2.1.1.3 Lignina

A lignina, que possui alto grau de polimerização, apresenta estrutura amorfa e característica hidrofóbica, podendo ser diluída em soluções alcalinas. Representando entre 15% e 35% do peso de biomassas como a madeira, é a terceira macromolécula lignocelulósica mais prevalente. Os compostos fenólicos, tais como álcool p-cumarílico, álcool coniferílico e álcool sinapílico, são grupos antioxidantes que compõem a lignina, podendo ser observados na Figura 7 (6).

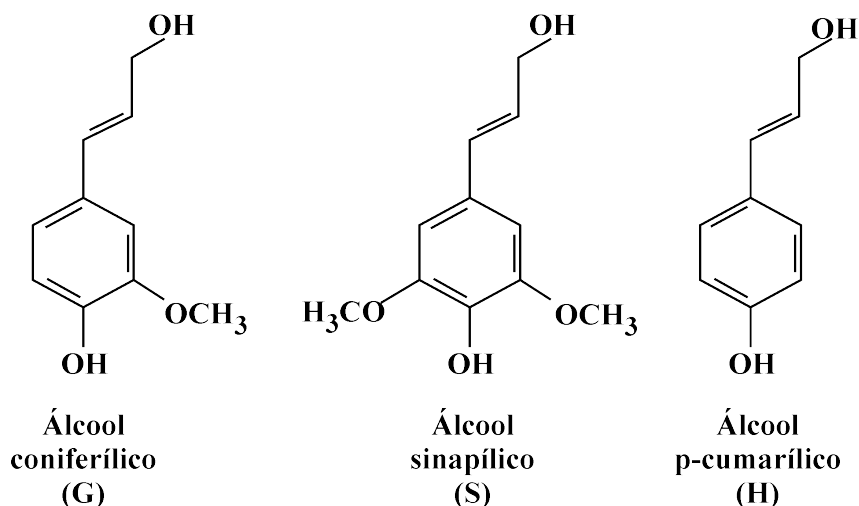


Figura 7 – Monômeros presentes na lignina (6).

Por ser também um polímero, a lignina é comparável à celulose; no entanto, a lignina difere da celulose por ser composta de moléculas aromáticas com uma estrutura molecular altamente irregular, como visualizado na Figura 8 (5).

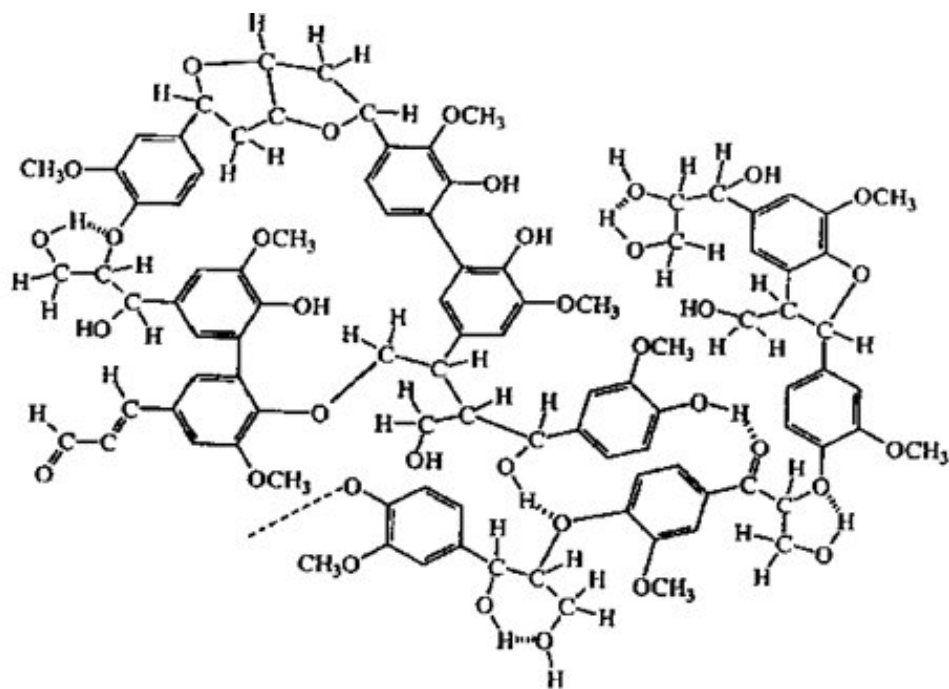


Figura 8 – Estrutura molecular da lignina (5).

Abundantes quantidades de carbono (C) e quantidades consideráveis de hidrogênio (H) e oxigênio (O) podem ser encontradas na estrutura molecular da lignina. Os elementos com concentrações mais altas em lignina são listados em porcentagens, na Tabela 1; a composição química difere principalmente dependendo se são derivados de plantas coníferas ou de folhosas (25).

De acordo com (64), a lignina é composta de grupos funcionais oxigenados, incluindo

Tabela 1 – Porcentagem de C, H e O na lignina em plantas coníferas e folhosas (Adaptado de (5)).

Elementos	Coníferas (%)	Folhosas (%)
Carbono	63-67	59-60
Hidrogênio	5-6	6-8
Oxigênio	27-32	33-34

hidroxila, carboxila, carbonila e metoxila, que têm um impacto significativo na reatividade da lignina. Durante a pirólise, a lignina se destaca como o principal precursor na formação de carvão, devido ao seu alto teor de carbono e à estrutura aromática estável, favorecendo o processo de carbonização (65). No momento em que a lignina começa a se decompor em temperaturas mais altas, variando de 300 a 500°C, prolonga o processo de carbonização e aumenta a eficiência da produção de carvão (66). Além disso, a estrutura da lignina favorece a formação de ligações cruzadas, contribuindo para a estabilidade térmica e mecânica dos materiais resultantes (67, 68).

2.1.1.4 Cinzas e Extrativos

Uma variedade de compostos bioquímicos é armazenada no cerne da madeira, a parte interna do tronco conduzida por células mortas, atuando, assim, como parte do mecanismo de defesa natural da madeira. Entre estes componentes bioquímicos menores, destacam-se dois grupos principais: os extrativos, que podem ser removidos utilizando diferentes solventes; e os compostos inorgânicos. Estes pequenos componentes são frequentemente responsáveis por conferir às plantas características como cores, odores e defesas contra fungos, proporcionando, portanto, uma importante função biológica e estrutural para a planta como um todo (69, 4). O tipo e a quantidade de extrativos presentes no cerne de diversas madeiras valorizadas economicamente, como o mogno (*Swietenia mahagoni*) e o Jacarandá brasileiro (*Dalbergia nigra*), são o que conferem o valor estético e de mercado dessas madeiras. Além disso, os extrativos podem ter um impacto direto na adequação de uma madeira para determinadas aplicações tecnológicas (4).

Durante toda a vida útil da árvore, os extrativos são gerados como uma forma de defesa natural. Contudo, o conteúdo e a quantidade desses extrativos variam consideravelmente de espécie para espécie, sendo influenciados, além disso, por fatores como a parte da árvore de onde foram retirados, sua origem geográfica, a estação do ano em que foi cultivada, bem como por outros fatores ambientais que impactam o crescimento da planta, como temperatura e níveis de dióxido de carbono (69). Em geral, os extrativos que compõem a madeira variam de 3 a 10% , embora em algumas espécies tropicais esse percentual possa atingir até 15% (70). A maioria dos compostos químicos que fazem parte deste grupo de substâncias são ácidos graxos, álcoois, fenóis, terpenos, esteroides, resinas, ceras, entre outros. Além disso, moléculas orgânicas menos significativas também

são incluídas, como monômeros, dímeros e polímeros. Por exemplo, os ácidos graxos e glicerídeos são extrativos típicos encontrados em várias espécies (71, 4).

A variação na composição dos extrativos tem um impacto direto sobre a decomposição térmica e química da madeira. Nesse sentido, a maior volatilidade dos extrativos, que possuem massas moleculares menores do que a celulose, pode aumentar a inflamabilidade da madeira a temperaturas mais baixas, o que acelera o processo de decomposição dos outros componentes da madeira (51, 69). Além disso, o conteúdo inorgânico de uma espécie de madeira é normalmente denominado como seu teor de cinzas, o que corresponde a uma aproximação da quantidade de sais minerais e outros componentes inorgânicos presentes na madeira (51). Entre os principais componentes minerais estão potássio e cálcio, com quantidades menores de magnésio, manganês, sódio, fósforo e cloro. Além disso, a madeira das florestas tropicais pode conter sílica. Os ânions mais prevalentes são os carbonatos, fosfatos, silicatos e sulfatos. De forma geral, as cinzas correspondem a menos de 0,5% da madeira de florestas temperadas, enquanto podem chegar a até 5% em espécies encontradas em regiões tropicais (5). Para ilustrar essa variação de teores de cinzas entre espécies de madeiras, a Tabela 2, se refere aos teores de umidade e de cinzas de diversas espécies estudadas da região amazônica. Essa tabela mostra que, dependendo da espécie, o teor de cinzas pode variar de forma significativa, o que reflete a complexidade dos processos de formação dos componentes inorgânicos e suas relações com fatores ambientais (15).

Tabela 2 – Teores de umidade e cinzas de espécies de madeiras amazônicas estudadas (Adaptado de (15)).

Espécie	Umidade (%)	Teor de Cinzas (%)
Jutaí café (<i>Dialium guianense</i>)	9,8	0,65
Piquiarana (<i>Caryocar glabrum</i>)	7,9	0,54
Cupiúba (<i>Goupia glabra</i>)	6,9	0,45
Sucupira preta (<i>Diplotropis racemosa</i>)	8,6	0,40
Preciosa (<i>Aniba canelilla</i>)	9,7	4,03
Louro chumbo (<i>Licaria canella</i>)	10,9	0,22
Jutaí pororoca (<i>Martiodendron elatum</i>)	8,4	3,36
Louro preto (<i>Ocotea neesiana</i>)	8,5	0,34
Louro itaúba (<i>Mezilaurus itauba</i>)	5,2	3,43
Taxi preto (<i>Tachigali myrmecophila</i>)	11,1	0,31

Como pode ser visto na Tabela 2, espécies como a Preciosa (*Aniba canelilla*) possuem um teor de cinzas significativamente elevado (4,03%), o que, conseqüentemente, pode impactar a sua aplicação, especialmente na produção de carvão vegetal e no aproveitamento para materiais carbonosos. Por outro lado, outras espécies, como o Louro chumbo (*Licaria canella*), apresentam teores muito baixos de cinzas (0,22%), o que torna essas espécies mais favoráveis para determinadas aplicações, onde baixos teores de inorgânicos são preferíveis. Assim, a análise dos teores de cinzas e umidade não apenas nos ajuda a compreender as características fundamentais das madeiras amazônicas, mas também a definir quais espécies são mais apropriadas para certas aplicações industriais, como a produção de óxido de grafeno ou como fonte de biomassa para geração de energia (15).

2.1.2 Tauari

Couratari guianensis Aubl. (Figura 9) é uma espécie lenhosa da família Lecythidaceae conhecida popularmente como tauari (72).



Figura 9 – Classificação do tauari (Adaptado de (7, 8)).

Internacionalmente, pode ser identificada como Balata blanc (GF); Capa de tabaco (VE); Cachimbo (BR); Couatari (GF); Imbirema (BR); Ingipipa (SR); Inguipipa (GF); Kakawalli (GY); Maho cigare (GF); Tabari (GF); Tampipio (VE); Tauari (BR); Wadara (GY) (73). Esta espécie possui vários sinônimos. É possível levantar os dados sobre tais variações, conforme classificação disposta na ferramenta Nomenclatura Geral das Madeiras Tropicais da Associação Técnica Internacional da Madeira Tropical (73). O uso desta informação auxilia a evitar confusões, visto que uma mesma espécie pode ter inúmeros nomes em determinados territórios. A partir disso, tal gênero possui maiores ocorrências na região Norte e Nordeste do Brasil e em outros países como a Guiana, Guiana Francesa

e Suriname, porém o domínio fitogeográfico se faz presente na região Amazônica, conforme ilustrado na Figura 10 (9).

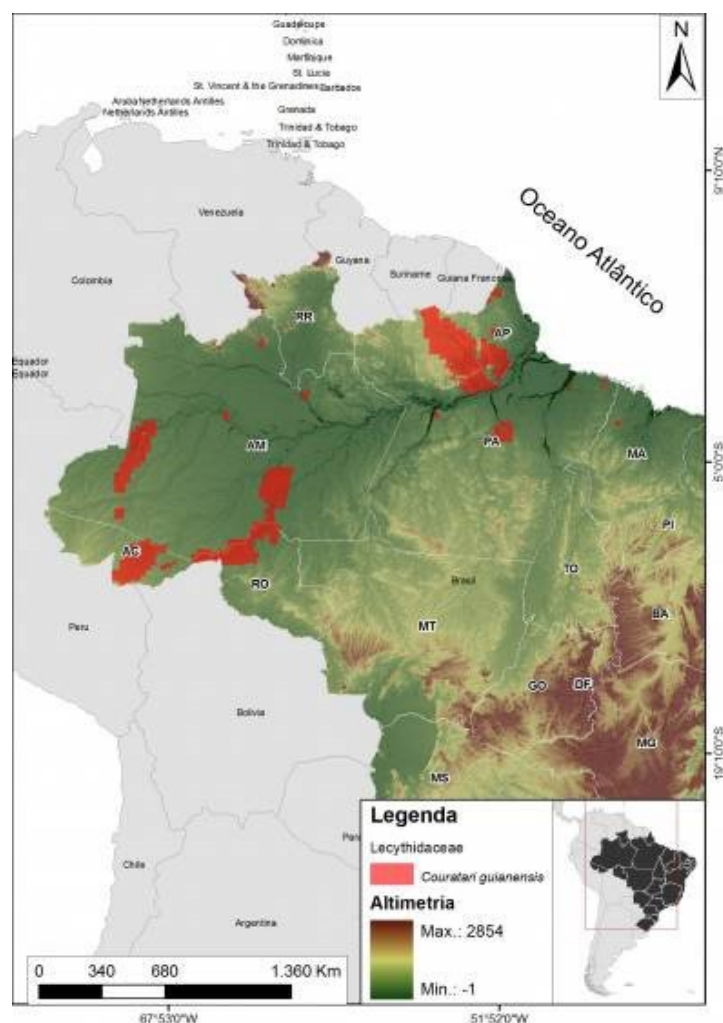


Figura 10 – Mapa de ocorrência da *Couratari quianensis* no Brasil (Adaptado de (9)).

Segundo o Sistema de Informação sobre a Biodiversidade Brasileira (SiBBR), através do Catálogo Taxonômico da Fauna do Brasil e da Lista da Flora do Brasil de 2020, observa-se a classificação referente ao estado de conservação da *Couratari guianensis* Aubl., onde se encontra definida como segura, pouco preocupante, ou como pode ser visualizado *Least Concern* (LC), logo, esta espécie está classificada como de menor preocupação e enfrenta um baixo perigo de extinção quando comparada com outras categorias (72).

Nas características anatômicas (macro e microscópica) do tauari, a madeira possui parênquima axial pouco visível a olho nu, com faixas estreitas em linhas de até 3 células com 4 a 10 raios por mm (74). Com raios quase uniformes, a face tangencial pode ser visível sob lente, onde podem ser observados raios seriados de 1 a 4 mm e corpos de sílica nas células dos raios. A partir disso, os vasos demonstram características solitárias, com múltiplos radiais curtos e porosidade difusa. Por outro lado, o diâmetro tangencial do

lúmen do vaso é de 200 micras ou mais. A Figura 11 ilustra a forma anatômica do tauari (75, 10).

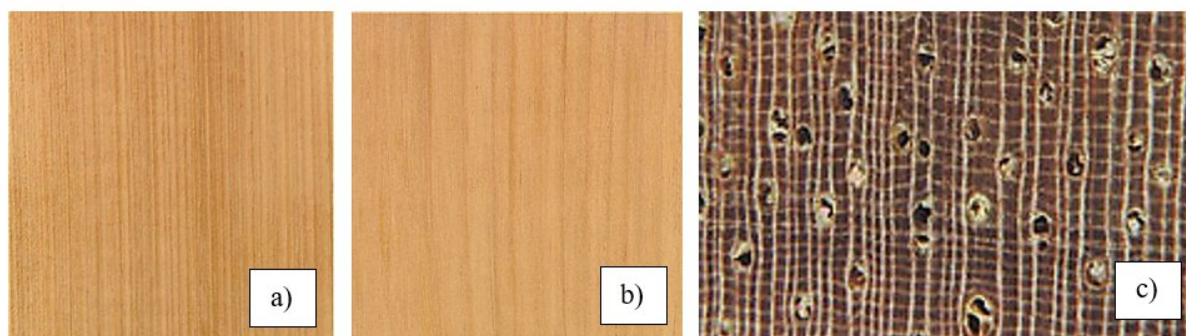


Figura 11 – Anatomia do tauari: a) face tangencial; b) face radial; c) foto macrografia (10x) (Adaptado de (10)).

A madeira é bem apreciada tanto no mercado interno quanto no exterior. A árvore cresce até uma altura de cerca de 20 a 30 m e tem um diâmetro de cerca de 80 cm, e possui contrafortes planos bem desenvolvidos, com altura de 4 a 8 metros. Com características singulares, a *Couratari guianensis* Aubl. tem um odor distinto e desagradável. Além disso, o alburno não é facilmente distinguível, e o cerne é amarelo-claro quando seco, podendo-se observar brilho moderado e textura média (75, 74). O tauari é uma espécie altamente durável, macia, fácil de trabalhar e resistente a xilófagos (76). Também é relativamente fácil de usinar, tem bons acabamentos, útil em aplicações decorativas e em móveis, como podem ser observadas as propriedades físicas na Tabela 3.

Tabela 3 – Propriedades físicas do tauari.

Densidade (g/cm ³)				Contração S. (%)			Contração T. / Contração R.	Refs.
S	V	B	A	T	R	V	-	-
-	1,11	0,52	-	6,10	3,60	10,40	1,69	(77)
0,62	-	0,56	-	6,60	4,10	-	1,60	(75)
-	-	0,50	0,61	6,60	4,20	10,9	-	(78)

Legenda: S = Seca, V = Verde, B = Básica, A = Aparente, T = Tangencial, R = Radial, V = Volumétrica.

2.1.3 Resíduos Madeireiros

A indústria madeireira é conhecida por ter impactos negativos sobre o meio ambiente, impactos esses que são exacerbados pelo aumento da produção (79, 80, 81). Entretanto, é importante notar que a disposição final da madeira nem sempre é uma opção limpa e sustentável (82, 83, 84, 85, 86). O processo de serraria e o descarte incorreto de resíduos podem levar à liberação de carbono para a atmosfera (87). Estima-se que o Brasil gera

mais de 30 milhões de toneladas de resíduos de madeira por ano (88). O setor madeireiro se destaca como o principal produtor, respondendo por 90% de todos os resíduos de madeira produzidos. Em contrapartida, os resíduos de madeira da construção civil correspondem a apenas 3%, enquanto os do meio urbano representam 6,3%, conforme indicado na Tabela 4 (16).

Tabela 4 – Estimativa da quantidade de resíduos de madeira gerada no Brasil (Adaptado de (16)).

Fonte Geradora	Resíduos de Madeira (1.000 t/ano)	%
Indústria Madeireira	27.750	90,7
Construção Civil	923	3,0
Meio Urbano (poda de árvore urbana)	1.930	6,3
Total	30.603	100,0

A grande quantidade de sobras de madeira, combinada com seu aproveitamento insuficiente, resulta em problemas ambientais e perdas significativas de oportunidades para a indústria, comunidades, governo e sociedade em geral. Isso é especialmente verdadeiro em áreas remotas que dependem de fontes de energia externas (89). Uma das principais razões para a alta produção de resíduos do processamento de madeira na Amazônia é a falta de conhecimento tecnológico das qualidades da madeira, o que leva ao uso incorreto da tecnologia no processamento do material (90, 91). De acordo com dados ambientais, esses problemas estão diretamente ligados ao assoreamento e à poluição dos rios, bem como à poluição do ar devido à queima de resíduos de madeira para eliminação. Além disso, o uso de espaços para o armazenamento deste material, que poderiam ser destinados a outros fins, também agrava a situação, resultando no desperdício de matéria-prima (19, 5).

Contudo, o reaproveitamento desses materiais pode transformar um passivo ambiental em um ativo econômico, especialmente através da conversão da biomassa em produtos de alto valor agregado, como o grafeno (92). O entendimento adequado da quantidade, qualidade e dos usos potenciais desses resíduos em processos industriais sustentáveis não apenas reduz a pegada ambiental, mas também cria novas oportunidades econômicas e tecnológicas, especialmente em áreas como a produção de compósitos para a indústria de defesa e segurança pública(93, 94).

2.2 Conversão de Biomassa na Preparação de Nanomateriais

A conversão de biomassa em nanomateriais tem se tornado uma estratégia proeminente para mitigar o impacto ambiental e valorizar resíduos industriais. A biomassa, composta por resíduos orgânicos como madeira, plantas e subprodutos agrícolas, apresenta um enorme potencial para a produção de materiais valiosos, como nanomateriais de

carbono. Por exemplo, a produção de grafeno a partir de cinzas da biomassa destaca-se como uma abordagem sustentável que utiliza recursos renováveis, gerando produtos com alta condutividade elétrica e resistência mecânica (95). Além disso, o reaproveitamento desses resíduos não apenas reduz os impactos ambientais, mas também fortalece a economia circular, convertendo passivos em ativos econômicos de alto valor (16). De maneira similar, a produção de grafeno a partir da biomassa também diminui a dependência de recursos fósseis e minimiza os problemas ambientais relacionados ao descarte inadequado de resíduos, como a emissão de gases de efeito estufa (96), tais informações podem ser complementadas através da Figura 12.

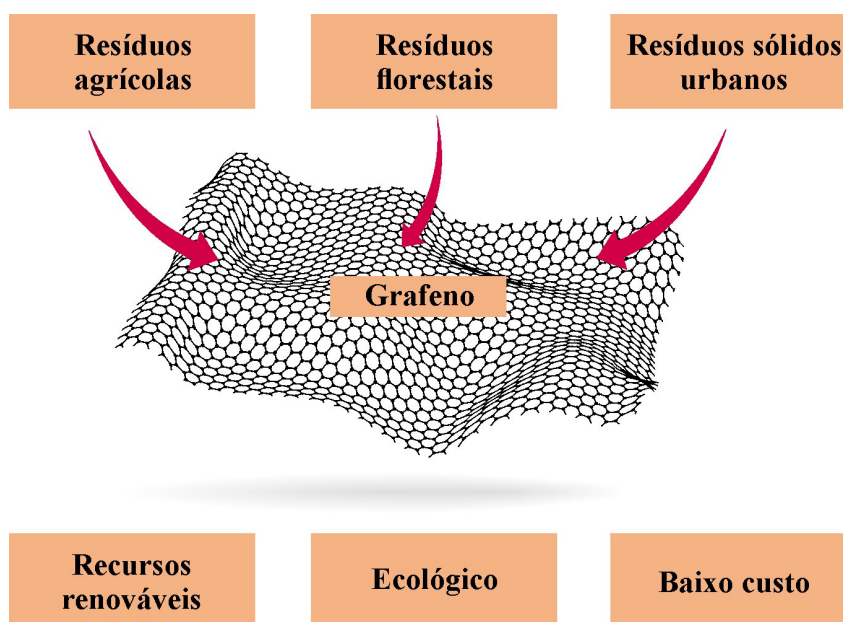


Figura 12 – Matérias-primas e vantagens da síntese verde de grafeno (Adaptado de (11)).

O processo de pirólise, amplamente utilizado para a conversão de biomassa em nanomateriais, tem se mostrado eficiente na decomposição térmica sem a presença de oxigênio. Esse processo gera subprodutos como biochar e gases voláteis, que podem ser refinados para produzir grafeno ou óxido de grafeno (97). Além disso, a pirólise oferece flexibilidade no uso de diferentes tipos de biomassa, como serragem de madeira e resíduos agrícolas, tornando-se uma opção promissora para indústrias que buscam soluções sustentáveis (16). Ao integrar a química verde a esses processos, é possível otimizar a eficiência da produção de grafeno, utilizando métodos ambientalmente corretos e minimizando o uso de substâncias tóxicas (98).

Além do grafeno, a biomassa pode ser convertida em uma variedade de outros nanomateriais de carbono, como nanotubos e nanofibras de carbono, que apresentam amplas aplicações industriais (99). Por exemplo, esses materiais são de particular interesse para o armazenamento de energia, sensores e sistemas de purificação de água, devido às suas propriedades únicas. A sustentabilidade dos processos de conversão da biomassa é

fundamental, pois prolonga o ciclo de vida dos resíduos e proporciona novas oportunidades para o desenvolvimento de tecnologias mais limpas e eficientes (100). Esse alinhamento com os Objetivos de Desenvolvimento Sustentável (ODS) da ONU contribui diretamente para a redução dos impactos ambientais e o uso sustentável dos recursos naturais (96).

2.2.1 Grafeno

O grafeno, um material bidimensional composto por uma única camada de átomos de carbono organizados em uma rede hexagonal, tem se destacado por suas propriedades inovadoras e aplicabilidade em diversos campos tecnológicos. Embora tenha sido previsto teoricamente, foi apenas em 2004 que Andre Geim e Konstantin Novoselov, da Universidade de Manchester, isolaram o grafeno por meio de uma técnica simples de esfoliação com fita adesiva, o que deu início a uma nova era na pesquisa de materiais (101). Desde então, o grafeno se tornou rapidamente o foco de intensa investigação devido à sua alta condutividade elétrica, excelente resistência mecânica e leveza, tornando-se assim uma solução promissora para diversas indústrias, como eletrônicos e compósitos de alto desempenho (102).

Nos últimos anos, a síntese do grafeno avançou significativamente, com diversas técnicas de produção sendo desenvolvidas, incluindo métodos baseados em pirólise e deposição química em fase vapor, que buscam melhorar a eficiência e a pureza do material (103). Esses avanços permitiram que o grafeno fosse aplicado em áreas como eletrônica, sensores e armazenamento de energia (104). Além disso, o grafeno e seus derivados, como o óxido de grafeno, têm demonstrado grande potencial em aplicações biomédicas, como entrega de fármacos e sensores bioquímicos, graças às suas propriedades eletrônicas e mecânicas ajustáveis (105). A adaptação de propriedades estruturais por meio da funcionalização do grafeno também ampliou sua aplicabilidade em áreas como catálise e eletroquímica (106).

A produção sustentável de grafeno tem sido amplamente investigada, com enfoques que incluem o uso de materiais de carbono recicláveis e biomassa. Essas abordagens sustentáveis não só melhoram a eficiência de produção como também minimizam o impacto ambiental (107). Além disso, pesquisas recentes também destacam a importância do grafeno em áreas emergentes, como nanossensores e dispositivos flexíveis, que utilizam as propriedades únicas do grafeno para desenvolver novas tecnologias de detecção e armazenamento de dados (108). Assim, o grafeno continua a ser um dos materiais mais promissores da ciência dos materiais, com um impacto significativo previsto em diversas indústrias tecnológicas no futuro próximo (101, 108).

2.2.1.1 Estrutura

O grafeno é uma das formas mais simples de carbono, sendo composto por uma camada bidimensional de átomos de carbono dispostos em uma rede hexagonal, conforme mostrado na Figura 13, que ilustra a estrutura do grafeno e seus derivados (101). Os átomos de carbono no grafeno estão organizados em uma estrutura plana, com cada átomo de carbono conectado a três átomos vizinhos por meio de ligações covalentes do tipo sp^2 (103). Essa hibridização sp^2 permite que o grafeno apresente características únicas, como uma condutividade elétrica excepcional, uma vez que os elétrons deslocalizados nos orbitais π contribuem diretamente para suas propriedades eletrônicas (109). Além disso, o grafeno possui alta flexibilidade e resistência mecânica, resultantes das fortes ligações covalentes entre os átomos de carbono, o que confere ao material a capacidade de suportar deformações significativas sem perder suas propriedades estruturais (110).

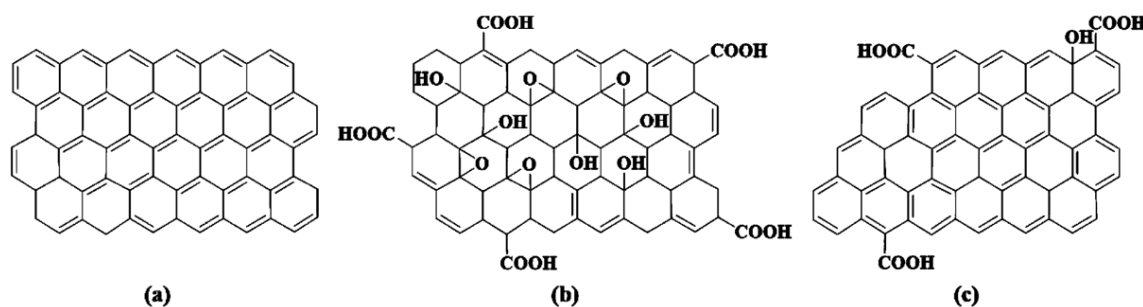


Figura 13 – A estrutura de (a) favo de mel de grafeno, (b) óxido de grafeno (OG) e (c) óxido de grafeno reduzido (OGR) (Adaptado de (12)).

O comprimento de ligação C–C no grafeno é de aproximadamente 0,142 nm, o que o torna uma das formas mais estáveis de carbono. Essa estrutura permite que o grafeno mantenha uma elevada resistência mecânica, com um módulo de Young estimado em cerca de 1 TPa, o que o posiciona entre os materiais mais fortes conhecidos (111). Além disso, a microscopia de tunelamento de varredura revelou a presença de rugosidades na superfície do grafeno, as quais são responsáveis pela estabilidade térmica do material, ajudando-o a evitar flutuações termodinâmicas que poderiam desestabilizar a rede atômica bidimensional (112). Essa combinação de flexibilidade, alta resistência e condutividade elétrica faz do grafeno um material promissor para uma ampla gama de aplicações tecnológicas, incluindo sensores e dispositivos eletrônicos flexíveis (113).

2.2.1.2 Propriedades

O grafeno se destaca por suas propriedades excepcionais, que o tornam um dos materiais mais promissores para aplicações em diversas áreas da ciência e da engenharia. Sua estrutura bidimensional, composta por átomos de carbono organizados em uma rede

hexagonal, confere ao material uma resistência mecânica superior e alta flexibilidade. Estudos demonstram que o módulo de Young do grafeno pode atingir até 1 TPa, posicionando-o entre os materiais mais rígidos conhecidos (114). Essa rigidez está diretamente relacionada à presença de ligações covalentes σ e π entre os átomos de carbono, as quais garantem estabilidade e resistência mesmo sob grandes deformações. Além disso, o grafeno apresenta uma alta resistência à ruptura, com uma força de fratura de até 42 N/m (115). Essas propriedades mecânicas tornam o grafeno um excelente candidato para compósitos avançados, revestimentos e dispositivos flexíveis (116). A flexibilidade e a capacidade de suportar deformações sem comprometer suas características estruturais são essenciais para sua aplicação em dispositivos dinâmicos, como sensores e atuadores (115, 116).

No âmbito eletrônico, o grafeno é amplamente reconhecido por sua mobilidade eletrônica extremamente alta, tornando-o um condutor excepcionalmente eficiente. A mobilidade dos portadores de carga no grafeno pode atingir até 200.000 cm²/V · s, superando significativamente a de outros materiais semicondutores, como o silício (117). Isso ocorre porque os elétrons no grafeno se movem livremente através da estrutura bidimensional, graças à ausência de um gap de energia entre a banda de condução e a banda de valência (118). A interação entre o grafeno e outros materiais pode, no entanto, influenciar suas propriedades eletrônicas e ópticas. Estudos recentes mostram que defeitos na rede de carbono e a dispersão de fônons podem reduzir a mobilidade dos elétrons, mas mesmo nessas condições, o grafeno mantém uma excelente condutividade em temperaturas ambientes (119). Essas propriedades tornam o grafeno uma escolha viável para dispositivos eletrônicos de alta performance, como moduladores eletro-ópticos integrados, capazes de operar em altíssima velocidade (120).

As propriedades ópticas do grafeno também são notáveis, especialmente sua alta transmitância óptica. Em uma camada única de grafeno, cerca de 97,7% da luz visível é transmitida, o que faz do material uma escolha promissora para aplicações em dispositivos transparentes, como telas flexíveis e células solares (121). Com o aumento do número de camadas de grafeno, essa transmitância diminui ligeiramente, absorvendo 2,3% de luz a cada nova camada (122). Além disso, o grafeno tem a capacidade de modular suas propriedades ópticas quando submetido a campos elétricos externos, permitindo ajustes na absorção de luz e no comportamento eletrônico em dispositivos optoeletrônicos (123). Essas características, somadas à sua alta estabilidade térmica e mecânica, fazem do grafeno um dos materiais mais versáteis e promissores para futuras tecnologias em fotônica, eletrônica flexível e sensores avançados (121, 123).

2.2.1.3 Derivados do grafeno

Os derivados do grafeno são materiais resultantes de modificações químicas realizadas no grafeno, que proporcionam novas propriedades e ampliam significativamente suas

aplicações. O óxido de grafeno (OG) é um dos derivados mais amplamente estudados e é obtido pela oxidação química do grafite. Esse processo resulta na introdução de grupos funcionais contendo oxigênio, como epóxi (-O-) e hidroxilas (-OH) na superfície, e grupos carboxila (-COOH) e carbonila (-C=O) nas bordas das camadas de OG (124). Essas modificações proporcionam ao OG uma elevada hidrofobicidade, permitindo que ele se disperse facilmente em água e em solventes orgânicos, tornando-o altamente adequado para aplicações como filmes finos, eletrodos e revestimentos (125). No entanto, esses grupos funcionais contendo oxigênio interrompem a estrutura conjugada do carbono, resultando em uma redução significativa da condutividade elétrica (126).

Uma das estratégias mais comuns para recuperar as propriedades elétricas e mecânicas do grafeno é a redução do OG, que resulta na formação de óxido de grafeno reduzido (OGR). O processo de redução visa remover parcialmente os grupos oxigenados e restaurar a estrutura conjugada de carbono, o que melhora a condutividade elétrica do material (127). Vários métodos de redução têm sido amplamente estudados, como redução térmica, química e por micro-ondas. A redução química com agentes como o ácido ascórbico tem ganhado atenção devido à sua escalabilidade e menor toxicidade em comparação a outros métodos (128). Contudo, o OGR ainda apresenta defeitos residuais que impactam suas propriedades elétricas e mecânicas, tornando suas características intermediárias entre o OG e o grafeno puro (129). Em particular, a condutividade elétrica e a estabilidade química do OGR são notavelmente superiores ao OG, o que o torna mais adequado para aplicações como sensores e dispositivos eletrônicos (130).

As propriedades mecânicas dos derivados do grafeno, como OG e OGR, variam significativamente em relação ao grafeno puro. O grafeno monocamada, por exemplo, exibe um módulo de Young de 1 TPa e uma resistência à tração de 130 GPa, destacando-se como um dos materiais mais rígidos e resistentes conhecidos (37). O OG, por outro lado, devido à presença dos grupos oxigenados, apresenta um módulo de Young significativamente mais baixo, entre 697 ± 15 GPa, com uma resistência à tração que varia de 3 a 33 GPa. Já o OGR, embora apresente propriedades intermediárias, ainda mantém uma resistência considerável, com um módulo de Young de 41,8 GPa e uma resistência à tração de 293,3 MPa (129). Essas variações nas propriedades mecânicas estão resumidas na Tabela 5, que compara as principais características mecânicas da família do grafeno.

Além do OG e do OGR, outros derivados do grafeno também têm sido amplamente explorados. O grafeno tridimensional (3D graphene), por exemplo, preserva muitas das propriedades eletrônicas e estruturais do grafeno, mas com uma área superficialmente maior, o que o torna eficiente em aplicações como sensores e dispositivos de armazenamento de energia (131, 132). Outro derivado importante é o grafeno dopado com nitrogênio (N-doped graphene), que modifica as propriedades eletrônicas do material, abrindo um bandgap e ajustando sua condutividade, tornando-o útil em aplicações como catálise e

Tabela 5 – Propriedades mecânicas da família do grafeno.

Material	Técnica Experimental	Módulo de Young	Resistência à Tração	Refs.
Monocamada de grafeno	Nanoindentação em AFM	1 TPa	130 GPa	(37)
Óxido de grafeno (OG)	Nanoindentação em ferramenta dinâmica	697 ± 15 GPa	3–33 GPa	(37)
Papel de OGR	-	41,8 GPa	293,3 MPa	(129)

nanoeletrônica. Esses derivados ampliam ainda mais o leque de aplicações tecnológicas do grafeno, transformando-o em um material extremamente versátil e promissor para o desenvolvimento de dispositivos de última geração (133, 134).

2.2.1.4 Método de preparação do grafeno

O método de preparação do grafeno é um aspecto fundamental para sua ampla aplicação em diversas áreas tecnológicas, uma vez que a qualidade e o rendimento do material preparado variam significativamente dependendo do método empregado. De forma geral, os métodos de produção de grafeno podem ser classificados em abordagens de "cima para baixo" e de "baixo para cima" (135). A abordagem de "cima para baixo" envolve a esfoliação de grafite em camadas finas de grafeno, enquanto a abordagem de "baixo para cima" refere-se à construção do material a partir de átomos de carbono, utilizando precursores como o metano (136). Cada método de síntese apresenta vantagens e desvantagens específicas que influenciam a escolha da técnica mais apropriada para diferentes aplicações. Entre os métodos mais utilizados estão a elevação micromecânica, a deposição química de vapor (CVD), o método de oxidação-redução e o crescimento epitaxial. A Tabela 6 apresenta uma comparação detalhada entre os métodos de preparação do grafeno, destacando as diferenças em termos de substrato, temperatura de processamento e rendimento, com referências adequadas para cada técnica.

Tabela 6 – Comparação dos diferentes métodos de preparação do grafeno.

Método	Substrato	Temperatura (°C)	Rendimento	Refs.
Elevação micromecânica	SiO ₂ /Si	Temperatura ambiente	Difícil para produção em larga escala	(137)
Deposição química de vapor	Cu, Pt, Ni, Ru, Ir	>1000	Pode ser produzido em grande escala	(138)
Oxidação-redução	-	<500	Pode ser produzido em grande escala	(139)
Crescimento epitaxial	SiC	1200 – 1600	Adequado para produção em pequena escala	(140)

2.2.1.4.1 Elevação micromecânica

O método de elevação micromecânica foi o primeiro a ser utilizado para a obtenção de grafeno. Ele consiste na aplicação de uma força mecânica para separar as camadas de grafite, aproveitando-se da fraqueza das forças de van der Waals entre essas camadas (141). Nesse método, Geim e colaboradores (142) utilizaram fita adesiva para esfoliar o grafeno de grafite altamente orientado, conseguindo isolar camadas finas do material. Embora o método produza grafeno de alta qualidade, ele é muito trabalhoso e demorado, o que limita sua utilização para a produção em larga escala (143). Além disso, esse processo apresenta dificuldades no controle do número de camadas e na ocorrência de rugosidades, o que o torna mais adequado para pesquisas laboratoriais. Apesar dessas limitações, a simplicidade do processo e o baixo custo tornam a elevação micromecânica uma técnica valiosa para a produção de pequenas quantidades de grafeno de alta pureza (135).

2.2.1.4.2 Deposição química de vapor

A deposição química de vapor (CVD) é uma técnica de "baixo para cima" que envolve a decomposição de um precursor de carbono, como o metano, em um substrato metálico catalisador, como cobre ou níquel, sob altas temperaturas. Esse método tem sido amplamente utilizado para a produção de filmes de grafeno de alta qualidade e em grandes áreas (144). O mecanismo de crescimento do grafeno na CVD pode ocorrer por dois processos principais: precipitação-dissolução, em que o carbono dissolve no metal e depois precipita na superfície, e catálise de superfície, onde os átomos de carbono se nucleiam e crescem diretamente na superfície do metal (145). A principal vantagem do método CVD é a possibilidade de controlar a qualidade do grafeno produzido, com filmes contínuos e monocamada sendo obtidos com relativa facilidade. No entanto, o processo de remoção do grafeno do substrato metálico pode introduzir impurezas e defeitos no material, o que representa um desafio para a produção em larga escala (140).

2.2.1.4.3 Método de oxidação-redução

O método de oxidação-redução é amplamente utilizado para a síntese de óxido de grafeno (OG) e óxido de grafeno reduzido (OGR). A técnica envolve a oxidação do grafite para produzir OG, seguida por um processo de redução para remover os grupos funcionais oxigenados e restaurar a estrutura conjugada de carbono (146). Diferentes métodos de oxidação, como os métodos de Brodie, Hummers e Staudenmaier, são empregados para sintetizar OG, cada um com variações na quantidade de grupos funcionais oxigenados introduzidos (147). A redução subsequente pode ser realizada por métodos térmicos, químicos ou eletroquímicos, sendo o OGR obtido um material com propriedades intermediárias entre o grafeno puro e o OG, apresentando condutividade elétrica inferior ao grafeno, mas

com grande potencial para produção em larga escala a baixo custo (148). Este método é considerado eficiente para a produção de derivados de grafeno em larga escala, embora os defeitos estruturais introduzidos durante a oxidação comprometam as propriedades eletrônicas e mecânicas do material (128).

2.2.1.4.4 Método de crescimento epitaxial

O método de crescimento epitaxial envolve o crescimento controlado de grafeno em substratos, como o carbetto de silício (SiC). Nesse processo, o substrato é aquecido a temperaturas extremamente altas, o que resulta na sublimação dos átomos de silício e na reorganização dos átomos de carbono restantes para formar camadas de grafeno (149). O crescimento epitaxial é uma técnica eficaz para a produção de grafeno com controle preciso do número de camadas, tornando-a adequada para aplicações eletrônicas que exigem filmes finos de grafeno de alta qualidade. Contudo, as altas temperaturas e o custo elevado dos substratos limitam a viabilidade dessa técnica para a produção em massa. Além disso, a obtenção de camadas de grafeno homogêneas em grandes áreas ainda é um desafio significativo nesse método (150). Assim, a escolha do método de preparação do grafeno depende das exigências da aplicação e dos requisitos de qualidade e rendimento do material (151).

2.3 Materiais Poliméricos

Os materiais poliméricos são constituídos por macromoléculas formadas pela repetição de unidades menores chamadas monômeros. Essas unidades, por conseguinte, unidas por ligações covalentes, geram cadeias longas e estruturadas que conferem aos polímeros suas características físicas, químicas e mecânicas únicas (152). A estrutura dos polímeros pode variar consideravelmente, o que permite sua adaptação para diversas finalidades industriais e tecnológicas. Polímeros podem ser encontrados na natureza, como o amido e a celulose, ou serem sintetizados em laboratório, como o polietileno e o PVC, que são amplamente usados em processos industriais devido à sua versatilidade e propriedades ajustáveis (153). Além disso, a importância desses materiais tem crescido continuamente, sendo aplicados em áreas como biomateriais, compósitos estruturais e plásticos biodegradáveis (154, 155).

Nesse sentido, os polímeros podem ser classificados de diversas maneiras, sendo uma das mais comuns a divisão em polímeros naturais, semissintéticos e sintéticos. Os polímeros naturais, como a borracha natural e a seda, são produzidos por organismos vivos, enquanto os semissintéticos, como o acetato de celulose, resultam de modificações químicas de polímeros naturais. Por sua vez, os polímeros sintéticos (Figura 14) são totalmente obtidos por processos químicos, sendo exemplos bem conhecidos o polipropileno

e o poliestireno (156). Ademais, além da classificação por origem, os polímeros também podem ser divididos com base em suas propriedades térmicas e mecânicas, o que influencia diretamente suas aplicações. Os polímeros termoplásticos, como o polietileno, podem ser moldados repetidamente ao serem aquecidos, facilitando assim sua utilização em processos de fabricação que demandam flexibilidade e reaproveitamento (157). Por outro lado, os polímeros termofixos, como a resina epóxi, uma vez moldados, não podem ser remodelados, apresentando alta resistência mecânica e térmica, sendo amplamente usados em aplicações estruturais (158, 159).

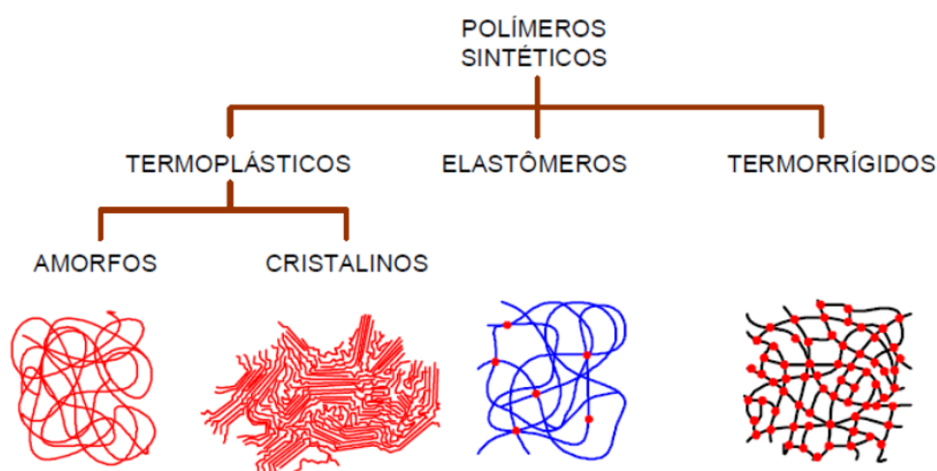


Figura 14 – Estrutura intermolecular dos polímeros. Fonte: Cristalinidade dos Polímeros.

Dessa forma, a polimerização é o processo químico pelo qual monômeros se unem para formar polímeros. Esse processo pode ocorrer por adição, onde os monômeros são incorporados sem a perda de pequenas moléculas, ou por condensação, onde ocorre a liberação de subprodutos como a água (160). Assim, a escolha do tipo de polimerização afeta diretamente as propriedades finais do polímero. A polimerização por adição é amplamente utilizada para a síntese de plásticos de uso comum, como o polietileno e o polipropileno. Por outro lado, a polimerização por condensação é empregada na produção de polímeros como os poliésteres e as poliamidas, materiais que possuem alta resistência mecânica e, portanto, são aplicados em setores como a indústria têxtil e de embalagens (161, 162). Recentemente, avanços no entendimento dos mecanismos de polimerização têm permitido o desenvolvimento de materiais com propriedades otimizadas, como maior durabilidade e biodegradabilidade, essenciais para atender às demandas de sustentabilidade (153, 163).

De maneira semelhante, os polímeros podem ser amplamente classificados com base em seu comportamento térmico em dois grupos principais: termofixos e termoplásticos. Os polímeros termofixos são caracterizados por sua estrutura reticulada e altamente entrelaçada, que se forma durante o processo de cura ou moldagem. Assim, uma vez endurecidos, esses materiais não podem ser remodelados pelo calor devido à formação

de ligações químicas permanentes entre as cadeias de polímero (164). Isso confere aos termofixos uma elevada resistência térmica e mecânica, além de grande estabilidade dimensional, sendo ideais para aplicações que exigem durabilidade e resistência a altas temperaturas. Entre os exemplos mais comuns estão a resina epóxi, utilizada em adesivos e revestimentos, e o poliéster, aplicado na fabricação de compósitos (165, 166). Por outro lado, os polímeros termoplásticos, como o polietileno (PE), podem ser aquecidos e moldados repetidamente sem sofrer alterações químicas em sua estrutura. Isso torna os termoplásticos altamente processáveis e recicláveis, sendo amplamente utilizados em processos industriais que demandam flexibilidade e reaproveitamento (157). Exemplos disso incluem o polipropileno (PP) e os biopolímeros derivados de fontes renováveis (167, 154).

Nos últimos anos, a química dos polímeros tem testemunhado avanços significativos, impulsionados por demandas industriais e ambientais. Um dos principais avanços é o desenvolvimento de polímeros inteligentes, que possuem a capacidade de responder a estímulos externos, como temperatura, pH ou luz, alterando suas propriedades físicas ou químicas (163). Esses materiais têm encontrado aplicações em setores como a biomedicina, para a liberação controlada de medicamentos, e em sensores inteligentes. Além disso, o surgimento dos polímeros auto-regenerativos tem sido um marco, com materiais capazes de se autorreparar quando submetidos a danos mecânicos, sendo aplicados em áreas como a construção e a eletrônica (155). Outro avanço importante é a criação de polímeros biodegradáveis e biocompatíveis, desenvolvidos para mitigar o impacto ambiental dos plásticos convencionais. A introdução de materiais como o ácido polilático (PLA) e o polihidroxialcanoato (PHA) permitiu o desenvolvimento de polímeros com alta biodegradabilidade sem comprometer suas propriedades mecânicas (163, 161). Esses materiais estão sendo cada vez mais utilizados em embalagens, utensílios descartáveis e até na indústria médica. Paralelamente, o uso de nanomateriais, como o grafeno, para reforço em polímeros tem expandido as aplicações em compósitos de alto desempenho (165, 168).

2.3.1 Resina Epóxi em Compósitos

A resina epóxi é um polímero termorrígido amplamente utilizado por causa de suas propriedades excepcionais de resistência mecânica, térmica e química. Sua estrutura envolve a combinação de um monômero epóxi e um agente de cura, geralmente composto por aminas, anidridos ou ácidos. Durante o processo de cura, ocorre uma reação que resulta na formação de uma estrutura tridimensional reticulada, altamente estável (159), proporcionando elevada estabilidade dimensional, resistência à deformação e à degradação por fatores ambientais, como umidade, calor e produtos químicos agressivos.

A resina epóxi é obtida por meio da reação entre a epicloridrina e o Bisfenol A, com a adição de um catalisador básico, geralmente o hidróxido de sódio (NaOH). Essa reação de polimerização resulta na resina mais comum, o Diglicidil Éter de Bisfenol A (DGEBA),

que é um líquido viscoso que, após a cura, se transforma em um polímero termorrígido (169). A Figura 15 ilustra melhor essa reação.

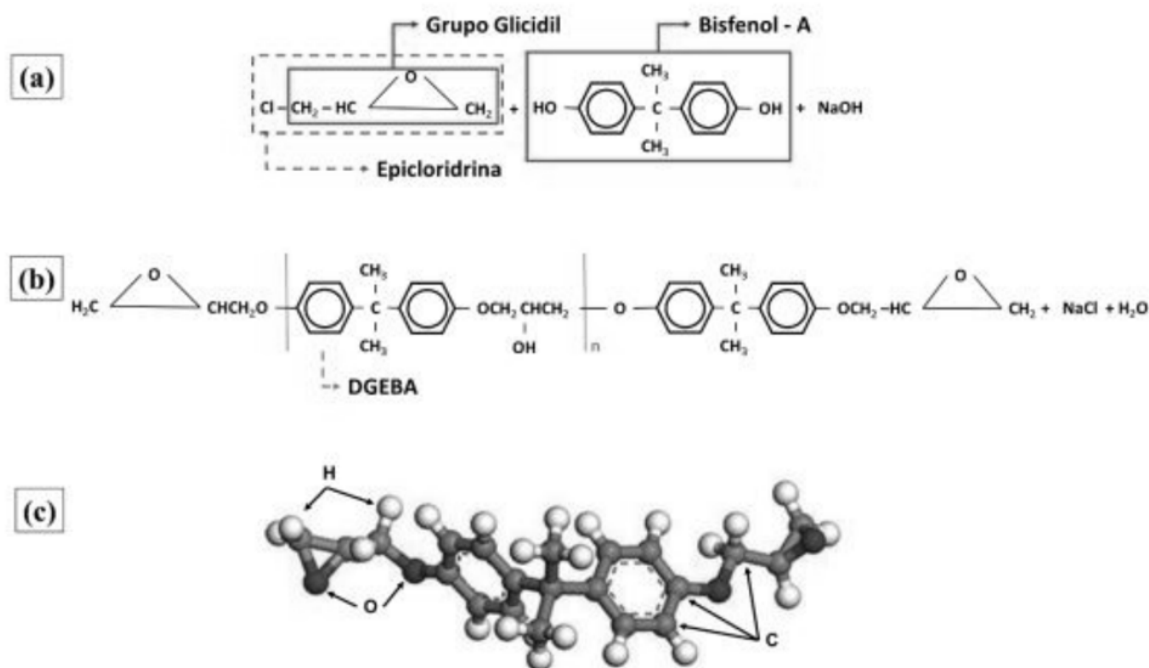


Figura 15 – Reação de produção da resina epóxi (a) epicloridrina + bisfenol -A, (b) DGEBA e (c) DEGEBA tridimensional ((13)).

A resina epóxi desenvolve uma estrutura rígida e forte após o processo de cura, que proporciona alta resistência à tração, compressão e flexão, além de excelente adesão a diferentes substratos, tornando-a ideal para adesivos estruturais e revestimentos protetores (152). Ela também exibe resistência à fadiga, permitindo que mantenha suas propriedades mesmo após exposições repetidas a tensões cíclicas, o que é crítico para aplicações industriais de longo prazo (170, 171).

A dietilenotriamina (DETA) e a trietilenotetramina (TETA) são exemplos comuns de agentes de cura utilizados com a resina epóxi DGEBA. Durante o processo de cura, esses agentes reagem com os grupos epóxi terminais da resina, levando à formação de uma rede tridimensional com grupos hidroxila incorporados na estrutura, transformando a resina de um estado líquido viscoso para um material sólido e termorrígido (13). A Figura 16 mostra a reação entre o agente de cura TETA e o epóxi DGEBA, ilustrando a configuração estrutural final da resina.

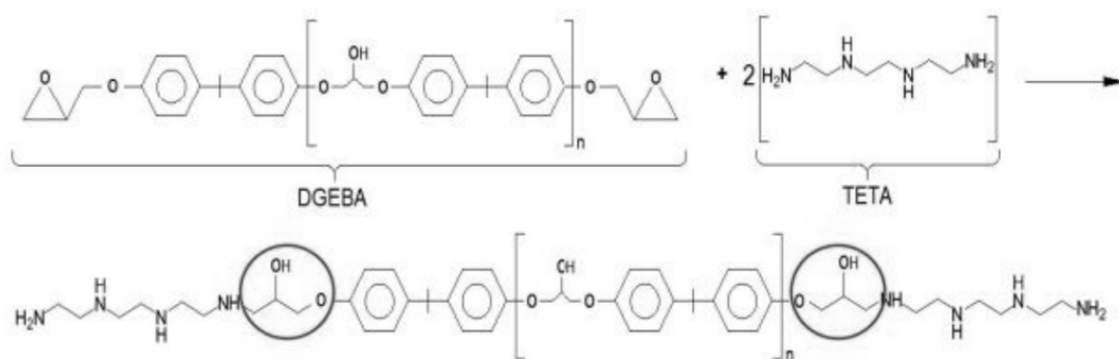


Figura 16 – Reação de cura entre o endurecedor TETA e o epóxi DGEBA, mostrando a formação de grupos hidroxila e a estrutura final da resina((14)).

As propriedades térmicas da resina epóxi são igualmente notáveis, especialmente em ambientes de alta temperatura, onde pode suportar temperaturas superiores a 200°C (159). Essa estabilidade térmica é fundamental para aplicações que exigem resistência ao calor, como em dispositivos eletrônicos e compósitos estruturais para a indústria aeroespacial. A condutividade térmica da resina epóxi pode ser melhorada pela adição de reforços, como grafeno e nanopartículas metálicas, ampliando suas aplicações em áreas que exigem maior dissipação de calor e desempenho térmico elevado (172, 173).

Além disso, a capacidade de modificar as propriedades da resina epóxi por meio da escolha do agente de cura ou da adição de materiais de reforço, como o grafeno, torna-a versátil para aplicações de alto desempenho. O uso de nanomateriais, como o grafeno, tem mostrado impacto significativo nas propriedades mecânicas e térmicas da resina epóxi, melhorando sua resistência e durabilidade (174, 175). Consequentemente, a combinação de resina epóxi com nanomateriais é promissora para indústrias que exigem materiais leves e altamente resistentes, como a aeroespacial e a automotiva (176).

2.4 Materiais Compósitos

Os materiais compósitos são constituídos pela combinação de dois ou mais materiais com propriedades distintas, resultando em um material com propriedades superiores às daquelas dos componentes individuais. A estrutura básica de um compósito é composta por uma matriz (polimérica, metálica ou cerâmica) e um material de reforço, que pode estar na forma de fibras, partículas ou nanopartículas (177). A matriz tem a função de envolver e proteger o material de reforço, além de transferir as tensões mecânicas entre as fases. O material de reforço, por sua vez, contribui para o aumento da resistência e rigidez do compósito, permitindo que ele suporte condições extremas de carga (178). Esse comportamento sinérgico entre a matriz e o reforço resulta em materiais com propriedades mecânicas e térmicas otimizadas, como maior resistência ao impacto e à tração, essenciais para

aplicações estruturais e de alta performance (179).

Os compósitos podem ser classificados de acordo com o tipo de matriz e o tipo de reforço. Quanto à matriz, podem ser divididos em compósitos de matriz polimérica, metálica ou cerâmica. Os compósitos de matriz polimérica (CMP) são os mais amplamente utilizados devido à leveza e à facilidade de processamento dos polímeros, sendo reforçados com materiais como fibras de vidro, carbono ou grafeno (180). Esses materiais são usados em indústrias como a automotiva e aeroespacial devido à sua alta relação resistência/peso e à possibilidade de personalização de suas propriedades mecânicas. Por outro lado, os compósitos de matriz metálica (CMM) são reforçados com fibras cerâmicas ou particulados e possuem excelente resistência ao calor e à corrosão, sendo aplicados principalmente em componentes de alta exigência, como motores a jato e turbinas (181). Já os compósitos de matriz cerâmica (CMC) apresentam uma resistência térmica muito superior, permitindo sua utilização em ambientes extremos, como fornos industriais e reatores nucleares (182). Portanto, essa diversidade de compósitos permite a adaptação de suas propriedades conforme as necessidades específicas de cada setor industrial (61).

A eficiência dos compósitos depende da interação entre a matriz e o material de reforço. Em compósitos reforçados com fibras, a adesão entre a matriz e o reforço é fundamental para que as tensões sejam efetivamente transferidas, permitindo que o material suporte condições extremas de carga. A qualidade da interface matriz-reforço é crucial para impedir a propagação de trincas, especialmente sob condições de carga cíclica ou extrema, onde compósitos reforçados com grafeno têm demonstrado notável resistência (179). Adicionalmente, a distribuição uniforme do reforço é essencial para evitar concentrações de tensões, que podem levar à falha prematura do material. Estudos recentes destacam que a adição de grafeno e seus derivados, como o óxido de grafeno, melhora significativamente as propriedades mecânicas e térmicas dos compósitos, aumentando sua rigidez, resistência à tração e dissipação de calor (180, 183).

Os compósitos poliméricos reforçados com grafeno e óxido de grafeno têm recebido atenção significativa devido ao potencial de melhorar as propriedades mecânicas, térmicas e elétricas dos materiais. A incorporação de grafeno na matriz de resina epóxi, por exemplo, resulta em compósitos com maior resistência mecânica, rigidez e estabilidade térmica, sem comprometer a leveza do material. Esses compósitos têm aplicações promissoras em indústrias como a aeroespacial e a automotiva, que exigem materiais leves, resistentes e com alta capacidade de dissipação de calor (180, 176).

Os materiais compósitos são amplamente reconhecidos por suas excelentes propriedades mecânicas e térmicas. A combinação entre a matriz e o material de reforço resulta em propriedades superiores, como alta resistência à tração, impacto e flexão. Compósitos reforçados com fibras, como o carbono ou o vidro, são capazes de suportar cargas elevadas sem fraturar, enquanto compósitos com nanopartículas, como o grafeno, mostram melhorias

em resistência à fadiga e ao desgaste (183, 184). Além disso, as propriedades térmicas dos compósitos também podem ser ajustadas de acordo com o material de reforço e a matriz utilizada. Em particular, em compósitos cerâmicos reforçados com grafeno, observa-se um aumento substancial na resistência ao calor e na dissipação térmica, tornando-os ideais para aplicações em ambientes de alta temperatura, como turbinas e componentes eletrônicos de alta performance (185, 61).

Com a crescente demanda por materiais leves e resistentes, os compósitos avançados têm se destacado em uma ampla gama de aplicações industriais. Na indústria aeroespacial, compósitos de fibra de carbono são usados na fabricação de componentes estruturais, como asas e fuselagens, devido à sua alta relação resistência/peso (180). Compósitos reforçados com óxido de grafeno têm mostrado excelentes resultados na melhoria da resistência ao impacto e à abrasão, características essenciais para materiais utilizados em blindagens balísticas e coletes à prova de balas (184). Outro exemplo é a utilização de compósitos em dispositivos eletrônicos de alta eficiência, onde a leveza e a condutividade térmica são fatores críticos para o desempenho dos produtos (183, 185).

Além disso, o uso de fibras naturais, como sisal e carnaúba, em compósitos de matriz polimérica é uma alternativa sustentável que combina boas propriedades mecânicas com um menor impacto ambiental. Esses compósitos oferecem uma relação custo-benefício atrativa, além de serem mais leves e menos abrasivos em comparação com os reforços sintéticos. A incorporação de fibras naturais em matrizes de resina epóxi resulta em materiais que podem ser utilizados em diversas aplicações, desde a construção civil até a indústria automotiva, promovendo a sustentabilidade e a redução de custos. Seja utilizando reforços sintéticos, como o grafeno, ou alternativas sustentáveis, como fibras naturais, os compósitos representam uma classe de materiais em constante evolução, projetada para atender às demandas de indústrias modernas que necessitam de soluções leves, resistentes e eficientes (186).

2.5 Proteção Balística

A proteção balística refere-se à capacidade de um material ou estrutura de resistir ao impacto de projéteis, tais como munições, fragmentos e outros objetos de alta energia, sem que causem danos fatais ou penetrem no alvo protegido. Para ser eficaz, o material deve absorver, dissipar ou desviar a energia do impacto, prevenindo a penetração do projétil e minimizando o trauma ao corpo ou à estrutura protegida (187). Além disso, o sucesso da proteção balística é alcançado por meio da combinação de alta resistência mecânica, ductilidade e capacidade de deformação sem fraturar (188). Esses princípios são fundamentais para o desenvolvimento de novas soluções em blindagem e armaduras, que exigem maior eficiência com menor peso.

Historicamente, materiais como o aço, alumínio e cerâmica têm sido amplamente utilizados na fabricação de blindagens e coletes balísticos devido à sua elevada dureza e resistência à penetração. No entanto, esses materiais apresentam desvantagens significativas, como o peso excessivo, que pode comprometer a mobilidade. A introdução de compósitos reforçados com fibras, como Kevlar e, mais recentemente, o grafeno, tem revolucionado a proteção balística. Esses compósitos oferecem uma combinação de leveza, flexibilidade e alta resistência ao impacto, tornando-os ideais para aplicações móveis, como coletes e capacetes balísticos (189, 190). Além disso, a incorporação de grafeno em compósitos permite um aumento significativo na resistência ao impacto, sem aumentar o peso (191).

Para ser considerado adequado para proteção balística, o material deve apresentar várias propriedades essenciais:

- **Alta resistência ao impacto:** O material deve absorver grandes quantidades de energia sem fraturar catastróficamente (187).
- **Ductilidade e tenacidade:** A capacidade de deformar sem quebrar é crucial para que o material absorva a energia do impacto e a distribua de forma eficiente (189).
- **Leveza:** Em coletes balísticos, a leveza é um fator crucial. Materiais mais leves melhoram a mobilidade, sendo os compósitos ideais para essas aplicações (190).
- **Resistência à fragmentação:** O material não deve se fragmentar sob impactos repetidos (188).

Ademais, os materiais de proteção balística são classificados de acordo com a quantidade de energia que podem suportar antes de falhar. O Instituto Nacional de Justiça dos Estados Unidos (NIJ), através da norma publicada em 2008, NIJ Standard-0101.06 (17), define diferentes níveis de proteção, que vão desde o nível II-A até o nível IV, que suporta projéteis de alta velocidade e perfuração (192). Além disso, a norma ABNT NBR 15000-1:2020 (193), estabelece os requisitos e os métodos de ensaio para a classificação dos níveis de proteção balística. Essas classificações guiam o desenvolvimento de novos materiais, como compósitos reforçados com nanopartículas de grafeno, que são projetados para oferecer proteção superior sem comprometer a mobilidade (187).

A Tabela 7 apresenta os níveis de proteção conforme as normas internacionais (NIJ 0101.06), que é fundamental tanto para o desenvolvimento de blindagens quanto de soluções de proteção mais leves e eficientes. Sendo assim, para que um sistema de blindagem seja considerado eficaz, deve permanecer intacto, além de limitar o trauma (indentação) causado pelo impacto.

Tabela 7 – Classificação dos níveis de proteção de blindagens balísticas (Adaptado de (17)).

Nível	Calibre	Massa (g)	Velocidade do disparo (m/s)	Energia do disparo (J)
I	.22 LR	2,6	310	124,9
	.36 SPL	10,2	239	291,3
IIA	9mm	8	320	409,6
	.357 Mag.	10,2	369	694,4
II	9mm	8	343	470,6
	.357 Mag.	10,2	410	857,3
IIIA	9mm	8	411	675,7
	.44 Mag.	15,6	411	1317,6
III	7,62x 51mm	9,7	823	3285,0
IV	.30-06	10,8	823	3657,6

Outra forma de avaliar a eficácia da blindagem é utilizando um método probabilístico ou estatístico, baseado nas medições da velocidade de impacto do projétil contra o alvo. Esse método se fundamenta no cálculo da velocidade limite (V_l), definida como a velocidade mínima necessária para o projétil perfurar a blindagem ou a velocidade máxima que o projétil pode atingir para ser bloqueado pela blindagem. Em determinadas situações, é possível estimar V_l através do limite balístico (V_{50}), que corresponde à velocidade na qual a probabilidade de perfuração da blindagem pelo projétil é de 50% (194).

Em algumas condições, determinar diretamente o limite balístico torna-se inviável, como em ensaios com projéteis de calibre 7,62 mm. Isso ocorre porque a velocidade do disparo permanece alta o suficiente para perfurar a blindagem em todos os casos, impossibilitando a obtenção da média entre as maiores velocidades que resultam em penetração parcial e as menores velocidades que causam penetração completa. Nesses casos, um modelo é utilizado para estimar a velocidade limite (V_l), com base na energia absorvida pela blindagem (195).

A energia absorvida (E_{abs}) pelo alvo após a passagem do projétil pode ser determinada através do ensaio de velocidade residual, que consiste em medir a velocidade do projétil imediatamente antes do impacto e a velocidade residual após atravessar o alvo. A partir dessas velocidades, calcula-se E_{abs} como a diferença entre as energias cinéticas antes e depois do impacto, conforme mostrado na Equação 2.1.

$$E_{abs} = \frac{m(V_0^2 - V_R^2)}{2} \quad (2.1)$$

Onde:

- m : massa do projétil (kg);

- V_0 : velocidade inicial do projétil no momento do impacto (m/s);
- V_R : velocidade residual do projétil após atravessar o alvo (m/s).

Para estimar a velocidade limite (V_l) a partir da Equação 2.1, considera-se que a velocidade residual (V_R) é nula, ou seja, o projétil não possui velocidade residual porque toda a sua energia cinética é absorvida pela blindagem, ficando retido nela. Dessa forma, ao substituir $V_R = 0$ na Equação 2.1, obtém-se V_l conforme mostrado na Equação 2.2.

$$V_l = \sqrt{\frac{2E_{abs}}{m}} \quad (2.2)$$

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Aspectos Gerais

O presente estudo tem como objetivo principal investigar a viabilidade de aproveitamento da serragem de tauari (gênero *Couratari guianensis* Aubl.) para a produção de nanomateriais e aplicações balísticas. Para isso, foram realizados diferentes tratamentos e caracterizações do material, abrangendo desde a preparação das cinzas da serragem até a ativação química com hidróxido de potássio (KOH) e a produção de óxido de grafeno.

O material foi submetido a processos de carbonização e ativação química para maximizar suas propriedades estruturais, e, em seguida, caracterizado por diversas técnicas, como análise elementar, fluorescência de raios X (FRX), difração de raios X (DRX), espectroscopia Raman, espectroscopia no infravermelho (FTIR), e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Também foram realizados ensaios balísticos para avaliar o potencial de aplicação dos compósitos de resina epóxi funcionalizados com óxido de grafeno.

As atividades realizadas foram organizadas em etapas sequenciais, desde o preparo das amostras, a análise dos materiais carbonizados e ativados, até a fabricação dos compósitos e a realização dos ensaios. Os resultados obtidos foram discutidos e analisados quanto ao comportamento estrutural, térmico e balístico dos materiais, fornecendo uma visão abrangente do potencial dos resíduos lignocelulósicos como fonte para nanomateriais avançados.

Todas essas atividades podem ser observadas no fluxograma da Figura 17.

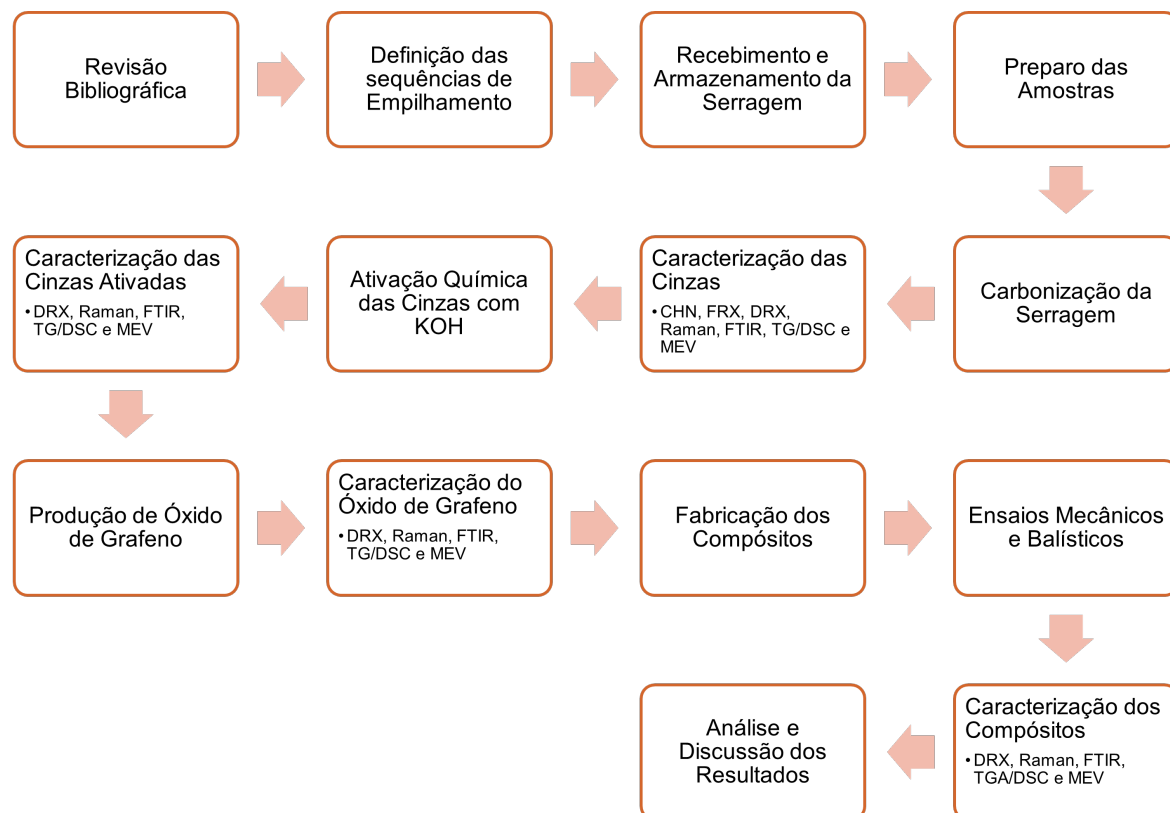


Figura 17 – Fluxograma das atividades realizadas.

3.2 Materiais

3.2.1 Serragem

O material utilizado neste trabalho foi doado pela empresa Madeireira Ananindeua do Pará, localizada no Distrito Industrial da cidade de Ananindeua, Pará. A empresa identificou a espécie popularmente conhecida como tauari, pertencente ao gênero *Couratari guianensis* Aubl., garantindo a rastreabilidade proveniente de manejo florestal sustentável, podendo ser visualizado na Figura 18. Após a chegada do material ao Rio de Janeiro, foi necessário armazená-lo em um freezer doméstico pertencente ao laboratório de bioorgânica do Instituto Militar de Engenharia (IME), para garantir a preservação da qualidade. A serragem foi acondicionada em sacos de polipropileno com lacres e etiquetas de identificação, a fim de evitar a umidade e, consequentemente, o desenvolvimento de fungos.



Figura 18 – Pátio com a disposição das tábuas da madeira já cortada e b) Serragem de tauari.

3.2.2 Hidróxido de Potássio (KOH)

Na fase de ativação química do material, foi empregado o hidróxido de potássio (KOH), também conhecido como potassa cáustica, uma base forte com propriedades higroscópicas. Este reagente, que é apresentado como um sólido branco na forma de lentilhas, foi adquirido da Labitech e produzido pela empresa Molecular Química Ltda., situada em Duque de Caxias, RJ, conforme indicado na Figura 19. O produto foi utilizado para garantir a ativação eficiente da serragem de tauari carbonizada, conforme os parâmetros estabelecidos no experimento.

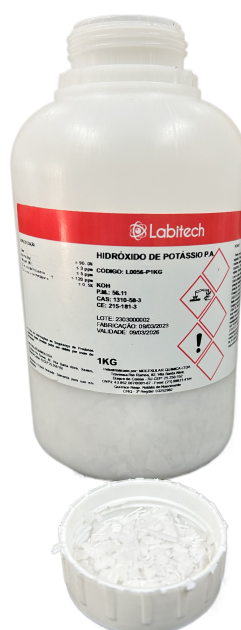


Figura 19 – Representação esquemática do processo de ativação com KOH.

3.2.3 Resina Epóxi

A resina do tipo éter diglicidílico de bisfenol A (DGEBA) utilizada como matriz dos compósitos foi fornecida e comercializada pela Epoxyfiber Indústria e Comércio Ltda., localizada no Rio de Janeiro, RJ. A escolha deste material se deve às suas características de alta resistência mecânica e estabilidade térmica, fundamentais para a fabricação de compósitos de alto desempenho. A fim de assegurar a cura adequada da resina e a formação de uma rede tridimensional sólida, foi utilizado o catalisador trietileno tetramina (TETA), seguindo uma estequiometria padrão de 13 partes de endurecedor para 100 partes de resina, conforme descrito por (196). Essa proporção possibilita a melhoria das propriedades mecânicas dos compósitos, conforme ilustrado na Figura 20, que mostra tanto a resina quanto o endurecedor utilizados neste estudo.



Figura 20 – a) Resina epóxi (Componente A) e b) Endurecedor (Componente B).

3.3 Métodos

3.3.1 Preparação das Cinzas

3.3.1.1 Limpeza do Material

Primeiramente, utilizou-se a peneira de nº 16 (1,18 mm) Hoffman (Figura 21) que segue conforme as normas ASTM E11 (197) e AASHTO M92 (198). O material passante foi utilizado para a realização do trabalho, devido à uniformidade das granulometrias. Posteriormente, para eliminar as impurezas, a serragem peneirada foi lavada três vezes

com água destilada. Com isso, o material limpo, foi levado a estufa da marca MEMMERT, modelo UFE 500, propriedade do laboratório de processos catalíticos do Instituto Militar de Engenharia (IME), para secagem total por 24 horas a 100 °C.



Figura 21 – Peneira utilizada para análise granulométrica da serragem.

O intuito da secagem do material está atrelado a quantidade excessiva de água absorvida. Para ter um material completamente seco em temperatura normal, levaria de dois a cinco dias. Como este tempo natural de secagem pode resultar no crescimento de fungos devido ao excesso de umidade na serragem, um forno pode ser usado para acelerar o processo.

3.3.1.2 Carbonização do Material

Para a carbonização, as amostras foram preparadas em triplicatas, com cada fração pesando 4 g, totalizando 112 g de material. O processo foi realizado em um forno mufla da marca EDG, modelo 3000, localizado no Laboratório de Processos Catalíticos do Instituto Militar de Engenharia (IME). A queima foi conduzida em cadinhos de alumina, que foram previamente limpos e secos em forno a 100 °C por 30 minutos. Após a secagem, os cadinhos foram removidos com o auxílio de pinças e colocados em um dessecador para resfriamento à temperatura ambiente por aproximadamente 30 minutos.

O processo de carbonização foi conduzido em três temperaturas distintas: 300, 400 e 500 °C, e com três tempos de queima: 40, 60 e 120 minutos, totalizando nove combinações experimentais, sendo demonstrado na Tabela 8.

Tabela 8 – Nomenclatura das Cinzas.

Amostra	Descrição
A0	Serragem in Natura
A1	Cinzas em 300 °C por 40 min
A2	Cinzas em 300 °C por 60 min
A3	Cinzas em 300 °C por 120 min
A4	Cinzas em 400 °C por 120 min
A5	Cinzas em 400 °C por 60 min
A6	Cinzas em 400 °C por 40 min
A7	Cinzas em 500 °C por 40 min
A8	Cinzas em 500 °C por 60 min
A9	Cinzas em 500 °C por 120 min

Após a queima, as cinzas resultantes foram moídas e armazenadas em béqueres devidamente etiquetados, indicando a temperatura e o tempo de tratamento. Os cadinhos contendo as cinzas obtidas após a carbonização são ilustrados na Figura 22.



Figura 22 – Cadinho contendo cinzas obtidas após o processo de carbonização, a) 300°C por 40 minutos, b) 400°C por 60 minutos e c) 500°C por 120 minutos.

3.3.2 Ativação Química das Cinzas com KOH

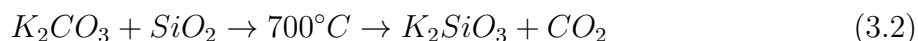
Para sintetizar o grafeno, as cinzas provenientes da serragem foram misturadas com hidróxido de potássio (KOH) na proporção de 1:4, ou seja, 1g de cinza para cada 4g de KOH. Como o KOH é higroscópico e tende a absorver umidade do ar, foi necessário moer as pastilhas de KOH rapidamente até que se transformassem em pó fino. A mistura obtida foi então acondicionada em um cadinho de alumina, que foi coberto com uma tampa e envolvido em lã de rocha para prevenir a entrada de oxigênio durante o aquecimento e adicionado a outro cadinho de alumina com tampa. O cadinho foi posteriormente colocado

em um forno de mufla e submetido ao tratamento térmico a 850 °C por tempos variáveis de 30, 60, 90 e 120 minutos, visando determinar o tempo ideal de ativação química.

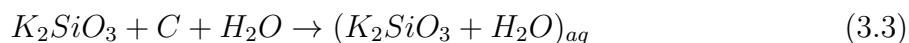
Durante o processo de ativação química, ocorrem diversas reações entre o carbono presente nas cinzas e o KOH (199). Inicialmente, o KOH reage com o carbono formando carbonato de potássio (K_2CO_3), gás hidrogênio (H_2) e potássio metálico (K), conforme a equação (3.1):



Em seguida, o carbonato de potássio (K_2CO_3) reage com a sílica (SiO_2) presente nas cinzas, formando silicato de potássio (K_2SiO_3) e liberando oxigênio, conforme mostrado na equação (3.2):



Por fim, o silicato de potássio (K_2SiO_3) reage com o carbono e a água, resultando em um composto solúvel, que pode ser facilmente removido durante o processo de lavagem. Esta etapa é descrita pela equação (3.3):



Após o processo de ativação química, que envolveu a reação do KOH com o carbono nas cinzas a 850 °C, resultando na formação de carbonato de potássio (K_2CO_3) e silicato de potássio (K_2SiO_3), o forno foi desligado e deixado em resfriamento por 24 horas, garantindo que o cadinho atingisse a temperatura ambiente de forma controlada. Esse processo é crucial para assegurar a pureza do material e remover impurezas, como a sílica, durante as subseqüentes etapas de lavagem.

3.3.3 Agitação Magnética e Filtragem

Para facilitar a remoção das cinzas de serragem ativadas com KOH (Figura 23), o material foi inicialmente umedecido com água destilada e rapidamente dissolvido em 100 mL de água destilada, enquanto foi submetido a agitação por um período de 5 horas. O *pH* inicial da solução foi ajustado para 13, indicando uma característica de base forte.

Após o período de agitação de 5 horas à temperatura ambiente, a agitação foi interrompida, e a mistura resultante foi filtrada a vácuo em seis etapas consecutivas. O *pH* da solução foi verificado após a última etapa de filtração, atingindo o valor neutro de 7. Finalmente, as amostras foram secas em estufa a 100 °C durante 24 horas, resultando em um material sólido (pó), que foi posteriormente utilizado para extração de grafeno e caracterizações adicionais.



Figura 23 – Etapas do processo de agitação magnética e filtração das cinzas de serragem ativadas com KOH.

Legenda: a) Mistura das cinzas ativadas com KOH dissolvidas em água destilada.
 b) Verificação do *pH* inicial da solução, ajustado para 13.
 c) Sistema de filtração a vácuo utilizado para remoção das cinzas.
 d) Verificação do *pH* após a última etapa de filtração, atingindo valor neutro (*pH* 7).
 e) Cinzas retidas no papel de filtro após a filtração a vácuo.
 f) Material sólido obtido após secagem a 100 °C durante 24 horas.

3.3.4 Produção de Óxido de Grafeno

Para a síntese do óxido de grafeno, foi utilizado o método de Hummers (146), com modificações inspiradas em metodologias recentes, visando à produção de óxido de grafeno de alta qualidade. A matéria-prima utilizada foi grafeno de baixa camada, obtido em quantidade total de 4 g após a ativação química. A quantidade necessária para a síntese foi de 125 mg de grafeno de baixa camada, utilizada para preparar uma suspensão final de óxido de grafeno em 25 ml com concentração de 5 mg/ml.

Inicialmente, os 125 mg de grafeno de baixa camada foram adicionados em um frasco de reação, juntamente com 50 ml de ácido sulfúrico (H_2SO_4) concentrado, mantendo a temperatura da mistura a 0 °C com o auxílio de um banho de gelo. Este processo é a primeira etapa do método, conhecida como intercalação, em que os espaços entre as

camadas do grafeno são aumentados para facilitar a oxidação.

Em seguida, permanganato de potássio ($KMnO_4$) foi adicionado gradualmente à mistura. Esta adição foi realizada de forma lenta e controlada, durante aproximadamente duas horas, mantendo a mistura em agitação constante e com resfriamento contínuo para controlar a exotermia da reação. Essa etapa é crucial, pois o permanganato de potássio atua como agente oxidante, gerando grupos funcionais oxigenados nas camadas de grafeno.

Depois da adição completa do ($KMnO_4$), a mistura foi deixada sob agitação magnética por mais duas horas à temperatura ambiente. Em seguida, iniciou-se a etapa de esfoliação, na qual água destilada foi adicionada à mistura de forma lenta, para evitar uma reação exotérmica excessiva. Essa adição gradual promove a separação das camadas oxidadas do grafeno.

Para finalizar a oxidação, peróxido de hidrogênio (H_2O_2) foi adicionado à solução, a fim de reduzir qualquer resíduo de permanganato presente e estabilizar o óxido de grafeno formado. Este processo foi realizado até que a coloração da mistura se tornasse amarelo-esverdeada, indicando a presença de óxido de grafeno.

A etapa final consistiu na lavagem da mistura para remover subprodutos e ácidos residuais. Foram realizadas diversas lavagens com água destilada e, em seguida, a suspensão foi filtrada a vácuo até que o pH da solução fosse neutro (pH 7). O produto obtido foi uma dispersão de óxido de grafeno com concentração de 5 mg/ml, adequada para ser incorporada nos compósitos a serem produzidos posteriormente.

3.3.5 Fabricação dos Compósitos

O procedimento de fabricação dos compósitos (Figura 24), iniciou-se com a preparação do molde metálico, que foi devidamente limpo e untado com graxa de silicone, facilitando a desmoldagem das placas após o processo de cura.

Para a preparação dos compósitos, a resina epóxi foi primeiramente funcionalizada com óxido de grafeno nas concentrações de 0,1%, 0,2%, e 0,5%. E com isso, as amostras foram nomeadas como C0,1%OG, C0,2%OG, e C0,5%OG, de acordo com a concentração de óxido de grafeno funcionalizado na resina. A resina foi homogeneizada para garantir uma boa dispersão do óxido de grafeno. Após a funcionalização, a serragem foi adicionada à resina, utilizando a proporção de 30% de serragem para 70% de resina epóxi funcionalizada, de acordo com as concentrações de grafeno previamente estabelecidas. A mistura foi mantida sob agitação constante para assegurar uma boa homogeneização dos materiais.

Em seguida, o endurecedor foi incorporado à mistura na proporção de 13 partes de endurecedor para cada 100 partes de resina, conforme recomendado pelo fabricante da resina. A mistura foi cuidadosamente agitada para garantir uma cura eficiente e adequada, promovendo a formação de uma rede polimérica tridimensional com boas propriedades

mecânicas.

Após a mistura de todos os componentes, a resina foi vertida no molde metálico para a fabricação das placas de compósito. Foram confeccionadas placas de duas espessuras diferentes, cada uma destinada a um tipo específico de ensaio: placas com dimensões de 15 cm x 12 cm x 1 cm foram preparadas para os ensaios balísticos, enquanto placas com dimensões de 15 cm x 12 cm x 0,3 cm foram preparadas para os ensaios de flexão. Após o preenchimento dos moldes, as placas foram deixadas para cura à temperatura ambiente por 24 horas.

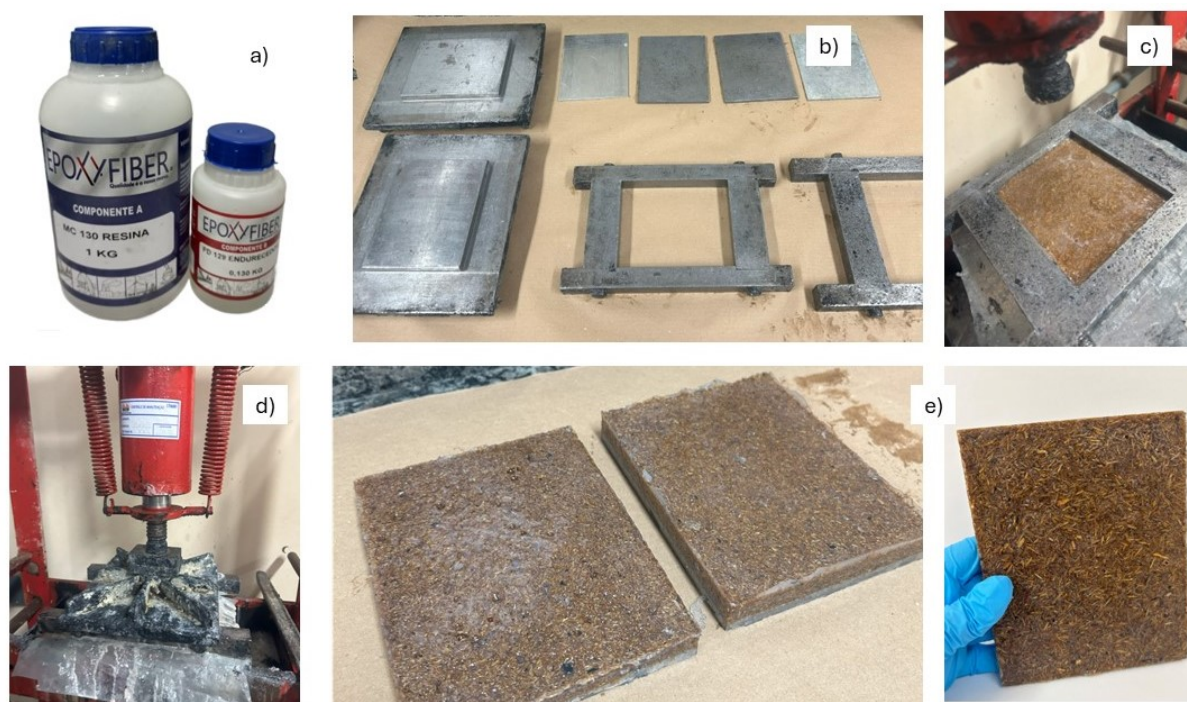


Figura 24 – Etapas de produção dos compósitos.

Legenda: a) Resina epóxi e endurecedor.

b) Moldes metálicos preparados para a fabricação das placas de compósito.

c) Mistura de resina epóxi funcionalizada e serragem no molde.

d) Prensagem hidráulica para moldagem das placas.

e) Placa de compósito desmoldada.

3.3.6 Caracterizações Físico-Químicas

3.3.6.1 Análise Elementar - CHN

A análise elementar de carbono (C), hidrogênio (H) e nitrogênio (N) foi realizada no Laboratório de Química Inorgânica Computacional da Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ), utilizando um analisador elementar FLASH EA 1112 Series da Thermo

Electron Corporation. As amostras foram previamente preparadas, com massas variando entre 1,0 e 1,5 mg.

Além dos elementos C, H e N, a porcentagem de oxigênio (O) foi determinada por diferença, conforme mostrado na equação 3.4, considerando a soma de todos os elementos quantificados (200).

$$O(\%) = 100 - (C + H + N + Cinzas) \quad (3.4)$$

Onde C , H , e N são as porcentagens de carbono, hidrogênio e nitrogênio obtidas na análise elementar, e "Cinzas" representa a fração de massa residual determinada previamente.

3.3.6.2 Espectrometria de Fluorescência de Raios X (FRX)

A análise FRX por Dispersão de Comprimento de Onda (WDXRF) foi realizada no Laboratório de Aceleração em Processos Catalíticos (LACCA), localizado no Instituto Nacional de Tecnologia (INT), utilizando o equipamento Bruker, modelo S8 Tiger.

As amostras foram preparadas na forma de pó solto e analisadas sob atmosfera de hélio (He). O método aplicado foi o Best Detection, que proporciona a melhor detecção possível dos elementos presentes nas amostras. A análise foi semi-quantitativa, seguindo o método QuantExpress.

3.3.6.3 Difração de Raios-X (DRX)

A análise de DRX foi realizada utilizando o difratômetro X'pert Pro da Panalytical, equipado com ânodo de Co (cobalto) e detector tipo contador de cintilação (NaI). O equipamento opera na configuração θ - 2θ , que permite a obtenção de padrões de difração a partir de amostras de materiais em pó. Esta análise foi conduzida no Instituto Militar de Engenharia (IME). As amostras foram preparadas na forma de pó fino, adequadas para a análise de DRX. A varredura foi realizada no intervalo de 5° a 80° em 2θ , com passo de $0,02^\circ$.

A Equação de Scherrer (3.5) foi utilizada para determinar a dimensão dos cristalitos, permitindo caracterizar a estrutura cristalina e identificar a fase dos óxidos presentes no material.

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos \theta} \quad (3.5)$$

Onde D é o tamanho médio dos cristalitos, K é o fator de forma (geralmente assumido como 0,9), λ é o comprimento de onda da radiação utilizada (para o ânodo de cobalto, $\lambda = 1,79\text{\AA}$), β é a largura total do pico de difração na metade da altura máxima (FWHM), e θ é o ângulo de difração.

3.3.6.4 Espectroscopia Raman

A análise de Raman foi realizada utilizando um microscópio confocal Raman, modelo Alpha 300 S da marca WITEC. A amostra em pó foi depositada em lâmina de microscopia sem o uso de solventes adicionais. As medições foram feitas no Laboratório de Microscopia e Microanálise (LAMICRO) do Centro de Tecnologias Estratégicas do Nordeste (CETENE). O equipamento estava configurado com um LASER de 532 nm, e os espectros foram adquiridos utilizando uma objetiva de 100x, com 8 acumulações e um tempo de integração de 2 segundos por espectro.

3.3.6.5 Espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier (FTIR)

A análise de FTIR foi realizada utilizando o espectrômetro VERTEX 70 da Bruker. As medições foram feitas no Laboratório de Microscopia e Microanálise (LAMICRO) do Centro de Tecnologias Estratégicas do Nordeste (CETENE) e conduzidas na região do infravermelho médio (MIR), com um intervalo de 4000 a 400 cm^{-1} . Para a preparação das amostras, estas foram transformadas em pastilhas de KBr.

3.3.6.6 Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) e Termogravimetria (TG)

A análise térmica dos materiais foi conduzida no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACMAT) do Centro de Tecnologias Estratégicas do Nordeste (CETENE), utilizando o Analisador Térmico Simultâneo STA 449 F3 - JUPITER da NETZSCH. Para a preparação das amostras, os materiais foram cominuídos, acondicionados em cadinhos de alumínio e submetidos a uma taxa de aquecimento de 10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$, partindo de 30 $^{\circ}\text{C}$ até atingir 700 $^{\circ}\text{C}$.

3.3.7 Caracterização Mecânica

3.3.7.1 Ensaio de Flexão

O ensaio de flexão foi conduzido no Laboratório de Tecnologia de Materiais Poliméricos (LAMAP), localizado no Instituto Nacional de Tecnologia (INT), utilizando uma Máquina Universal de Ensaio, modelo DL 3000 da INSTRON EMIC. Os corpos de prova para o ensaio foram preparados de acordo com a norma ASTM D790 (201), que especifica os métodos para determinação das propriedades de flexão de plásticos reforçados e não reforçados. Cada corpo de prova possui dimensões: em torno de 64 mm para comprimento (L), 3,16 mm de espessura (d), e de 12,6 mm de largura (b), conforme recomendado pela norma.

3.3.8 Caracterização Morfológica

3.3.8.1 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A caracterização morfológica das amostras foi realizada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Os experimentos foram conduzidos no Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF), no Laboratório de Nanociências e Nanotecnologia (LABNANO), utilizando um Microscópio Eletrônico de Varredura analítico de baixo vácuo, modelo JEOL JSM-6490LV. Adicionalmente, foram realizadas análises no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Instituto Militar de Engenharia (IME), utilizando o microscópio eletrônico de varredura modelo Quanta FEG 250.

Devido à natureza não condutora das amostras, foi necessário aplicar uma camada de ouro para minimizar o acúmulo de carga durante as análises e melhorar a qualidade das imagens obtidas. O recobrimento foi realizado por meio de *sputter coating*, que depositou uma fina camada de ouro, garantindo a condutividade elétrica adequada para o procedimento de varredura.

3.3.9 Caracterização Balística

3.3.9.1 Velocidade Residual

Os ensaios de velocidade residual foram conduzidos no Centro de Avaliações do Exército (CAEx), conforme os critérios estabelecidos pela norma internacional NIJ 0101.04 (202). As placas dos compósitos foram submetidas a impactos de alta velocidade utilizando munições calibre 9 mm (nível IIA), atendendo às especificações do Exército Brasileiro para materiais de proteção balística homologados, que requerem, no mínimo, o nível de proteção IIA.

Para a execução dos ensaios, a munição de calibre 9 mm foi preparada com a quantidade adequada de pólvora para garantir a energia do impacto necessária. As placas compósitas foram posicionadas a uma distância de cinco metros do ponto de disparo. A velocidade de impacto e a velocidade residual foram medidas utilizando um radar *Doppler*, que registrou as velocidades antes e após o impacto dos projéteis.

Cada placa foi submetida a quatro disparos, garantindo a obtenção de dados suficientes para uma análise estatística robusta, resultando em oito medições por configuração ao final dos ensaios. Esses testes avaliaram a resistência dos compósitos ao impacto balístico, bem como sua capacidade de absorção de energia e manutenção da integridade estrutural diante do impacto dos projéteis. A Figura 25 apresenta os equipamentos mencionados e utilizados no ensaio.

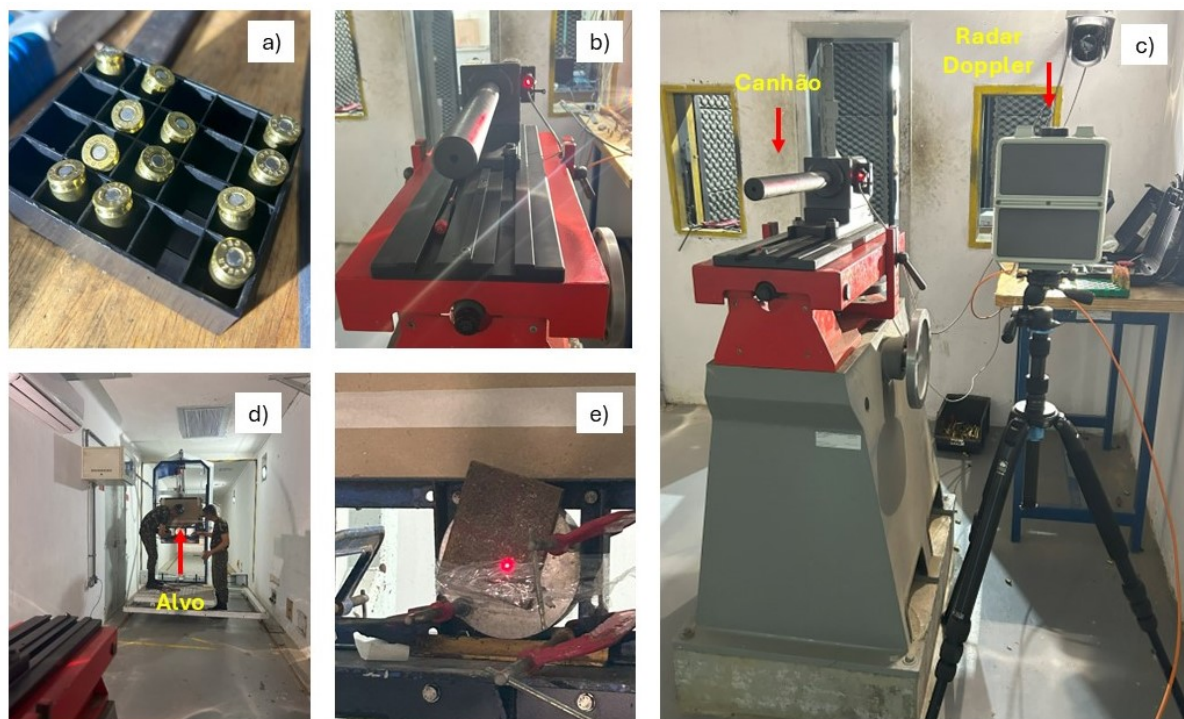


Figura 25 – Equipamentos utilizados no ensaio de velocidade residual.

Legenda: a) Munições de calibre 9 mm.
 b) Canhão de teste de impacto balístico.
 c) Sistema de radar Doppler e provete preparado para o ensaio.
 d) Posicionamento do alvo durante o ensaio balístico.
 e) Placa de compósito posicionado com a mira a laser.

3.3.10 Análise Estatística

3.3.10.1 Análise de Variância (ANOVA)

Para verificar diferenças significativas nos resultados dos ensaios de flexão e balísticos dos compósitos, utilizou-se a Análise de Variância (ANOVA). O objetivo dessa análise foi avaliar se os tratamentos aplicados produziram variações nos resultados. Com essa análise, é possível determinar se as médias dos tratamentos são diferentes entre si, rejeitando a hipótese de igualdade das médias com um nível de confiança de 95% (ou um nível de significância de 5%).

A decisão sobre rejeitar ou não a hipótese nula é feita comparando o valor F calculado com o valor F crítico, que é tabelado e depende dos graus de liberdade dos tratamentos e dos resíduos. Se o valor F calculado for maior que o valor F crítico, as médias dos tratamentos são consideradas diferentes. Os parâmetros para calcular F estão apresentados na Tabela 9.

Tabela 9 – Parâmetros utilizados na análise de variância

Causa de Variação	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado Médio	Valor de F Calculado	Valor de F Crítico
Tratamentos	$k - 1$	$SQTr$	$QMTr$	$QMTr/QMR$	Tabela F
Resíduo	$k(r - 1)$	SQR	QMR	-	-
Total	$kr - 1$	SQT	-	-	-

Nessa tabela, k é o número de tratamentos (as nove sequências de empilhamento) e r é o número de repetições (oito para os ensaios balísticos e seis para os de flexão). $SQTr$, SQR , e SQT representam a soma dos quadrados dos tratamentos, resíduos e total, respectivamente, enquanto $QMTr$ e QMR são os quadrados médios.

Primeiramente, calcula-se o valor da correção (C), conforme a Equação 3.6:

$$C = \frac{(\sum y)^2}{n} \quad (3.6)$$

Onde y são os resultados dos ensaios e n é o número total de dados ($k \times r$). Com o valor de C , é possível determinar SQT e $SQTr$, conforme as Equações 3.7 e 3.8, respectivamente:

$$SQT = \sum y^2 - C \quad (3.7)$$

$$SQTr = \frac{\sum T^2}{r} - C \quad (3.8)$$

Onde T é a soma dos resultados de cada tratamento. O valor de SQR é obtido subtraindo $SQTr$ de SQT , como mostra a Equação 3.9:

$$SQR = SQT - SQTr \quad (3.9)$$

Os valores de $QMTr$ e QMR são determinados pelas Equações 3.10 e 3.11:

$$QMTr = \frac{SQTr}{k - 1} \quad (3.10)$$

$$QMR = \frac{SQR}{n - k} \quad (3.11)$$

O valor de F é calculado pela razão entre $QMTr$ e QMR . Caso o valor de F seja maior que o valor crítico, rejeita-se a hipótese de igualdade das médias, indicando diferenças significativas entre os tratamentos propostos.

3.3.10.2 Teste de Tukey

Quando a ANOVA aponta diferenças significativas entre os tratamentos, é necessário comparar as médias entre si. Essa comparação é feita por meio do cálculo da diferença mínima significativa ($d.m.s$), conforme a Equação 3.12:

$$d.m.s = q \sqrt{\frac{QMR}{r}} \quad (3.12)$$

Onde q é a amplitude estudentizada, um valor tabelado de acordo com o nível de significância, número de tratamentos e grau de liberdade dos resíduos. Caso a diferença entre duas médias seja maior ou igual ao valor de $d.m.s$, as médias são consideradas diferentes. Caso contrário, elas são consideradas iguais.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterizações das Cinzas

4.1.1 Análise elementar - CHN

A análise elementar CHN foi realizada em 10 amostras, incluindo a serragem *in natura* (A0) e cinzas obtidas sob diferentes condições térmicas (A1 a A9). Os resultados da análise elementar CHN das amostras estão apresentados na Tabela 10, onde as medidas de porcentagens foram determinadas para carbono (C), hidrogênio (H), nitrogênio (N) e oxigênio (O).

Tabela 10 – Resultados da análise elementar - CHN e oxigênio das amostras de serragem e cinzas.

Amostra	C (%)	H (%)	N (%)	O (%)
A0	51,1	6,7	0,1	42,1
A1	63,3	5,3	0,1	31,3
A2	65,8	5,1	0,1	29,0
A3	67,4	4,9	0,2	27,5
A4	70,3	3,7	0,2	25,8
A5	72,4	3,3	0,3	24,0
A6	79,6	3,0	0,3	17,1
A7	81,4	2,7	0,4	15,5
A8	87,9	2,2	0,7	9,2
A9	84,5	2,1	0,9	12,5

Legenda: C = Carbono, H = Hidrogênio, N = Nitrogênio, O = Oxigênio.

De acordo com a Figura 26, observou-se que o teor de carbono aumentou progressivamente com o aumento da temperatura e do tempo de incineração, variando de 51,1% na serragem *in natura* (A0) até 87,9% na amostra incinerada a 500 °C por 60 minutos (A8). Esse aumento no teor de carbono pode ser atribuído à carbonização das amostras, onde a degradação térmica da lignina, celulose e hemicelulose leva à formação de estruturas mais estáveis e ricas em carbono, enquanto os componentes mais voláteis são eliminados (203). Além disso, a elevação do teor de carbono pode ser explicada pela eliminação progressiva de oxigênio, conforme observado em outros estudos sobre carbonização hidrotérmica de biomassa (204, 205).

Por outro lado, o teor de hidrogênio diminuiu com o aumento da temperatura e do tempo de incineração, caindo de 6,7% na amostra A0 para 2,1% na amostra A9. Isso se deve à volatilização de compostos orgânicos que contêm hidrogênio, o que é consistente com o

processo de carbonização (206). O nitrogênio apresentou variação menor, mas foi observada uma leve tendência de aumento com a temperatura, especialmente nas amostras A7 a A9, que atingiram até 0,9%. Esse aumento pode estar relacionado à concentração de compostos nitrogenados mais resistentes à decomposição térmica (207). Esse comportamento também foi documentado em outros estudos que investigam o processo de carbonização de biomassa, confirmando a eliminação de componentes mais leves, como o hidrogênio (208, 204).

Enquanto, o teor de nitrogênio, apesar de ter apresentado variações menores, registrou um aumento nas amostras A7 a A9, chegando a 0,9 %. Esse comportamento pode ser atribuído à concentração de compostos nitrogenados mais resistentes à degradação térmica (207). Estudos recentes também sugerem que compostos nitrogenados mais estáveis podem se concentrar durante a carbonização hidrotérmica e a pirólise (204, 209).

Assim, a redução acentuada do teor de oxigênio, de 42,1% na amostra A0 para 9,2% na amostra A8, também reflete o êxito do processo de carbonização, uma vez que compostos oxigenados voláteis, como CO_2 e H_2O , são eliminados, deixando o material mais puro e rico em carbono (210, 205). A eliminação do oxigênio tem sido relatada como peça fundamental para melhorar a qualidade do biochar e sua viabilidade como combustível sólido (204).

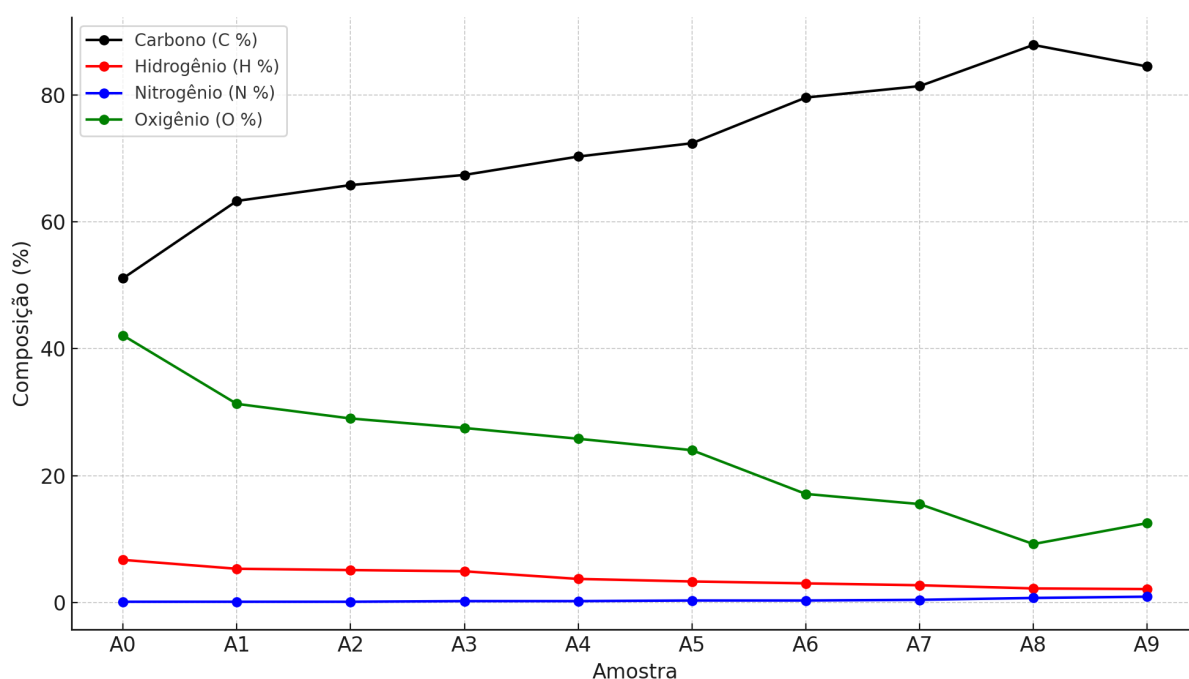


Figura 26 – Concentração de Carbono, Hidrogênio, Nitrogênio e Oxigênio nas Cinzas.

Com isso, os resultados obtidos indicam que tanto a temperatura quanto o tempo de incineração influenciam diretamente a composição elementar das cinzas. O aumento da temperatura de 300 °C para 500 °C, com o tempo de incineração constante, eleva o teor de carbono, particularmente nas amostras A7, A8 e A9. Isso indica que temperaturas mais altas favorecem uma carbonização mais completa, enquanto tempos prolongados possibilitam a máxima conversão da biomassa em carbono. A diminuição do teor de oxigênio reflete a purificação do material, resultando em uma estrutura mais concentrada em carbono (210).

4.1.2 Espectrometria de Fluorescência de Raios X (FRX)

A técnica de fluorescência de raios-X (FRX) foi aplicada nas amostras A7, A8 e A9 com o propósito de identificar a composição elementar predominante após o processo de carbonização. A FRX é amplamente utilizada na análise de elementos com número atômico superior a 12, como metais, sendo especialmente eficiente na determinação de óxidos metálicos, como SiO_2 , Al_2O_3 e CaO , frequentemente formados durante a combustão e carbonização de materiais orgânicos. Conforme destacado por (211), a carbonização da biomassa promove a formação de compostos inorgânicos estáveis, como óxidos metálicos, que podem ser analisados com precisão por FRX, ressaltando a relevância dessa técnica na caracterização de materiais carbonizados. Da mesma forma, (212) utilizou a FRX para examinar a formação de óxidos durante o processo de carbonização, confirmando sua eficiência na identificação de óxidos metálicos, como óxido de cálcio CaO e o óxido de potássio K_2O , gerados à medida que a biomassa é carbonizada.

Nas amostras analisadas, observou-se um aumento nas concentrações de óxidos, como o CaO e K_2O , com o prolongamento do tempo de carbonização. Esse comportamento é esperado, pois a carbonização reduz a quantidade de matéria orgânica, aumentando a proporção relativa de óxidos metálicos na biomassa. De modo semelhante, (213) observou que a carbonização de sementes de açaí também resultou em um aumento nos teores de potássio, cálcio e ferro, corroborando os resultados encontrados nas amostras A7, A8 e A9, nas quais os óxidos de cálcio e potássio aumentaram com o tempo de carbonização.

A Tabela 11 apresenta as concentrações dos principais óxidos detectados nas amostras A7, A8 e A9, carbonizadas a 500°C por 30, 60 e 120 minutos, respectivamente. Os resultados indicam que CaO , K_2O e SiO_2 foram os óxidos predominantes, com variações significativas conforme o tempo de carbonização foi estendido.

A comparação entre os resultados de FRX e a análise elementar CHN reforça as observações quanto ao comportamento do carbono. A amostra A9, submetida à carbonização a 500°C por 120 minutos, apresentou as maiores concentrações de óxidos de cálcio e alumínio, indicando uma degradação mais completa da matriz orgânica, o que resultou em cinzas ricas em compostos inorgânicos. Assim como, (211) observou que a car-

Tabela 11 – Resultados da análise de FRX para as amostras A7, A8 e A9, ordenados por valores médios em ordem decrescente.

Nomenclatura	A7 (500°C - 30 min)	A8 (500°C - 60 min)	A9 (500°C - 120 min)
Óxido de Cálcio (CaO)	34,17%	36,92%	30,69%
Dióxido de Silício (SiO_2)	21,84%	18,25%	12,58%
Óxido de Potássio (K_2O)	16,85%	19,37%	16,95%
Óxido de Ferro (Fe_2O_3)	7,90%	4,77%	22,60%
Óxido de Magnésio (MgO)	6,14%	7,86%	6,61%
Óxido de Alumínio (Al_2O_3)	0,26%	0,39%	0,99%
Óxido de Manganês (MnO)	0,35%	0,37%	0,30%

bonização hidrotérmica também levou à formação de estruturas inorgânicas estabilizadas, sugerindo que os óxidos metálicos desempenham um papel relevante na constituição final dos materiais carbonizados.

Essa interpretação é fortalecida pelos estudos de (25), que identificaram uma tendência semelhante em amostras de serragem de madeira carbonizadas a diferentes temperaturas. O aumento progressivo na quantidade de óxidos metálicos com o aumento da temperatura e do tempo de carbonização foi documentado também por (74), evidenciando a formação gradual de cinzas enriquecidas com compostos inorgânicos à medida que o processo avança. De maneira análoga, (212) destacou que a carbonização leva a um incremento substancial na concentração de óxidos metálicos nas cinzas resultantes, o que reforça a importância desses processos para a geração de materiais ricos em compostos inorgânicos.

4.1.3 Difração de Raios-X (DRX)

A análise de DRX foi realizada nas amostras A0, A7, A8 e A9 (Figura 27) com o intuito de investigar as fases cristalinas formadas após o processo de carbonização. Nesse sentido, as amostras carbonizadas exibiram padrões de difração característicos, com picos bem definidos em torno de $2\theta = 30^\circ$ e 50° . Esses picos indicam a presença de compostos inorgânicos cristalinos, como óxidos de cálcio (CaO) e óxidos de ferro (Fe_2O_3), os quais são frequentemente gerados durante a carbonização de biomassa. Conforme destacado por (211), as altas temperaturas promovem a reorganização dos elementos inorgânicos em fases cristalinas mais estáveis.

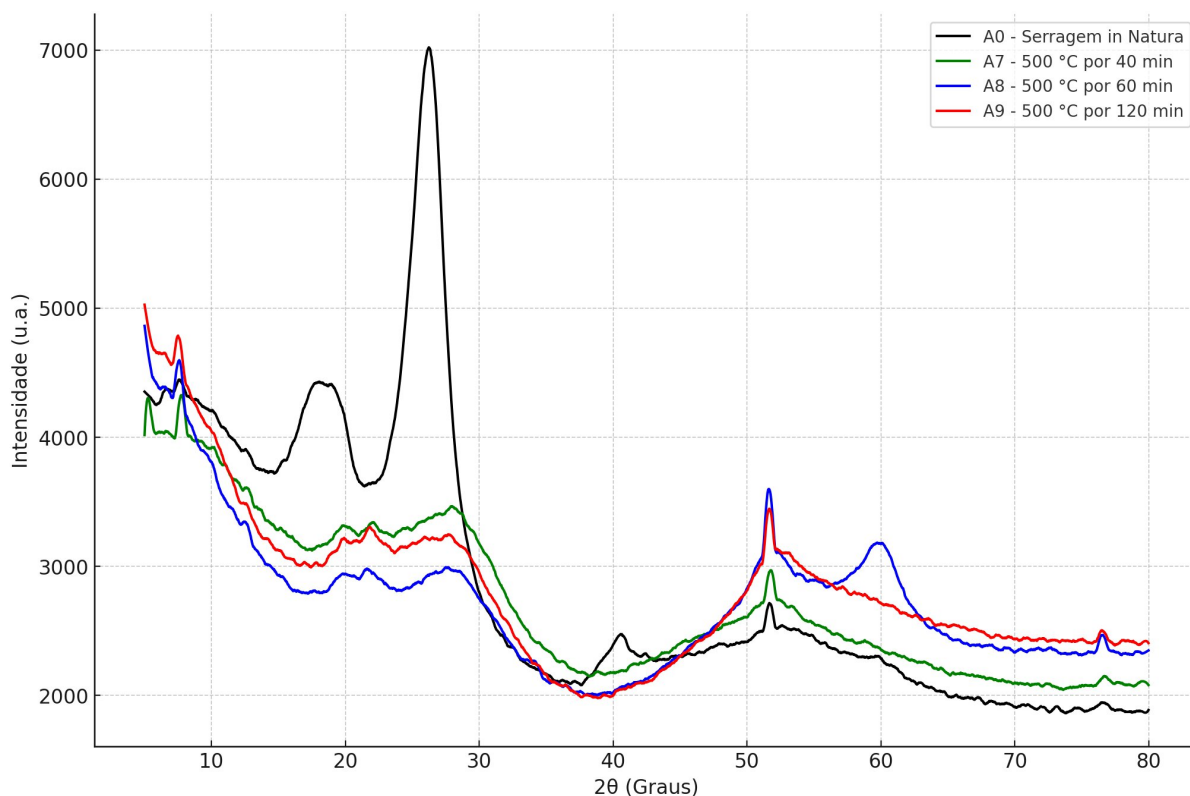


Figura 27 – Difragrama comparativo das amostras A0, A7, A8 e A9

A Tabela 12 apresenta as intensidades máximas dos picos observados em torno de (30°) e (50°) para cada amostra. A amostra A0 (28), correspondente à serragem *in natura*, revela picos característicos dos principais componentes da biomassa lignocelulósica, como a hemicelulose ($2\theta \approx 15^\circ$), a celulose ($2\theta \approx 22^\circ$) e a lignina ($2\theta \approx 28^\circ$). Esses picos indicam a preservação estrutural dos polímeros constituintes, com a celulose apresentando a estrutura mais cristalina devido ao seu pico no plano (002) (214, 215). A hemicelulose e a lignina, por sua vez, exibem estruturas mais amorfas, contribuindo para a complexidade e a resistência da matriz lignocelulósica (216).

Tabela 12 – Intensidades dos picos em 30° e 50° para as amostras analisadas.

Amostra	Intensidade em 30° (u.a.)	Intensidade em 50° (u.a.)
A0	≈ 3059.0	≈ 2513.0
A7	≈ 3333.0	≈ 2734.0
A8	≈ 2892.0	≈ 2977.0
A9	≈ 3125.0	≈ 3007.0

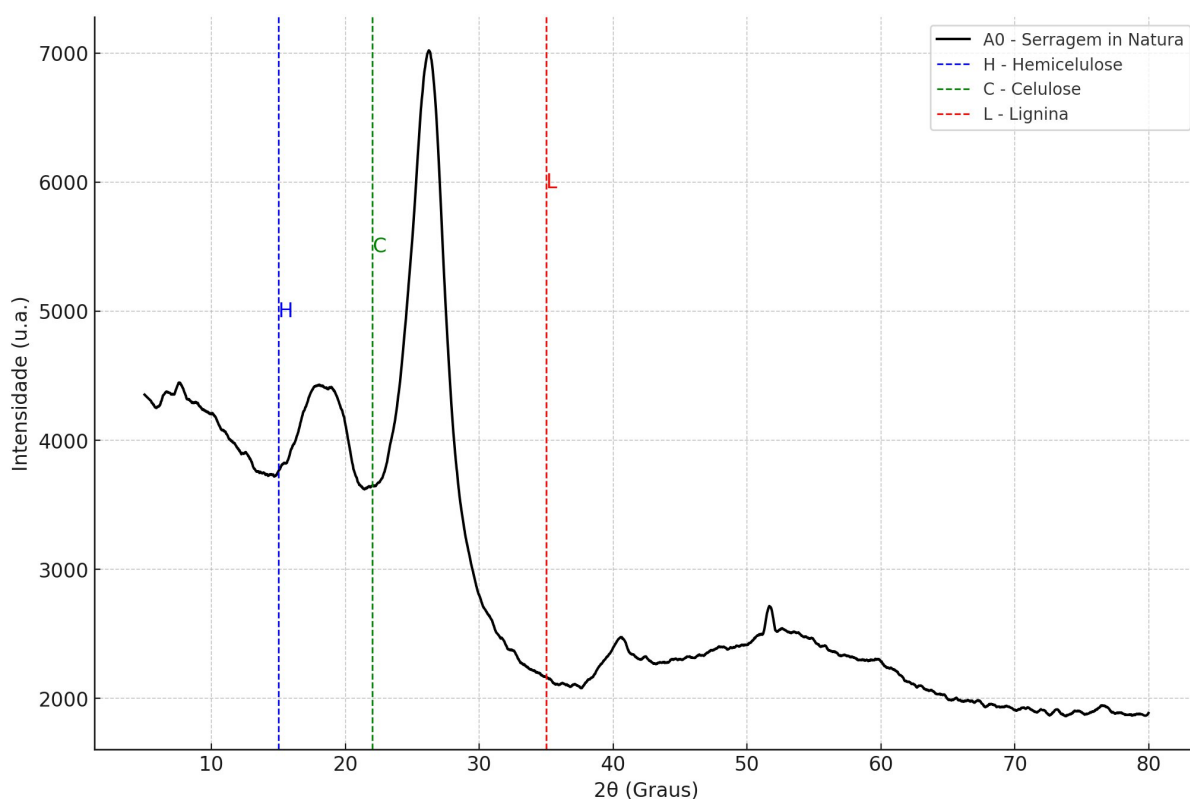


Figura 28 – Difratograma da Amostra A0 - Serragem *in natura*

Em contraste, nas amostras A7, A8 e A9, o aumento no tempo de carbonização resultou em padrões de difração mais nítidos, com picos de maior intensidade, especialmente em torno de 30° e 50° , sugerindo uma maior cristalinidade. Este resultado está relacionado à organização de compostos como CaO e Fe_2O_3 , formados em temperaturas elevadas durante o processo de carbonização. (217) também observou um comportamento análogo ao estudarem a formação de óxidos de ferro em materiais carbonizados, associando o aumento da cristalinidade à remoção dos componentes orgânicos e à reorganização das fases inorgânicas.

Particularmente, a amostra A9, carbonizada por um período mais longo, exibiu picos de difração mais intensos e bem definidos, o que indica uma cristalinidade superior. Esse comportamento está em consonância com os achados de (218), que mostraram um aumento da cristalinidade em função do tempo de carbonização, devido à remoção progressiva da fração orgânica e à concentração de fases inorgânicas estáveis, como os óxidos de cálcio.

Dessa forma, a transição das fases amorfas observadas em A0 para fases mais cristalinas em A7, A8 e A9 está diretamente relacionada ao processo de carbonização. (219) também ressalta a formação de compostos inorgânicos, como CaO e Fe_2O_3 , durante a carbonização, resultando em padrões de difração com picos mais intensos e nítidos, como observado nas amostras analisadas. Por fim, esses resultados demonstram que o aumento

no tempo de carbonização não apenas favorece a formação de fases cristalinas mais bem definidas, mas também promove uma reorganização estrutural dos compostos inorgânicos presentes na biomassa (211).

4.1.4 Espectroscopia Raman

A espectroscopia Raman complementou a análise estrutural ao revelar a evolução da desordem no material carbonáceo após a queima. Com o aumento das temperaturas de queima e o prolongamento do tempo de exposição ao calor, observou-se um crescimento na intensidade relativa da banda D em relação à banda G, especialmente nas amostras A7, A8 e A9 (29). Este comportamento indica um aumento na quantidade de defeitos estruturais e na desordem do material, sugerindo que o carbono nessas amostras adquiriu uma estrutura progressivamente mais amorfa (220, 221).

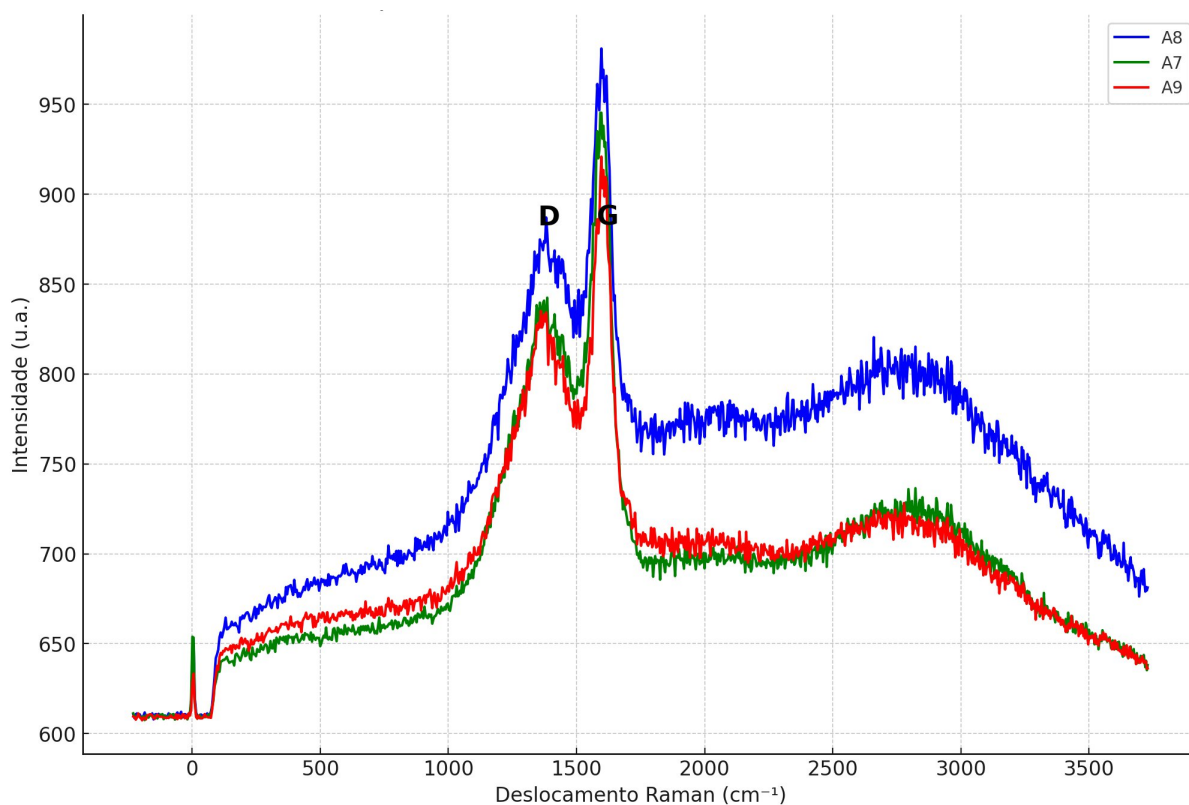


Figura 29 – Espectros Raman das Amostras A7, A8 e A9 - Bandas D e G.

Como apresentado no espectro, a intensidade da banda D cresce em relação a banda G com o aumento do tempo de carbonização, refletindo a progressiva desordem estrutural. Esse comportamento demonstra a transformação gradual da estrutura do carbono, que se torna menos ordenada à medida que as condições de carbonização se intensificam. De acordo com (220, 221), a redução da cristalinidade e o aumento da desordem estrutural ocorrem em materiais carbonáceos quando expostos a altas temperaturas e tempos prolongados de tratamento.

Para complementar a análise espectroscópica, foram obtidas imagens de microscopia óptica das amostras A7, A8 e A9, conforme mostrado na Figura 30, que representam as áreas exatas onde o laser do Raman foi focalizado. Essas imagens permitem observar detalhes da morfologia superficial das amostras, o que pode influenciar a intensidade e a forma das bandas Raman.

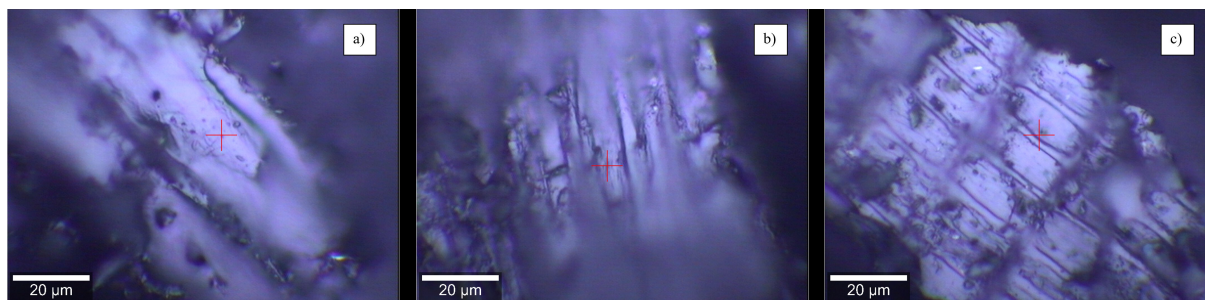


Figura 30 – Microscopia Óptica das Amostras: a) A7, b) A8 e c) A9.

A Tabela 13 consolida as principais informações do espectro Raman das amostras A7, A8 e A9, incluindo as posições (aproximadas), intensidades das bandas D e G e a razão I_D/I_G , além de observações sobre a morfologia de cada amostra.

Tabela 13 – Posições e intensidades aproximadas das bandas D e G, a razão I_D/I_G e observações sobre estrutura e morfologia das amostras A7, A8 e A9.

Amostra	T (°C)	T (min)	Pos. D	Int. D	Pos. G	Int. G	I_D/I_G	Obs.
A7	500	40	~ 1345	~ 820	~ 1588	~ 920	~ 0,89	Estrutura moderadamente ordenada; superfície mais uniforme (menor rugosidade).
A8	500	60	~ 1347	~ 840	~ 1586	~ 940	~ 0,90	Leve intensificação da desordem; superfície mais irregular e porosa.
A9	500	120	~ 1346	~ 825	~ 1589	~ 905	~ 0,91	Maior grau de desordem; superfície extremamente porosa e heterogênea.

Legenda:**T (°C):** Temperatura de carbonização.**T (min):** Tempo de carbonização em minutos.**Pos. D:** Posição aproximada da banda D no espectro Raman (em cm^{-1}).**Int. D:** Intensidade aproximada da banda D (unidades arbitrárias).**Pos. G:** Posição aproximada da banda G no espectro Raman (em cm^{-1}).**Int. G:** Intensidade aproximada da banda G (unidades arbitrárias). **I_D/I_G :** Razão entre as intensidades D e G (indicativa do grau de desordem).**Obs.:** Principais aspectos estruturais e morfológicos de cada amostra.

A amostra A7, submetida à carbonização a 500 °C por 40 minutos, apresentou uma razão I_D/I_G de aproximadamente 0,89. Esse valor reflete uma estrutura moderadamente ordenada, com menos defeitos em comparação às amostras expostas há tempos mais longos. A menor intensidade relativa da banda D sugere que essa amostra ainda preserva um certo grau de organização cristalina. De acordo com (221), materiais com valores mais baixos de I_D/I_G mantêm uma organização estrutural mais robusta, tornando-se adequados para aplicações que requerem alta estabilidade, como compósitos estruturais. A imagem de microscopia óptica da amostra, Figura 30.a, corrobora essa observação, mostrando uma superfície mais uniforme e menos rugosa, o que está alinhado com estudos recentes que associam uma menor desordem estrutural com superfícies homogêneas (222). Além disso, (223) relatam que temperaturas mais baixas e tempos curtos de carbonização limitam a formação de defeitos, permitindo que a estrutura gráfica permaneça mais organizada. Esse comportamento é vantajoso em aplicações onde a integridade estrutural do carbono precisa ser preservada, como em materiais de alto desempenho mecânico.

Para a amostra A8, submetida à carbonização a 500 °C por 60 minutos, a razão I_D/I_G aumentou para cerca de 0,90, refletindo uma leve intensificação da desordem estrutural devido ao tempo prolongado de exposição. Estudos indicam que períodos mais longos de carbonização tendem a aumentar as imperfeições estruturais no carbono, uma vez que o calor promove a formação de vacâncias e bordas que geram defeitos (224). Assim, a amostra A8 apresenta uma estrutura intermediária, equilibrando ordem e desordem, sendo útil em aplicações que requerem tanto funcionalidade química quanto resistência mecânica (225). A Figura 30.b evidencia essa transição estrutural, onde a superfície da amostra A8 é visivelmente mais irregular e porosa, refletindo o aumento de defeitos observado no espectro Raman, corroborando com a descrição de (226), sobre como defeitos na estrutura aumentam a rugosidade superficial e favorecem a funcionalização.

A amostra A9, carbonizada a 500 °C por 120 minutos, apresentou a maior razão I_D/I_G , alcançando aproximadamente 0,91. Este valor sugere um grau elevado de desordem e uma estrutura mais amorfa, coerente com o maior tempo de carbonização, que favorece o surgimento de defeitos estruturais. Segundo (227), o aumento de defeitos em materiais carbonáceos está diretamente relacionado a uma maior intensidade da banda D, típica de estruturas menos ordenadas. A presença de uma densidade elevada de defeitos pode ser vantajosa em aplicações de adsorção e catálise, uma vez que os defeitos servem como sítios ativos que aumentam a reatividade do material (228). Além disso, (229) observaram que materiais com maiores razões I_D/I_G apresentam uma área superficial mais ativa, característica desejável para aplicações em adsorção de gases e íons, tanto no contexto ambiental quanto eletroquímico. A Figura 30.c confirma visualmente essa estrutura mais desordenada, apresentando uma superfície extremamente porosa e heterogênea, o que está associado à alta densidade de defeitos observada no espectro Raman. (220) destacaram que superfícies com alta porosidade são frequentemente associadas a uma estrutura mais

amorfa e são vantajosas para aplicações catalíticas devido ao aumento da área superficial ativa.

Por fim, a evolução das razões I_D/I_G nas amostras A7, A8 e A9 evidencia uma perda progressiva de cristalinidade, consistente com os resultados obtidos nas análises de DRX. Com o aumento do tempo de carbonização, as bandas características do carbono cristalino apresentaram menor intensidade e maior alargamento, indicando a transição para uma estrutura mais amorfa. Resultados semelhantes foram discutidos por (222), que destaca como o aumento da desordem estrutural em materiais carbonáceos impacta diretamente as características de cristalinidade observadas tanto nas análises Raman quanto nas de DRX.

4.1.5 Espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier (FTIR)

A análise de FTIR das amostras A7, A8 e A9 (Figura 31) revela informações importantes sobre os grupos funcionais presentes nas superfícies dos materiais carbonáceos após diferentes tratamentos térmicos. As bandas de absorção observadas nos espectros estão associadas a grupos funcionais específicos que refletem as mudanças na composição química das amostras com o aumento da temperatura e do tempo de carbonização.

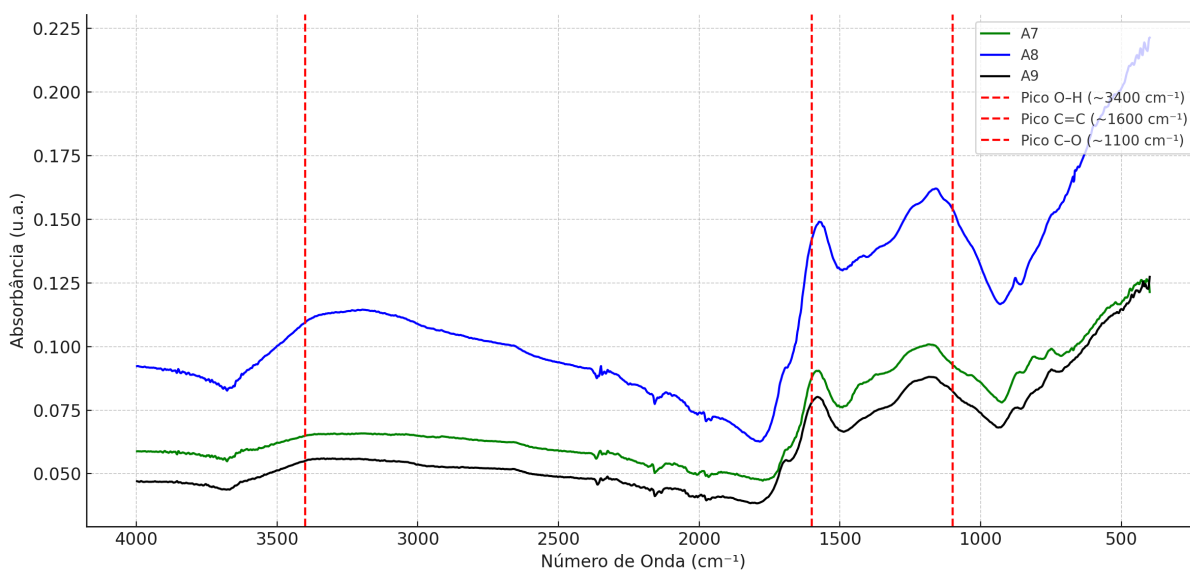


Figura 31 – Espectros FTIR das Amostras A7, A8 e A9.

Na região de $3400\text{--}3600\text{ cm}^{-1}$, nota-se uma banda de absorção mais intensa para as amostras A8 e A9, atribuída ao estiramento das ligações O–H, indicativas de grupos hidroxila. De acordo com (230), a presença desses grupos pode estar relacionada a grupos funcionais oxigenados, que permanecem ou se formam na superfície do material após o processo de carbonização. Esse comportamento está associado à maior hidrofilicidade dessas amostras e pode favorecer sua reatividade superficial e capacidade de adsorção, como discutido por (221) e (220).

Na região de 1500–1600 cm^{-1} , observa-se uma banda de absorção atribuída ao estiramento C=C em anéis aromáticos, com intensidade mais pronunciada na amostra A9. Esse fato indica uma maior quantidade de ligações aromáticas desordenadas, o que sugere a presença de estruturas gráficas menos organizadas e com maior densidade de defeitos. Resultados semelhantes foram reportados por (224) e (227), evidenciando que carbonizações prolongadas podem aumentar a desordem estrutural em materiais carbonáceos.

As bandas na região de 1000–1200 cm^{-1} estão relacionadas aos estiramentos de ligação C–O, indicativos de grupos oxigenados como éteres e álcoois. A intensidade dessa banda é maior em A8 e A9, sugerindo que o aumento do tempo de carbonização promove a formação ou manutenção de funcionalidades oxidadas na superfície, especialmente em condições não completamente inertes (231). Tais grupos podem ser vantajosos em aplicações que demandem funcionalidade superficial, como na incorporação em compósitos poliméricos (225).

Abaixo de 600 cm^{-1} , observam-se bandas que indicam deformações fora do plano em estruturas de carbono, típicas de materiais com defeitos estruturais. Essa região apresenta intensidade superior em A8 e A9, sugerindo maior quantidade de defeitos na estrutura amorfa do carbono. (232) destacam que, em materiais altamente desordenados, bandas mais intensas nessa faixa são frequentemente associadas a vacâncias e outros defeitos.

Em síntese, o espectro FTIR das amostras A7, A8 e A9 mostra que o aumento da temperatura e do tempo de carbonização leva a um enriquecimento em grupos oxigenados (O–H, C–O) e a uma maior desordem estrutural (aumento de ligações C=C desordenadas e defeitos), especialmente em A8 e A9. Esses achados são coerentes com os resultados de Raman e DRX, indicando potencial para aplicações que envolvam adsorção e reatividade superficial, tais como purificação de água e catálise (229, 233).

4.1.6 Termogravimetria (TG) e Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC)

A análise termogravimétrica (TG), a derivada termogravimétrica (DTG) e a calorimetria exploratória diferencial (DSC) foram realizadas para diferentes amostras de cinzas obtidas a partir da serragem do Tauari. As amostras analisadas variaram em termos de temperatura e tempo de carbonização, fornecendo informações sobre a degradação térmica, comportamento dos materiais e as transições térmicas. Estudos semelhantes têm explorado a utilização dessas técnicas para compreender a degradação térmica de materiais lignocelulósicos e identificar padrões de comportamento térmico e estabilidade estrutural (234).

As curvas combinadas de TG e DTG para as amostras A0 (Figura 32), A1 (Figura 33), A7 (Figura 34) e A9 (Figura 35) foram escolhidas para destaque, pois representam

condições distintas de tratamento que afetaram significativamente o comportamento térmico das análises in natura, com menor e maior tempo de queima. A análise das curvas TG mostrou uma perda gradual de massa com o aumento da temperatura, devido à evaporação da água adsorvida, degradação dos grupos funcionais oxigenados e subsequente estabilidade da massa residual em temperaturas elevadas. Estudos anteriores relatam comportamentos similares para diferentes tipos de biomassa e materiais lignocelulósicos (235). A curva DTG mostrou claramente as diferentes etapas de perda de massa, identificando picos de degradação indicativos da queima de compostos voláteis e de estruturas carbonáceas residuais.

As amostras tratadas em temperaturas mais altas, como A9, apresentaram maior estabilidade residual e menor perda de massa total, indicando que a temperatura de 500 °C e o maior tempo de exposição (120 minutos) contribuíram para a formação de uma estrutura mais resistente termicamente. Em contraste, amostras tratadas a temperaturas mais baixas, como A1 (300 °C), mostraram maior perda de massa durante a análise, o que reflete uma estrutura menos consolidada, ainda rica em compostos voláteis e água residual. Esses resultados são consistentes com estudos anteriores que associam a estabilidade térmica e a composição residual às condições de carbonização (236).

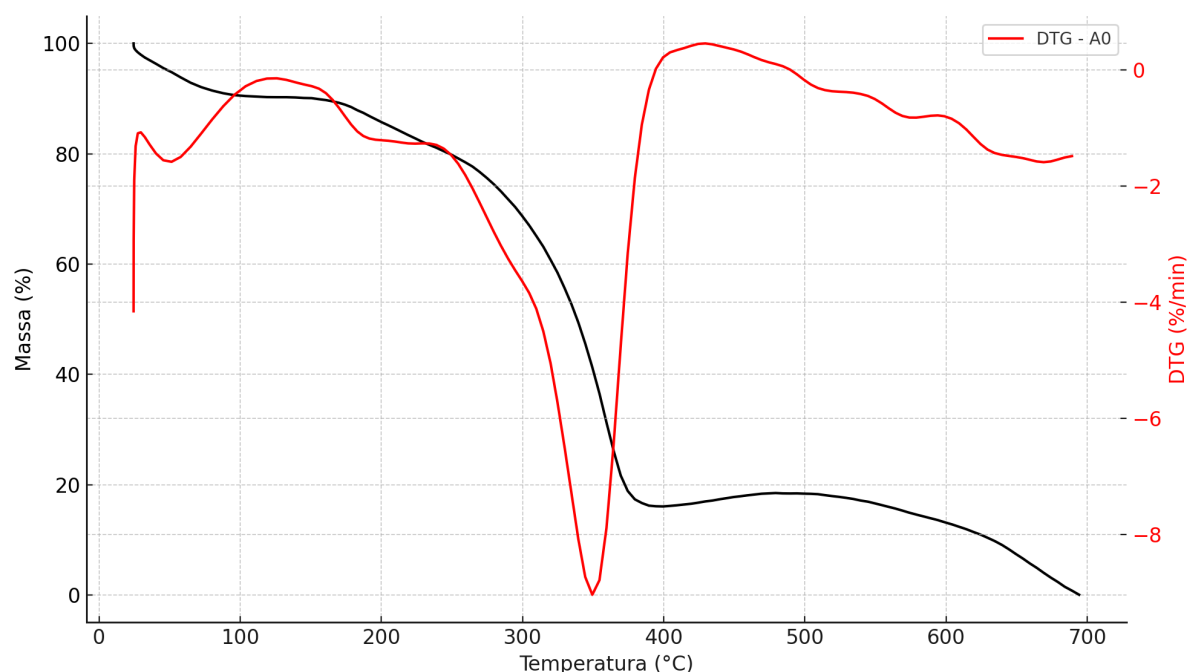


Figura 32 – Curva TG/DTG da Amostra A0.

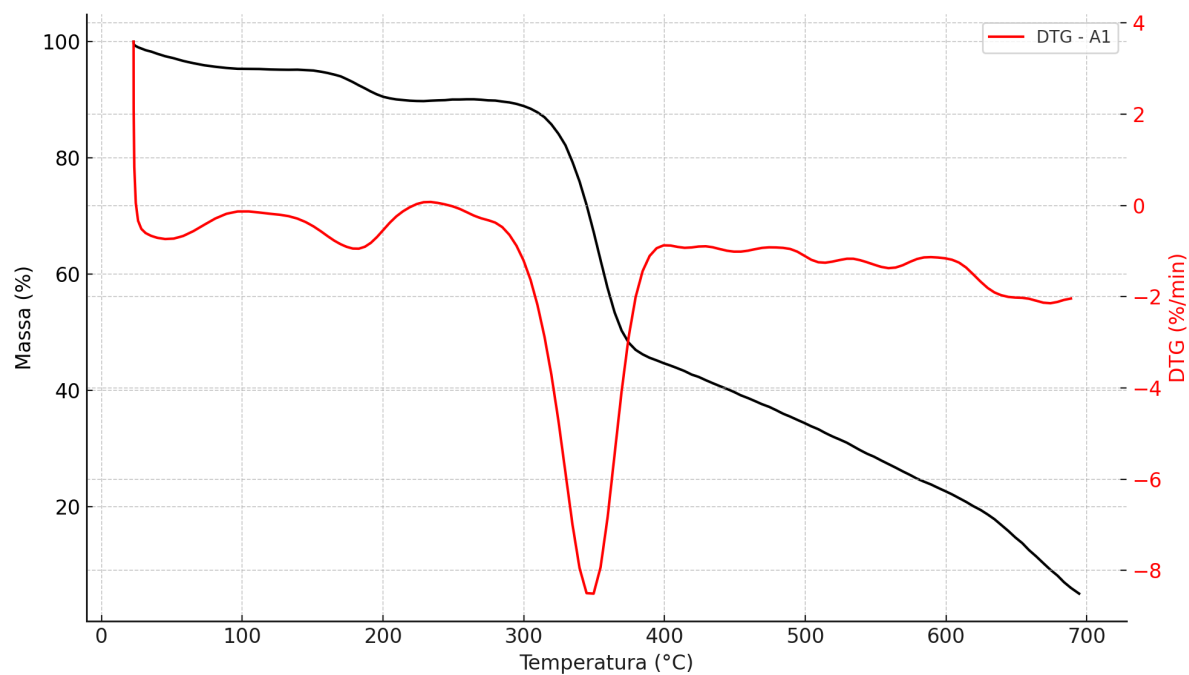


Figura 33 – Curva TG/DTG da Amostra A1.

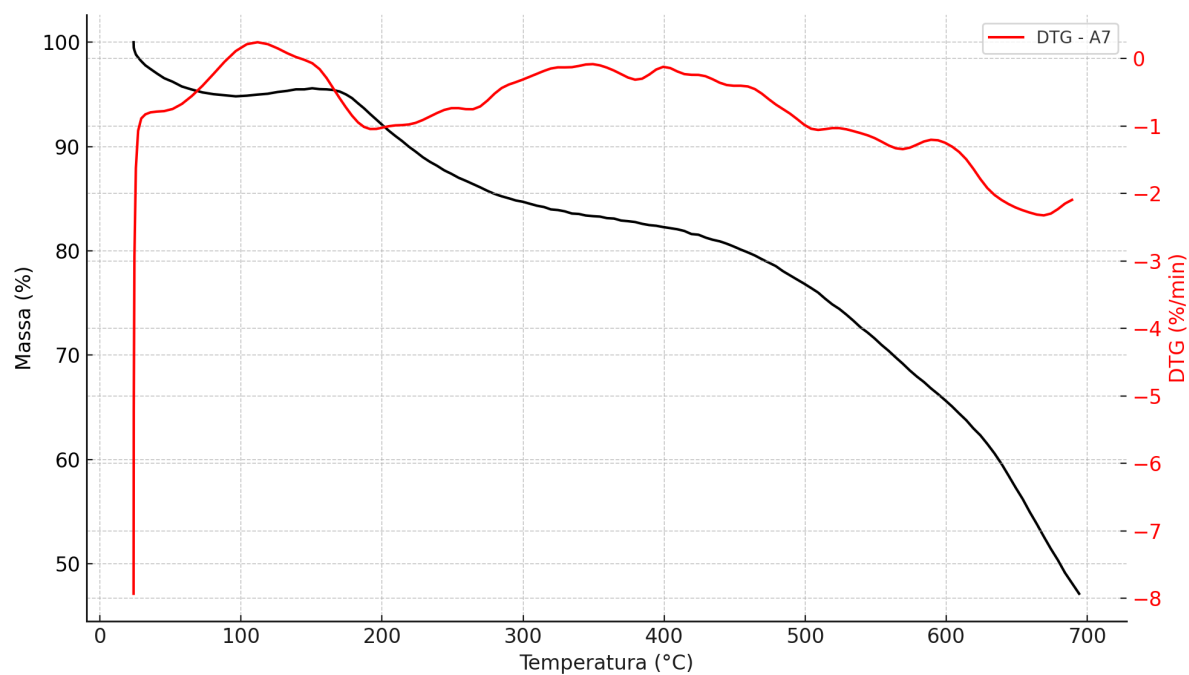


Figura 34 – Curva TG/DTG da Amostra A7.

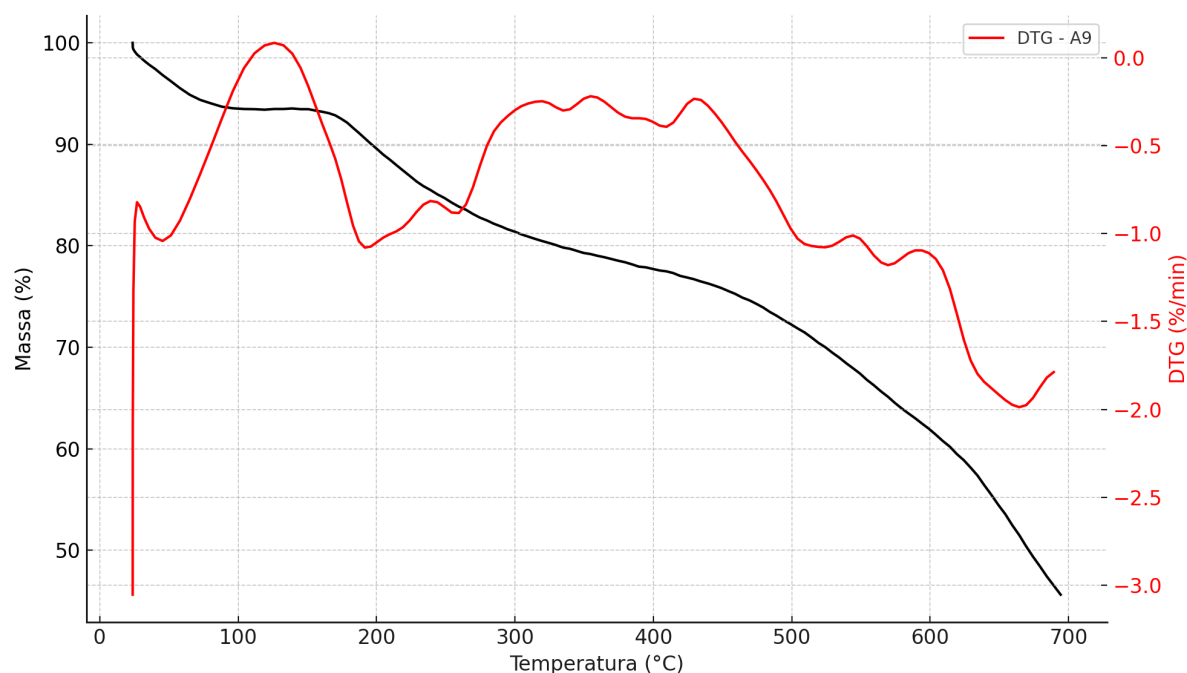


Figura 35 – Curva TG/DTG da Amostra A9.

A Tabela 14 apresenta os principais indicadores obtidos pela análise TG para cada amostra, incluindo a perda de massa inicial, a temperatura de início da degradação, a temperatura máxima da degradação e o resíduo final obtido.

Tabela 14 – Resultados da análise térmica das amostras.

Amostras	Perda de Massa Inicial (%)	Temp. do Início da Degradação (°C)	Temp. da Máxima Taxa de Degradação (°C)
A0	10,5	210	330
A1	8,7	190	310
A7	5,4	230	380
A9	4,1	250	400

O teor de cinzas, (Tabela 15), é um parâmetro fundamental para avaliar a quantidade de resíduo inorgânico após a queima do material orgânico. Neste estudo, o teor de cinzas foi determinado através das curvas TG e corresponde à massa residual ao final da análise. Estudos indicam que a análise termogravimétrica é uma ferramenta eficiente e rápida para determinar o teor de cinzas, facilitando a caracterização de materiais lignocelulósicos e biomassa (237).

Tabela 15 – Teor de cinzas (%) das amostras analisadas com suas respectivas temperaturas.

Amostras	Temperatura (°C)	Teor de Cinzas (%)
A0	In natura	15,2
A1	300	20,1
A2	300	22,8
A3	300	19,5
A4	400	23,7
A5	400	24,4
A6	400	21,0
A7	500	25,3
A8	500	28,1
A9	500	30,6

Os resultados mostram um aumento gradual no teor de cinzas à medida que as condições de carbonização tornam-se mais rigorosas, ou seja, à medida que a temperatura e o tempo de tratamento aumentam. Este comportamento está em conformidade com outros estudos que indicam que a decomposição de compostos orgânicos aumenta com o aumento da temperatura de carbonização (238). A amostra A9, tratada a 500 °C por 120 minutos, apresentou o maior teor de cinzas, confirmando que estas condições favorecem a remoção de material orgânico e a retenção de minerais.

A análise DSC foi realizada para complementar as informações obtidas pelas análises TG e DTG, fornecendo dados sobre as transições térmicas do material, como temperaturas de fusão, cristalização e reações exotérmicas ou endotérmicas. As curvas DSC das amostras A0, A1, A7 e A9 (Figura 36) mostraram eventos térmicos distintos, que são indicativos de mudanças na estrutura do material conforme o tratamento térmico (239).

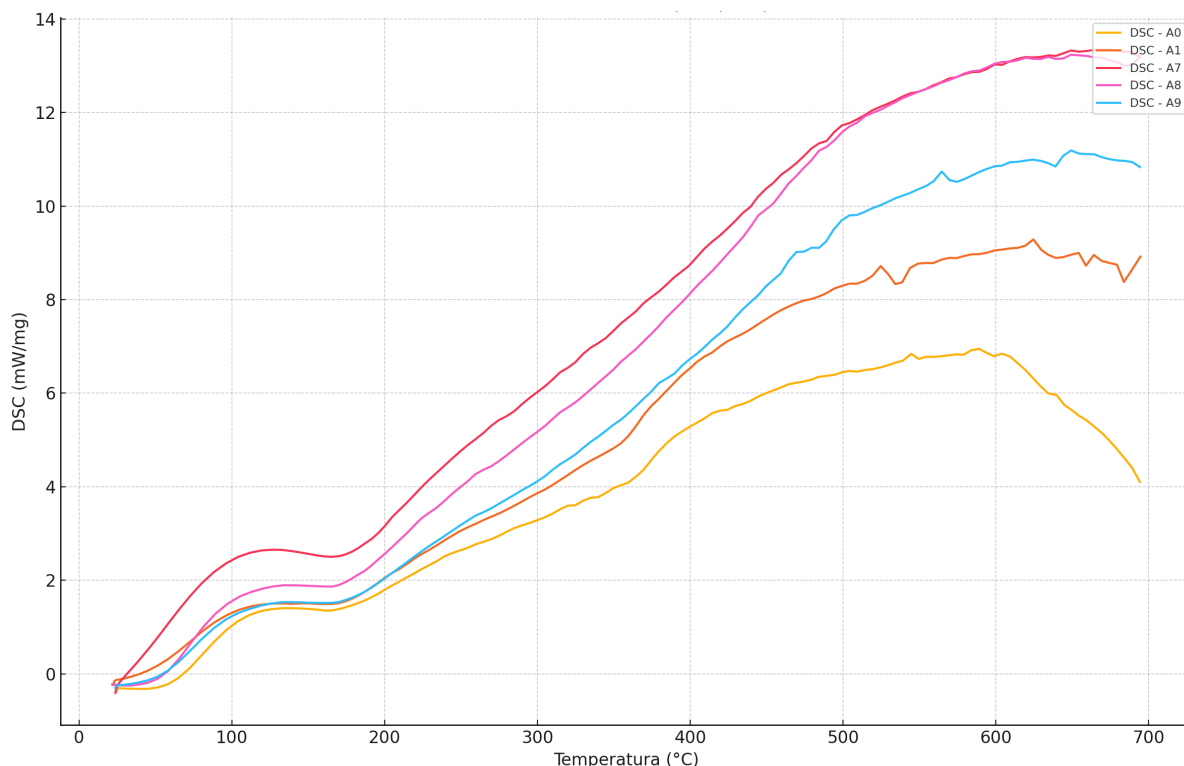


Figura 36 – Curva Dsc das Amostras A0, A1, A7 e A9

As amostras tratadas em temperaturas mais altas, como A7 e A9, apresentaram menores picos endotérmicos, sugerindo uma maior estabilidade térmica devido à remoção da maior parte dos compostos voláteis. Além disso, a amostra A9 apresentou uma transição exotérmica significativa em torno de 400 °C, atribuída à reorganização estrutural do carbono e formação de ligações mais estáveis. As amostras tratadas a temperaturas mais baixas, como A0 e A1, exibiram eventos endotérmicos mais acentuados em temperaturas relativamente baixas, refletindo a presença de componentes orgânicos que ainda não foram totalmente decompostos.

A análise TG, DTG e DSC forneceu informações essenciais sobre o comportamento térmico das cinzas obtidas a partir da serragem do tauari. A temperatura e o tempo de tratamento influenciam diretamente a estabilidade térmica, o teor de cinzas e as transições térmicas das amostras. Esses resultados corroboram estudos que destacam a importância dessas análises na definição das melhores condições de processamento para diferentes aplicações tecnológicas, dependendo da finalidade do material (234).

4.1.7 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A análise estrutural de materiais carbonáceos obtidos a partir de biomassa ligno-celulósica foi fundamental para compreender as alterações morfológicas e químicas que ocorreram durante o processo de carbonização (240, 241). Dessa forma, a micrografia de

MEV da amostra A0 (Figura 37) revelou a estrutura lignocelulósica intacta, caracterizada por fibras bem definidas e organizadas. Esse tipo de morfologia foi típico em biomassa não tratada, com as fibras de celulose, hemicelulose e lignina presentes na estrutura original. A literatura demonstrou que estruturas lignocelulosas intactas exibiram superfícies compactas e organizadas, com baixa porosidade inicial, característica que se alterou durante os processos térmicos (240).

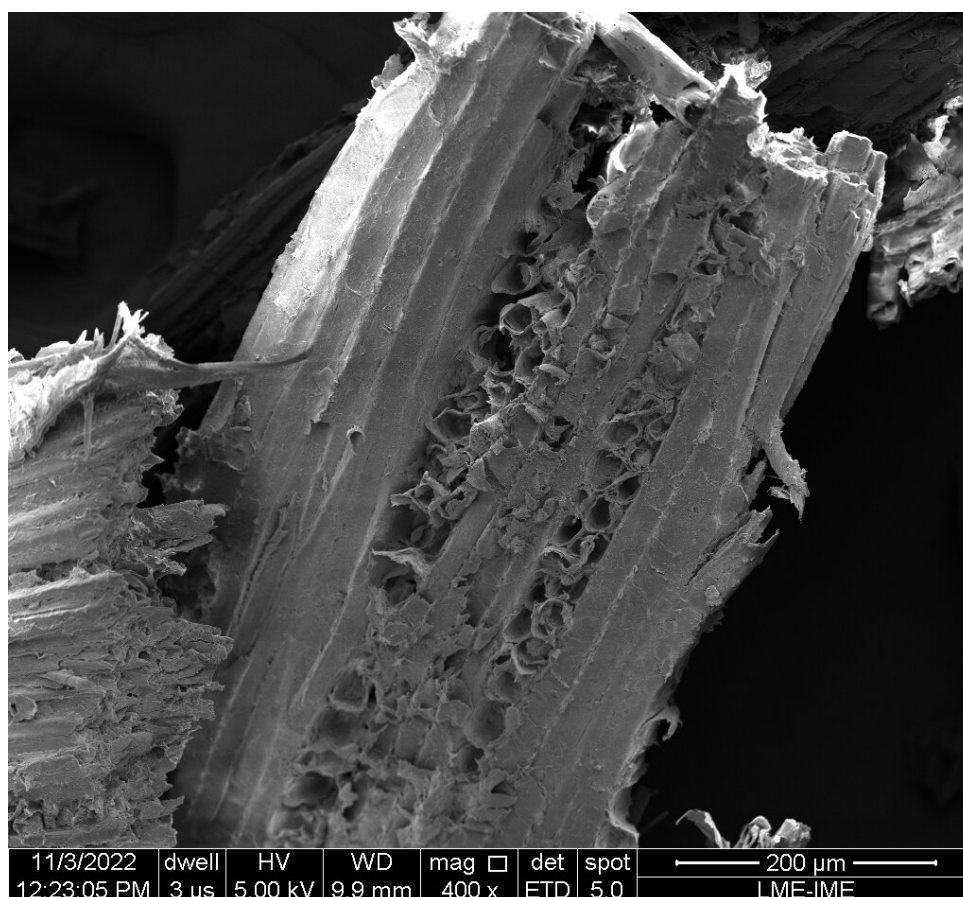


Figura 37 – Micrografia da fibra, destacando a estrutura fibrosa intacta, característica do material lignocelulósico antes da carbonização.

Na micrografia da amostra A7 (Figura 38), notou-se o início da degradação estrutural das fibras. A carbonização a 500 °C promoveu a liberação de componentes voláteis, resultando em uma superfície moderadamente porosa. Esse comportamento foi coerente com a literatura que abordou a formação de poros devido à remoção dos compostos voláteis, como relatado em estudos de carbonização de biomassa em temperaturas similares (241). Pequenas partículas inorgânicas começaram a se acumular na superfície, sinalizando o início da formação de cinzas, algo frequentemente associado à decomposição térmica avançada dos componentes orgânicos (242).

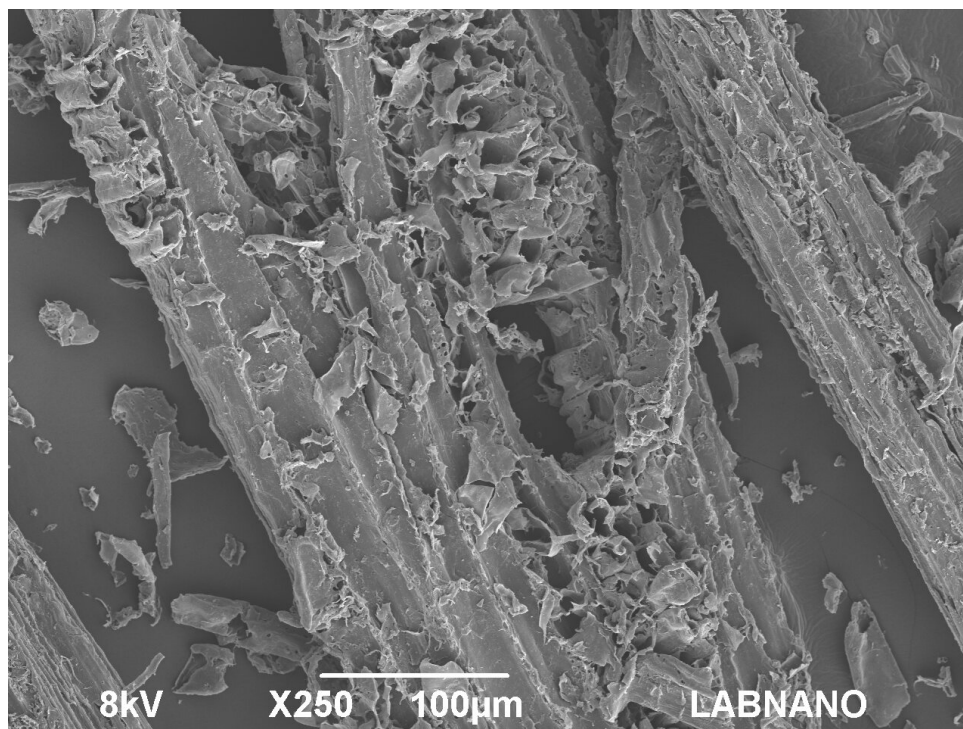


Figura 38 – Micrografia da amostra A7 carbonizada a 500 °C por 40 minutos.

Na (Figura 39), a amostra A8, carbonizada por um tempo mais longo (60 minutos), apresentou maior porosidade e fragmentação das fibras lignocelulósicas. Esse comportamento esteve alinhado a estudos que indicaram que o aumento do tempo de carbonização promoveu a remoção de compostos orgânicos e a geração de estruturas altamente porosas (243). Além disso, partículas inorgânicas tornaram-se mais visíveis na superfície, indicando o avanço na concentração de minerais inorgânicos, um fenômeno observado em análises de resíduo carbonizado (244).

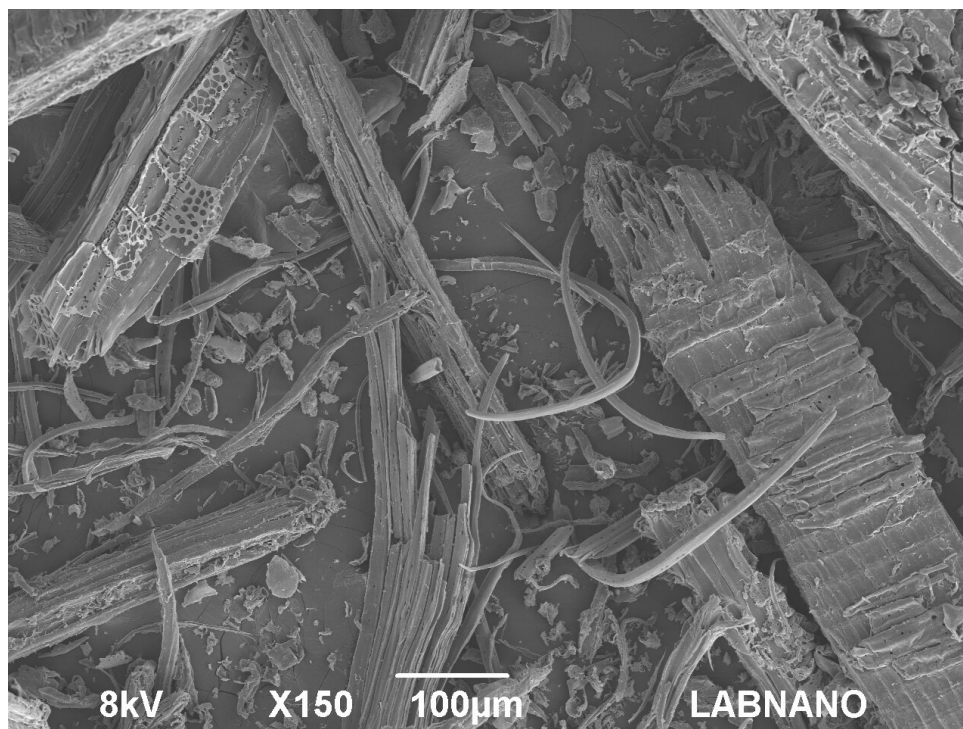


Figura 39 – Micrografia da amostra A8 carbonizada a 500 °C por 60 minutos.

A micrografia da amostra A9 (Figura 40) exibiu uma estrutura altamente porosa e fragmentada. O longo tempo de carbonização (120 minutos) resultou na remoção quase completa dos componentes voláteis, deixando uma matriz de carbono rica em cavidades (245). As partículas inorgânicas formaram aglomerados mais evidentes, sugerindo maior concentração de cinzas devido ao colapso estrutural das fibras durante a carbonização. Esse padrão de estruturação foi corroborado por estudos que investigaram o aumento da porosidade e da densidade de resíduos inorgânicos em materiais carbonáceos após tratamentos prolongados (240).

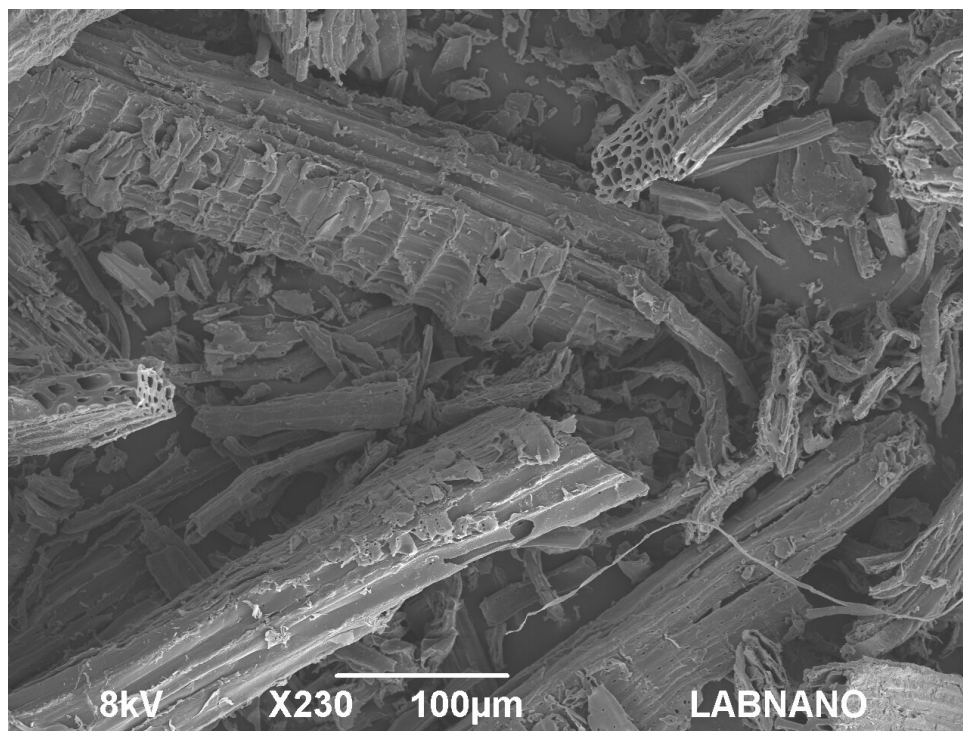


Figura 40 – Micrografia da amostra A9 carbonizada a 500 °C por 120 minutos.

Esses resultados mostraram uma transição progressiva da biomassa de uma estrutura compacta e rica em fibras (A0) para uma estrutura altamente porosa e enriquecida em componentes inorgânicos (A9), consistente com as observações na literatura recente (243, 242). A evolução da porosidade e da composição mineral nas amostras carbonizadas confirmou a decomposição da matéria orgânica e a reorganização estrutural característica do processo de carbonização (245, 240).

4.2 Caracterizações da Cinza Ativada com KOH

A escolha da amostra A9 para a etapa de ativação química foi fundamentada em análises prévias de caracterização estrutural e química, que indicaram seu potencial para aplicações que requerem um material carbonáceo com alta porosidade e estabilidade. A amostra A9, submetida a um processo de carbonização a 500 °C por 120 minutos, apresentou uma estrutura altamente porosa e com uma quantidade significativa de resíduos inorgânicos, características ideais para otimização através da ativação química. Estudos recentes sugerem que materiais com uma elevada concentração de cinzas e uma morfologia fragmentada, como observado em A9, são particularmente responsáveis ao processo de ativação, resultando em uma área superficial aumentada e maior acessibilidade aos poros (246, 247).

A ativação química é uma técnica amplamente utilizada para modificar a estrutura de materiais carbonáceos, proporcionando uma rede de microporos e mesoporos que são

benéficos para aplicações em adsorção, armazenamento de energia e catálise (248). Nesse contexto, o uso de um agente ativador, como o hidróxido de potássio (KOH), facilita a remoção de materiais voláteis e a formação de poros ao interagir com a estrutura carbonácea. A combinação de uma matriz carbonizada rica em cinzas e o uso de KOH são elementos que, juntos, promovem uma ativação eficaz, gerando um material com uma rede de poros interconectados e uma alta área superficial (249, 250).

Portanto, a escolha da amostra A9 foi estratégica, visando maximizar o desenvolvimento de porosidade e a reatividade superficial do material. Essa abordagem permite explorar o potencial da A9 ativada para aplicações avançadas, onde a estrutura porosa e a área superficial desempenham papéis essenciais (251).

4.2.1 Difração de Raios-X (DRX)

A amostra A9 ativada, analisada por difração de raios-X (DRX), apresentou um pico intenso em torno de $2\theta = 20,02^\circ$, característica comum em materiais grafiticos e associada ao empilhamento interlaminar típico de grafeno e grafite. A posição desse pico indica a presença de uma estrutura de camadas organizada, relevante para aplicações que requerem condução elétrica e alta área superficial. Para caracterizar o tamanho do cristalito e o número de camadas, aplicou-se a Lei de Scherrer:

$$D = \frac{K \cdot \lambda}{\beta \cdot \cos(\theta)}, \quad (4.1)$$

Onde:

- K é a constante de forma (assumida como 0,89),
- λ é o comprimento de onda da radiação utilizada (1.78899 Å),
- β é a largura à meia altura (FWHM) em radianos (calculada como 0,346 rad),
- θ é o ângulo de difração correspondente ao pico principal ($10,01^\circ$ ou 0,1764 rad).

Substituindo os valores, obteve-se o tamanho médio do cristalito:

$$D \approx 4,68 \text{ Å}.$$

Os difratogramas da amostra A9 estão apresentados nas Figuras 41 e 42 abaixo, destacando as características dos picos de difração e a redução de ruídos após suavização. Isso facilita a análise da estrutura cristalina do material.

Essas figuras ilustram o pico de maior intensidade, a largura à meia altura (β), e os limites utilizados para o cálculo do tamanho do cristalito. Os resultados indicam que

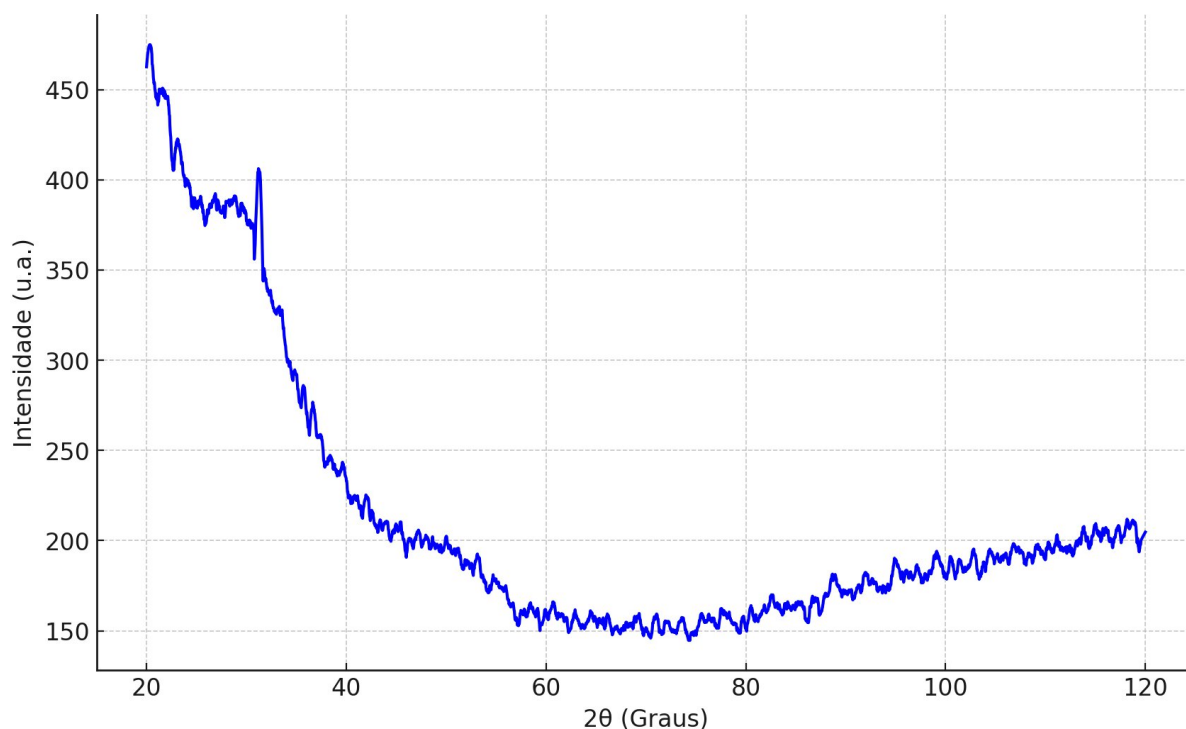


Figura 41 – Difratograma da Amostra A9 Ativada.

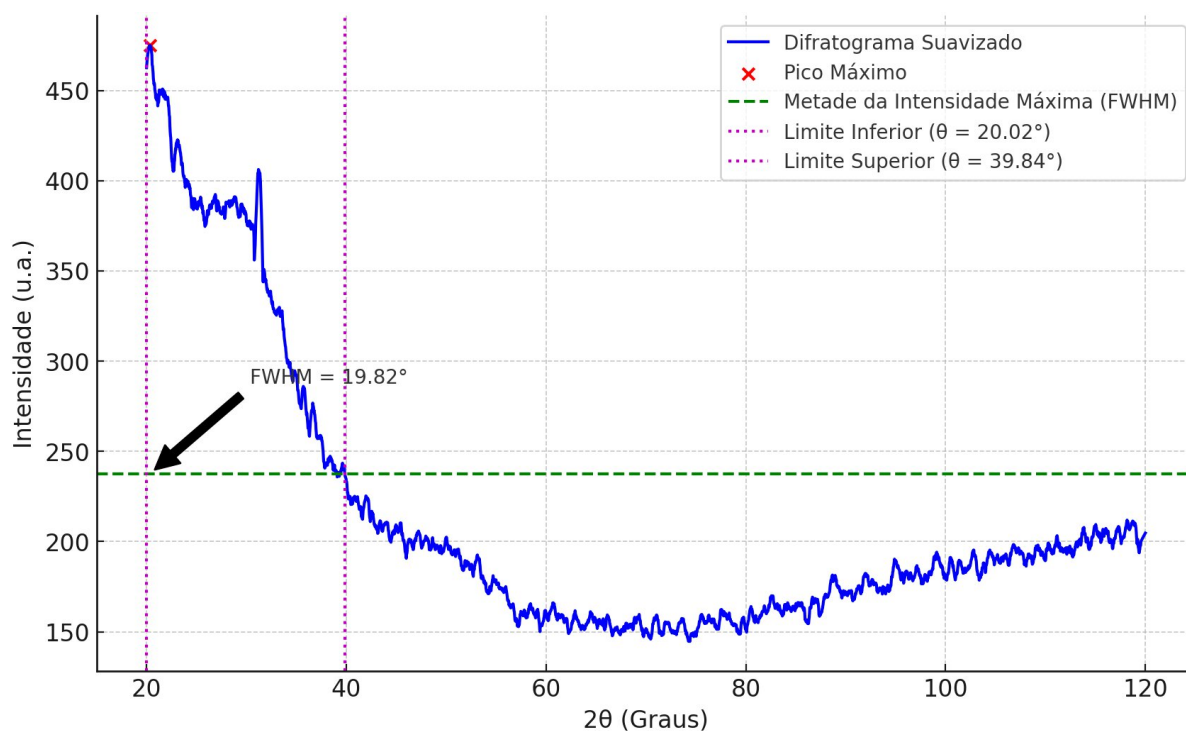


Figura 42 – Cálculo da Largura à Meia Altura (FWHM) - Amostra A9 Ativada.

o material possui uma estrutura de grafeno de baixa camada, possivelmente mono ou bicamada. A literatura aponta que grafenos com menos de cinco camadas são desejáveis para aplicações que exigem exposição de sítios ativos e elevada área superficial (252).

Para estimar o número de camadas, utilizou-se a fórmula:

$$N = \frac{d}{D}, \quad (4.2)$$

Onde d é a distância interplanar típica entre camadas de grafeno (3,35 Å). Substituindo os valores:

$$N \approx \frac{3,35}{4,68} \approx 1,4,$$

O que reforça a classificação do material como grafeno de baixa camada. Esse resultado está de acordo com estudos de Han et al. (252) e Mondal et al. (253), que observaram valores semelhantes para grafeno derivado de biomassa lignocelulósica ativada com KOH.

A ativação química com KOH, amplamente estudada por Rahman et al. (254), é conhecida por induzir porosidade e modificar a estrutura de materiais carbonáceos. O processo envolve reações redox que corroem as camadas de carbono, promovendo a formação de poros e aumentando a área de superfície específica. No caso da amostra A9, a ativação foi eficaz em reduzir o número de camadas de grafeno e criar uma estrutura porosa e delaminada, como indicado pelos valores obtidos.

A produção de grafeno a partir de resíduos de biomassa, como serragem, representa uma abordagem sustentável e economicamente viável para obtenção de materiais avançados. Estudos mostram que grafenos porosos derivados de biomassa ativada com KOH apresentam desempenho superior em dispositivos de energia e tratamento ambiental (255, 256). Os resultados para a amostra A9, com valores de 4,68 Å para o tamanho do cristalito e 1,4 camadas, corroboram com essa literatura, sugerindo que o grafeno de baixa camada ativado quimicamente possui propriedades promissoras para aplicações tecnológicas e ambientais.

Esses resultados destacam que a amostra A9 ativada atende às exigências de diversas aplicações industriais. A combinação de baixa camada, porosidade e estabilidade estrutural torna o material promissor para uso em supercapacitores, catalisadores e adsorventes. A utilização de resíduos lignocelulósicos, como serragem, aliada a técnicas de ativação química, destaca-se como uma estratégia sustentável para a produção de materiais de carbono com elevado valor agregado.

4.2.2 Espectroscopia Raman

A análise do espectro Raman da amostra A9 ativada (Figura 43) revelou características típicas de materiais à base de carbono, especialmente as bandas D e G, indicadores essenciais da estrutura do material. A banda D, observada em torno de 1350 cm^{-1} , está associada a defeitos e desordem na estrutura cristalina do carbono, geralmente atribuída

às vibrações de átomos fora dos planos hexagonais de grafeno. Esse pico, mais pronunciado em materiais ativados, indica um aumento na densidade de defeitos, conforme observado em materiais similares tratados quimicamente (257, 258).

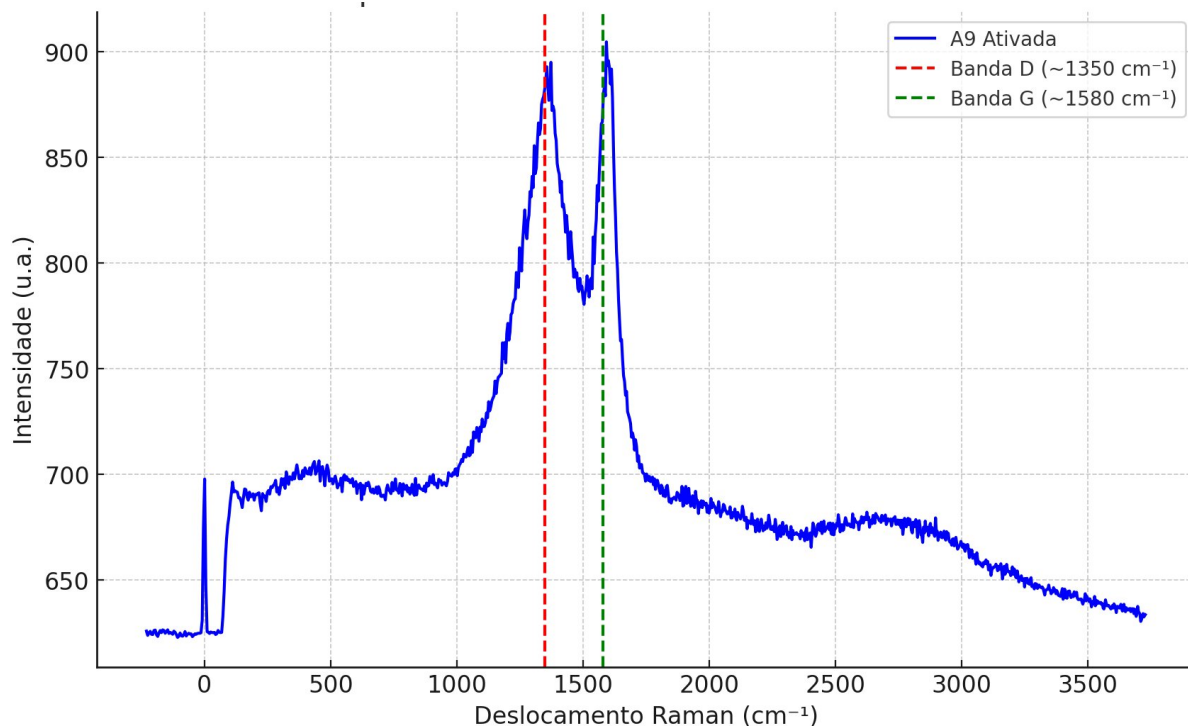


Figura 43 – Espectros Raman da Amostra A9 ativada - Bandas D e G.

Por outro lado, a banda G, situada em torno de 1580 cm^{-1} , está relacionada às vibrações tangenciais de átomos de carbono sp^2 em estruturas gráficas ordenadas. A relação entre as intensidades das bandas D e G (I_D/I_G) é crucial para avaliar a densidade de defeitos. No caso da amostra A9, o aumento da intensidade relativa da banda D aponta para modificações estruturais introduzidas pelo processo de ativação química com KOH, alinhando-se a estudos prévios sobre modificação de grafeno (259, 260).

A ativação química com KOH promove a criação de defeitos e a formação de poros, aumentando a área superficial específica. Essa abordagem é amplamente utilizada para melhorar as propriedades de adsorção e armazenamento de energia (261, 262). A análise do espectro Raman complementa esses achados, sugerindo que a ativação aumentou significativamente a reatividade superficial e a funcionalidade do material.

Portanto, a presença das bandas D e G no espectro Raman da amostra A9 ativada confirma que o processo de ativação química com KOH resultou em uma mistura de regiões cristalinas e amorfas. Esses resultados sugerem que o material possui propriedades ideais para aplicações tecnológicas, como em supercapacitores e catalisadores. A análise Raman destaca a efetividade da ativação química na modificação estrutural e funcional de materiais à base de carbono (257, 262).

4.2.3 Espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier (FTIR)

A análise do espectro FTIR da amostra A9 ativada fornece informações importantes sobre os grupos funcionais presentes após o processo de ativação química com KOH. No espectro, diversos picos característicos foram observados, indicando a presença de ligações específicas e grupos funcionais associados ao material carbonáceo (Figura 44).

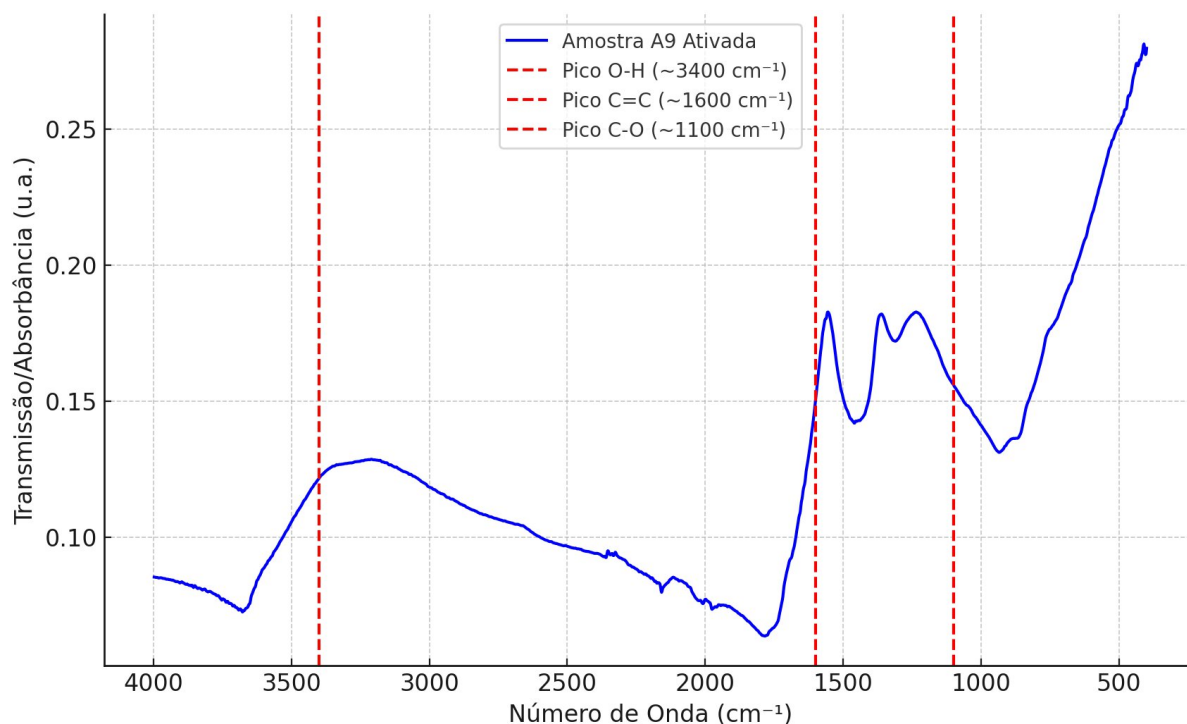


Figura 44 – Espectro FTIR da Amostra A9 Ativada

O pico em torno de 3400 cm^{-1} pode ser atribuído às vibrações de estiramento da hidroxila (O-H), indicando a presença de grupos alcoólicos ou fenólicos na superfície do material. Esses grupos são geralmente introduzidos durante o processo de ativação química, aumentando a polaridade da superfície e contribuindo para uma melhor capacidade de adsorção (263, 264). A introdução desses grupos hidroxila é vantajosa para aplicações como adsorção de poluentes aquosos e em reações catalíticas.

Os picos localizados em torno de 1600 cm^{-1} são atribuídos às vibrações de estiramento C=C, típicas de regiões gráficas ou aromáticas. Esses picos indicam a presença de estruturas gráficas remanescentes no material, apesar do aumento na desordem causado pela ativação química. A preservação de tais estruturas é importante para aplicações que requerem boa condutividade elétrica, como supercapacitores e baterias (265).

Além disso, o pico em torno de 1100 cm^{-1} pode ser associado a vibrações C-O, sugerindo a presença de éteres ou grupos epóxi, que são comuns após tratamentos com agentes ativadores como o KOH. Esses grupos funcionais aumentam a reatividade do

material e criam sítios ativos que podem ser utilizados em aplicações catalíticas e em processos de captura de carbono (266).

A combinação dos picos observados no espectro FTIR indica que o processo de ativação química com KOH resultou em uma estrutura carbonácea rica em grupos oxigenados, com uma mistura de regiões ordenadas e desordenadas. Isso está de acordo com estudos recentes que mostram que a ativação química é capaz de modificar significativamente a estrutura superficial e as propriedades dos materiais à base de carbono, melhorando suas características de adsorção e reatividade (267, 268).

Portanto, a análise FTIR da amostra A9 ativada confirma a presença de grupos funcionais que aumentam a reatividade e a capacidade de adsorção do material. Esses resultados são coerentes com a literatura recente, que destaca os efeitos da ativação química na modificação das propriedades dos materiais carbonáceos e suas potenciais aplicações em adsorção, armazenamento de energia e catálise (269).

4.2.4 Termogravimetria (TG) e Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC)

A análise termogravimétrica (TG) da amostra A9 ativada, obtida a partir de serragem de tauari submetida à carbonização a 500 °C por 120 minutos, seguida de ativação química com hidróxido de potássio (KOH), fornece uma visão geral dos processos de degradação térmica do material. Os principais aspectos identificados na curva TG incluem a perda de água adsorvida, a decomposição de grupos funcionais e a perda contínua de massa (Figura 45).

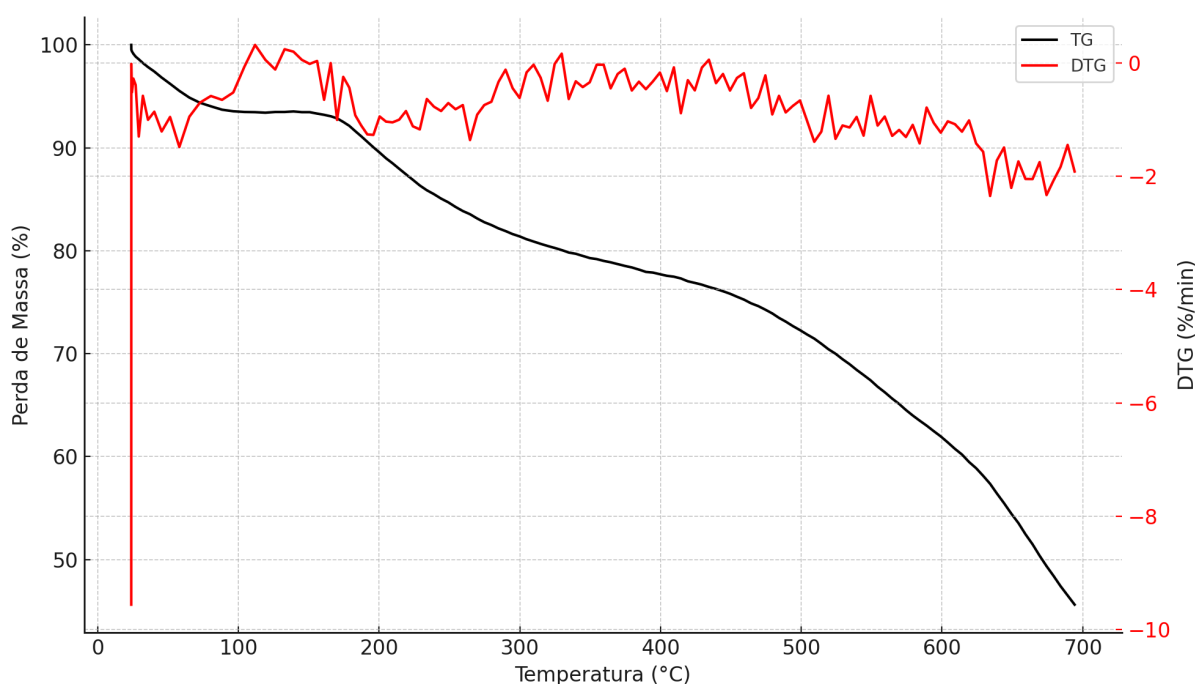


Figura 45 – Curva TG/DTG da Amostra A9 Ativada.

A primeira perda significativa de massa é observada em torno de 100 °C, correspondendo à eliminação da água fisicamente adsorvida nos poros do material. Esta perda de massa sugere uma estrutura carbonácea ativada com alta porosidade, capaz de reter moléculas de água. Esse comportamento é característico de materiais ativados com elevada área superficial, onde a presença de microporos e mesoporos favorece a adsorção de umidade (270).

Uma segunda etapa de perda de massa ocorre entre 150 °C e 300 °C, atribuída à decomposição de grupos funcionais oxigenados, como hidroxilas, carboxilas e carbonilas, introduzidos durante a ativação com KOH. A eliminação desses grupos resulta na modificação da superfície do material, aumentando sua reatividade e acessibilidade a sítios ativos (271). Entre 300 °C e 700 °C, observa-se uma perda contínua de massa, indicando uma carbonização avançada e a eliminação de componentes orgânicos residuais. Este comportamento sugere uma reestruturação da matriz carbonácea, tornando o material mais ordenado e estável (272). A porcentagem de resíduo final ao término da análise TG, de aproximadamente 15,5%, é composta por componentes inorgânicos não voláteis, incluindo sais de potássio e outros compostos minerais presentes nas cinzas. Esses materiais podem atuar como sítios catalíticos, aumentando a resistência estrutural e possibilitando aplicações em adsorção e catálise (273).

A análise derivada termogravimétrica (DTG) fornece informações detalhadas sobre as taxas de perda de massa durante o aquecimento, identificando eventos específicos de degradação do material. A curva DTG da amostra A9 ativada mostra dois picos principais: o primeiro, na região de 150 °C a 250 °C, relacionado à degradação de grupos funcionais oxigenados introduzidos durante a ativação com KOH. A intensidade deste pico indica uma rápida eliminação desses grupos, contribuindo para o aumento da porosidade e da reatividade do material (274). Um segundo pico importante, na região de 400 °C a 500 °C, está associado à oxidação e reestruturação da matriz carbonácea. Esse comportamento confirma que a ativação com KOH resultou em um material poroso e estável em altas temperaturas, uma vantagem para aplicações como catalisadores e eletrodos de supercapacitores (275).

A análise de calorimetria exploratória diferencial (DSC) da amostra A9 ativada (Figura 46) permite identificar as transições térmicas e as reações que ocorrem no material durante o aquecimento, tais como transição vítrea, eventos endotérmicos e exotérmicos. A presença de uma transição vítrea em torno de 100 °C a 200 °C indica que há regiões amorfas no material, possivelmente devido à presença de grupos funcionais residuais. Esta transição vítrea sugere que o material possui flexibilidade molecular, o que pode ser benéfico para aplicações em armazenamento de energia, onde a mobilidade dos íons durante os ciclos de carga e descarga é importante (276). Os eventos endotérmicos observados nesta faixa de temperatura estão relacionados à eliminação de água adsorvida e de grupos

funcionais oxigenados. A remoção de grupos hidroxila e carboxila requer a absorção de calor e contribui para a funcionalização da superfície do material, aumentando sua reatividade e capacidade de adsorção (271).

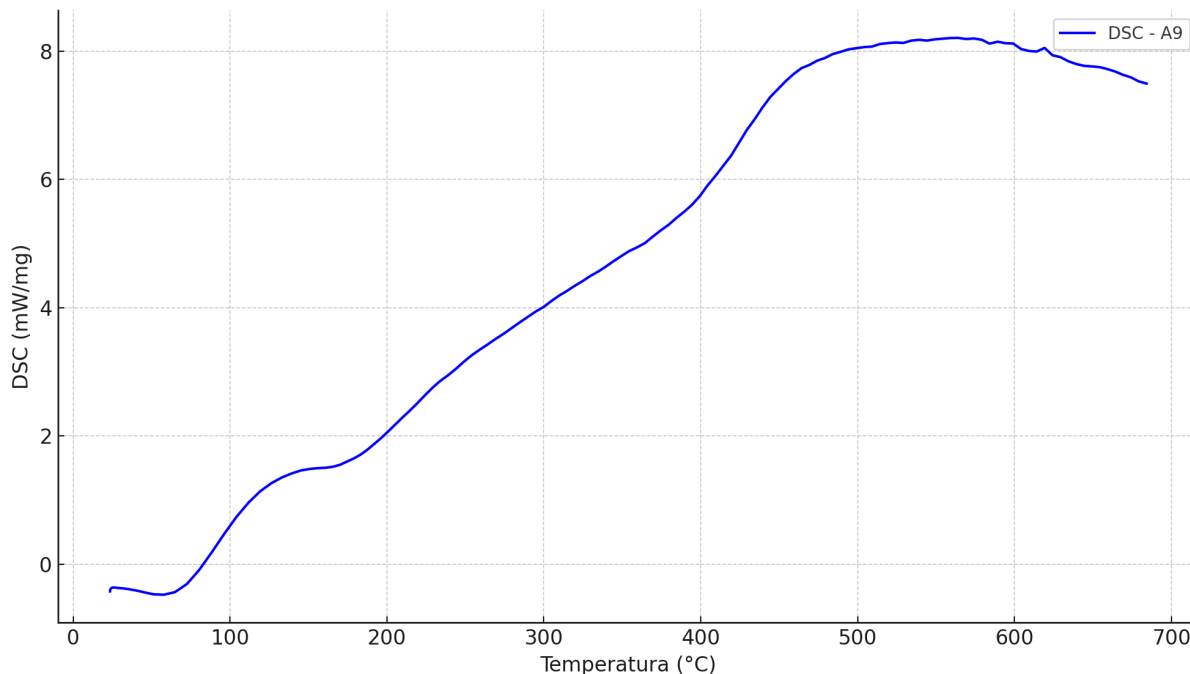


Figura 46 – Curva DSC da Amostra A9 Ativada.

Dessa forma, a análise termogravimétrica revelou diferenças significativas entre as amostras A9 e A9 ativada. Enquanto a A9 apresentou uma perda de massa mais contínua e associada principalmente à eliminação de água adsorvida e compostos voláteis (Figura 35), a A9 ativada evidenciou perdas em temperaturas mais baixas devido à presença de grupos funcionais oxigenados introduzidos durante a ativação química com KOH (Figura 45). A A9 ativada também apresentou um maior teor de resíduo final, composto por sais inorgânicos derivados do processo de ativação, o que reflete a maior funcionalização e reatividade da superfície. Na análise DSC, a A9 ativada destacou-se por apresentar uma transição vítrea em torno de 100–200 °C e eventos endotérmicos mais intensos (Figura 46), enquanto a A9 apresentou menores variações térmicas, com maior estabilidade térmica em altas temperaturas (Figura 36). Esses resultados ressaltam que a ativação química melhorou as propriedades térmicas e a funcionalidade da amostra.

4.2.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A análise por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi realizada para avaliar as características morfológicas da amostra A9 ativada com KOH. As micrografias obtidas em ampliações de 100x, 500x e 1000x revelam alterações significativas na microestrutura do material após o processo de ativação química.

A ampliação de 100x (Figura 47) fornece uma visão geral da superfície do material carbonáceo. Observa-se uma distribuição uniforme de poros, indicando que o processo de ativação química com KOH foi bem-sucedido na remoção de componentes voláteis e na introdução de sítios ativos. A presença de uma matriz porosa é fundamental para aplicações que requerem alta área superficial, como adsorção e catálise (269, 267). A topografia homogênea é um indicativo da interação uniforme do agente ativador com a matriz carbonácea (268).

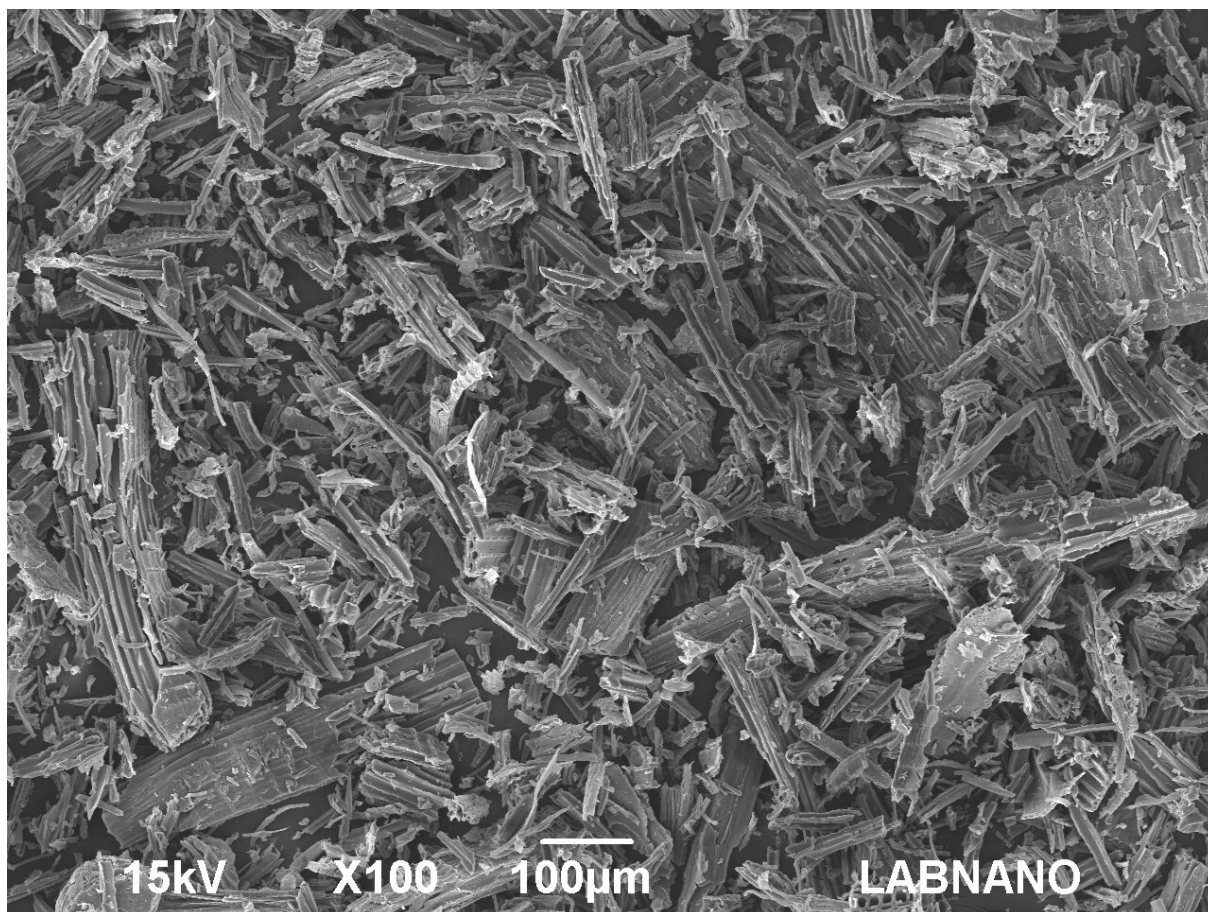


Figura 47 – Micrografia da Amostra A9 Ativada com KOH a 100x.

Com a ampliação de 500x (Figura 48), tornam-se mais evidentes os canais e fissuras formados no material. Essas características sugerem a criação de uma rede interconectada de poros devido à reação do KOH com a estrutura carbonácea. O processo de ativação promoveu a oxidação e a delaminação parcial da superfície, aumentando a acessibilidade aos poros e a densidade de sítios reativos (265, 263).

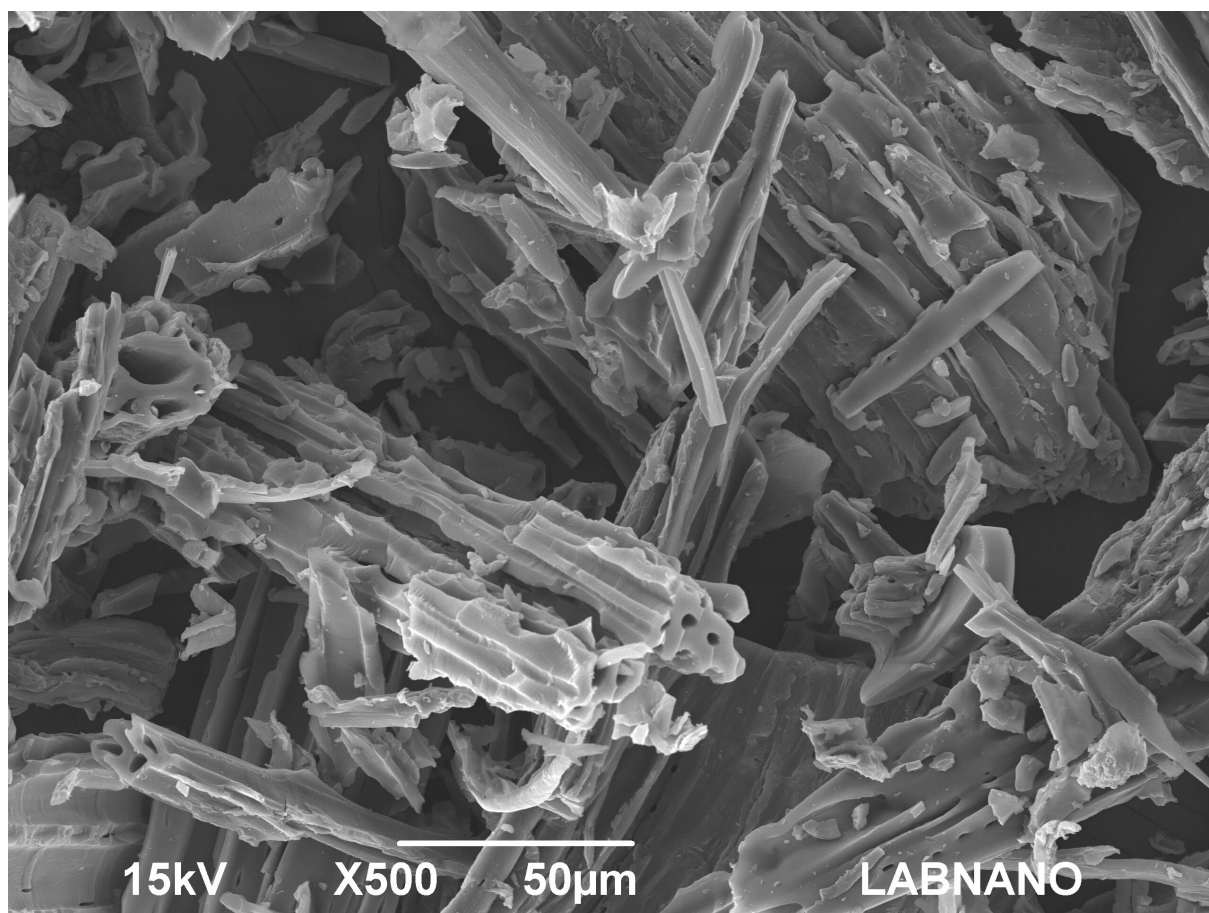


Figura 48 – Micrografia da Amostra A9 Ativada com KOH a 500x.

A ampliação em 1000x (Figura 49) destaca detalhes finos da microestrutura, como cavidades irregulares e bordas fragmentadas. Essas características evidenciam a heterogeneidade estrutural e a formação de bordas reativas, características de materiais altamente ativados. A estrutura fragmentada e amorfa observada nesta escala está diretamente associada à eficácia do agente ativador, que criou porosidade significativa ao reagir com a matriz carbonácea (266, 264). Tais propriedades tornam o material adequado para aplicações em captura de carbono e dispositivos de armazenamento de energia (267).

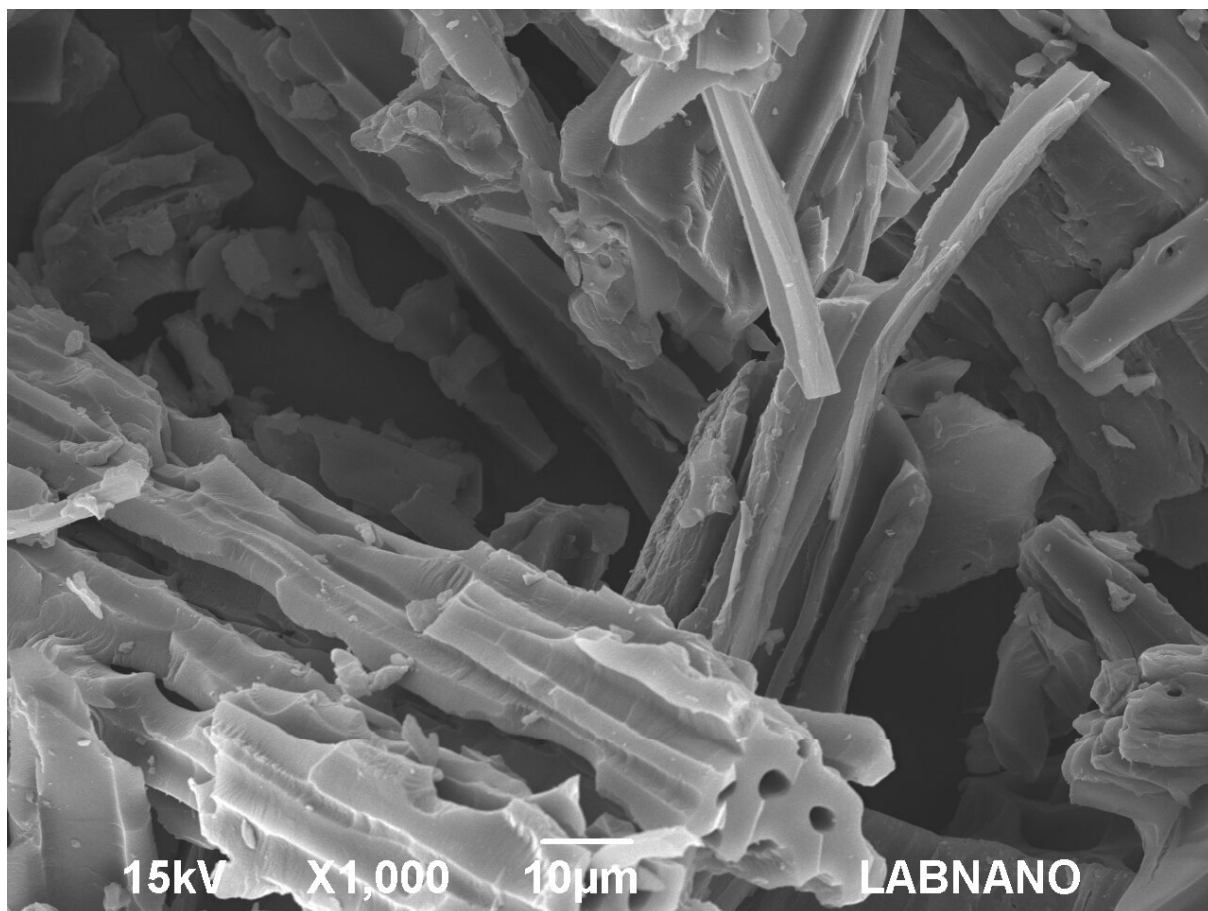


Figura 49 – Micrografia da Amostra A9 Ativada com KOH a 1000x.

As análises de MEV destacaram a evolução estrutural significativa entre as amostras A9 e A9 ativada. A amostra A9 apresentou uma estrutura altamente porosa e fragmentada, com partículas inorgânicas dispersas na matriz carbonácea (Figura 40). Em contraste, a amostra A9 ativada exibiu uma distribuição mais uniforme de poros e cavidades, características de uma ativação química bem-sucedida (Figura 47).

A ampliação de 100x da amostra A9 ativada (Figura 47) mostrou uma matriz homogênea e porosa, enquanto a A9 manteve uma estrutura mais irregular (Figura 40). Nas ampliações de 500x e 1000x, os canais e fissuras da A9 ativada (Figuras 48 e 49) evidenciaram maior conectividade, resultante da remoção de compostos voláteis e da interação do KOH com a matriz. Tais diferenças tornam a A9 ativada mais adequada para aplicações tecnológicas que exigem alta área superficial e funcionalidade aprimorada. E Essas análises demonstram que o processo de ativação química com KOH resultou em uma estrutura carbonácea altamente porosa e funcionalizada. Os efeitos observados nas diferentes escalas corroboram estudos recentes que apontam a ativação química como uma técnica eficaz para otimizar materiais carbonáceos para aplicações em adsorção, catálise e armazenamento de energia (269, 268).

4.3 Caracterizações do Óxido de Grafeno Obtido

4.3.1 Difração de Raios-X (DRX)

O difratograma de raios-X do óxido de grafeno (OG) obtido (Figura 50) apresenta um pico característico em torno de $2\theta = 10^\circ$ a 12° , associado ao aumento da distância interplanar em relação ao grafeno não oxidado. Esse deslocamento é esperado devido à inserção de grupos funcionais oxigenados entre as camadas de grafeno, resultando em maior separação entre as camadas (277, 278). O espaçamento interplanar típico do grafeno é de cerca de $3,35 \text{ \AA}$, enquanto no óxido de grafeno esse valor pode chegar a $8\text{--}9 \text{ \AA}$, conforme descrito na literatura recente (279).

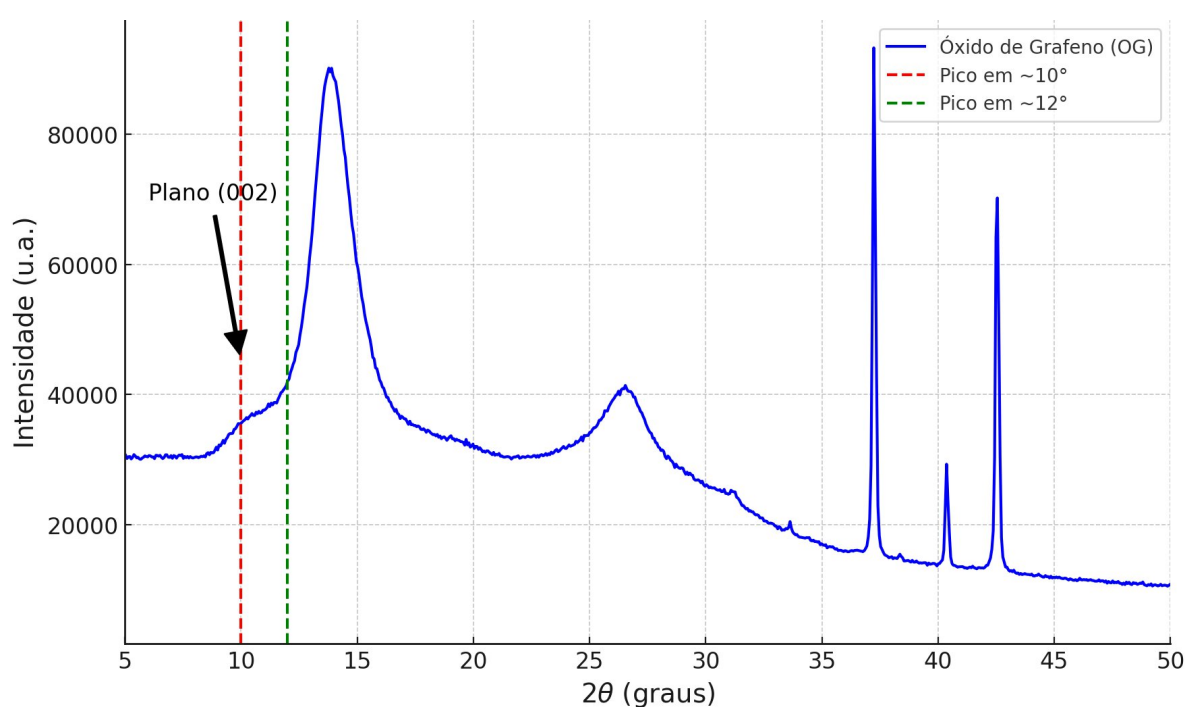


Figura 50 – Difratograma do Óxido de Grafeno

A presença do pico em baixos valores de 2θ confirma a formação do óxido de grafeno a partir da oxidação do grafeno de baixa camada ativado. A distância interplanar ampliada é resultado direto da introdução de grupos funcionais oxigenados, como carboxilas, epóxi e hidroxilas, durante o método de Hummers (280). Esse comportamento é particularmente relevante para aplicações que exigem alta dispersibilidade em meio aquoso, além de uso em catálise e armazenamento de energia (281). Além disso, observou-se a ausência de picos intensos associados ao grafite em $2\theta = 26^\circ$. No processo de oxidação, a estrutura do grafite é significativamente desordenada, o que reduz a intensidade desses picos (282, 283). Esse comportamento, evidente no difratograma, sugere uma oxidação eficiente e completa do grafeno.

O difratograma de raios-X da amostra analisada destaca o sucesso da oxidação do grafeno de baixa camada, transformando-o em óxido de grafeno, evidenciando a introdução de grupos funcionais oxigenados e o aumento da distância interplanar (284). Esses resultados estão alinhados com estudos que demonstram a eficácia do método de Hummers em criar óxido de grafeno com características estruturais adequadas para aplicações avançadas (280, 279). Além disso, as propriedades modificadas, como o aumento do espaçamento interplanar e a presença de grupos oxigenados, reforçam a aplicabilidade do óxido de grafeno em sistemas de armazenamento de energia (278, 283) e remediação ambiental (285), alinhando-se às necessidades de materiais sustentáveis e de alto desempenho.

4.3.2 Espectroscopia Raman

A análise do espectro Raman da amostra de óxido de grafeno (OG) ativada revelou características fundamentais que evidenciam as mudanças estruturais promovidas pelo processo de ativação química. No espectro, destacam-se dois picos principais: a banda D, localizada em aproximadamente 1350 cm^{-1} , e a banda G, em torno de 1580 cm^{-1} (Figura 51). A banda D está associada às vibrações dos átomos de carbono fora dos planos hexagonais e é indicativa de defeitos e desordem estrutural. Já a banda G está relacionada às vibrações tangenciais dos átomos de carbono sp^2 , sendo característica de uma estrutura gráfitica ordenada (285).

A relação entre as intensidades das bandas D e G (I_D/I_G) foi calculada para quantificar o nível de defeitos na amostra. O valor elevado da razão I_D/I_G indica um aumento significativo na densidade de defeitos, resultado da introdução de grupos funcionais oxigenados, como hidroxilas, carboxilas e epóxidos, durante o processo de oxidação (280, 286). Esses defeitos são responsáveis por modificar as propriedades eletrônicas e químicas do material, tornando-o altamente reativo e adequado para aplicações como adsorção de contaminantes, catálise heterogênea e dispositivos de armazenamento de energia (284, 283). Além disso, a persistência da banda G sugere a presença de regiões gráficas parcialmente intactas, mesmo após o processo de oxidação. Essa combinação de defeitos e estruturas

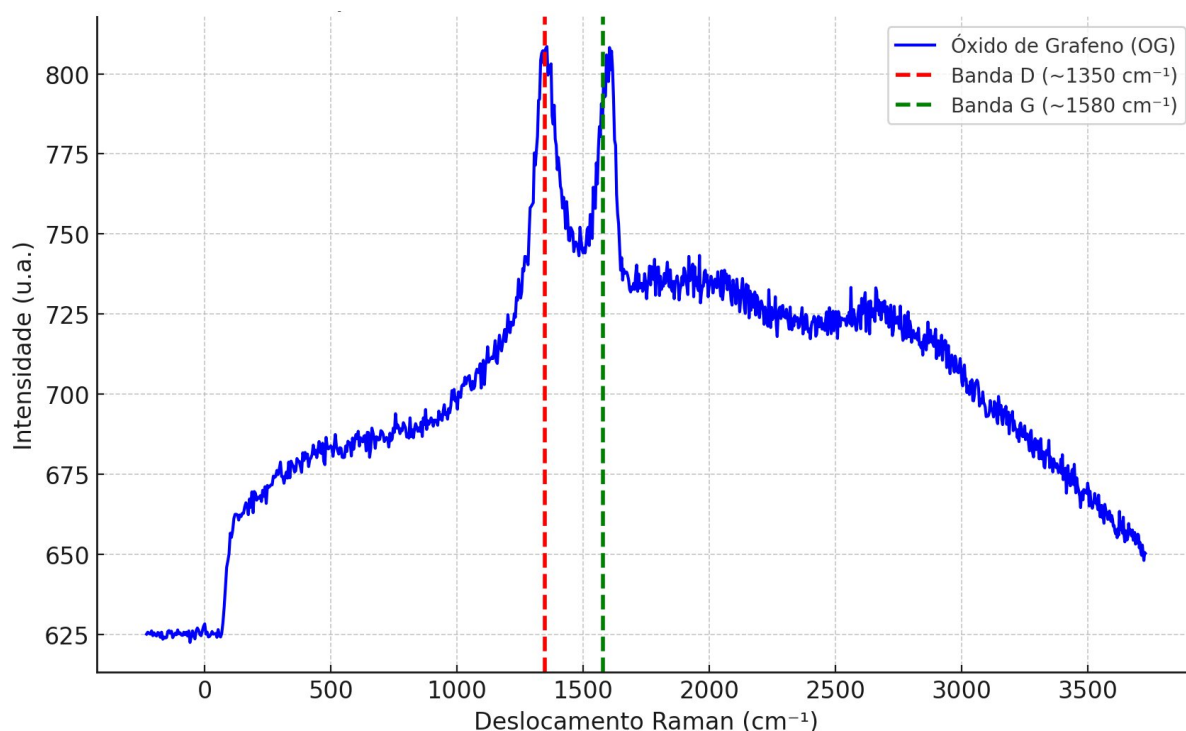


Figura 51 – Espectros Raman do óxido de grafeno - Bandas D e G.

ordenadas é crucial para aplicações tecnológicas, pois permite equilibrar a reatividade química e a condutividade elétrica (279, 281).

Portanto, os resultados obtidos pela análise Raman confirmam que o óxido de grafeno sintetizado possui uma estrutura rica em defeitos e grupos funcionais, ao mesmo tempo em que mantém algumas características de sua organização gráfica original. Essa combinação de defeitos e funcionalização química confere ao material uma alta reatividade superficial, tornando-o particularmente promissor para aplicações em adsorção de poluentes, captura de metais pesados e catálise heterogênea (286, 285).

4.3.3 Espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier (FTIR)

O espectro FTIR do óxido de grafeno (OG) obtido (Figura 52) revela a presença de diferentes grupos funcionais oxigenados que são introduzidos durante o processo de oxidação do grafeno. Esses grupos desempenham um papel importante nas propriedades do material, como dispersibilidade em solventes aquosos e reatividade química.

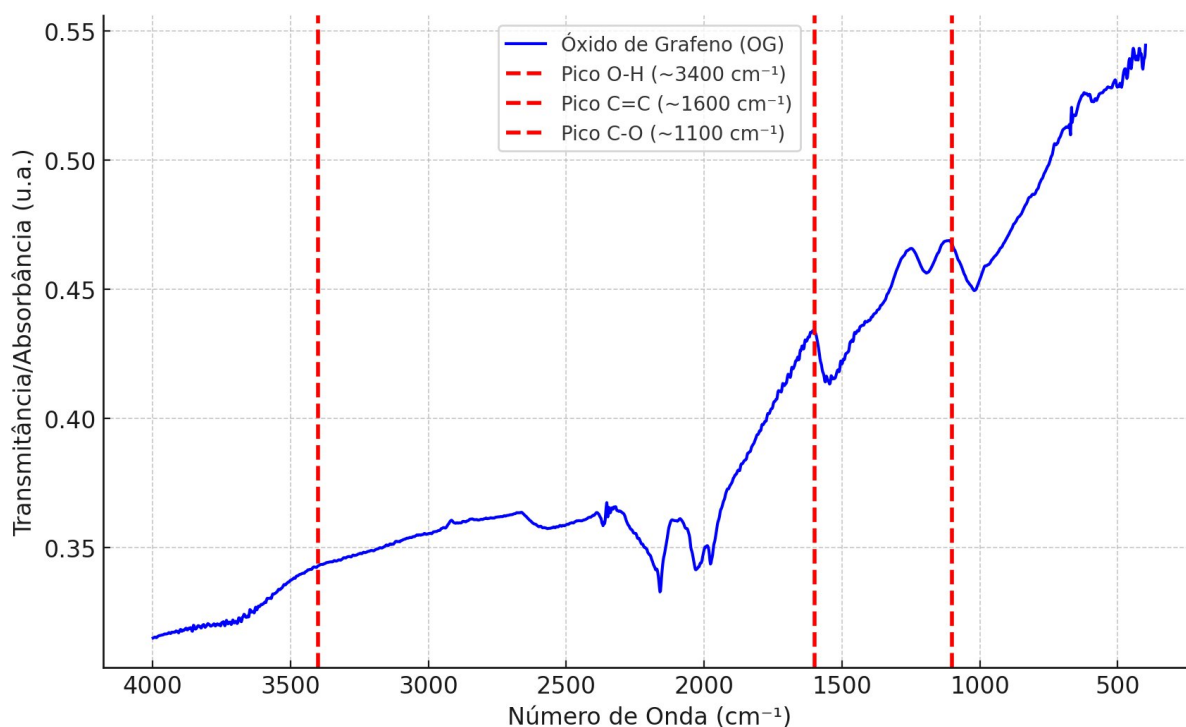


Figura 52 – Espectros FTIR do Óxido de Grafeno.

O pico em torno de 3400 cm^{-1} é atribuído à presença de grupos hidroxilas (O-H), indicando a existência de água adsorvida e grupos álcoois ou fenóis. Esses grupos conferem ao óxido de grafeno uma maior dispersibilidade em água, fundamental para aplicações em materiais compósitos e processos de funcionalização química (287, 288). A presença das hidroxilas também é importante para melhorar a reatividade do material, especialmente em aplicações de adsorção, onde grupos funcionais reativos são necessários para interagir com contaminantes (289).

O pico em 1600 cm^{-1} está associado às vibrações C=C do anel aromático do grafeno. Esse pico indica que, apesar da oxidação, parte da estrutura de grafeno permanece preservada, o que é essencial para manter algumas das propriedades elétricas e mecânicas do material (290). Manter a estrutura aromática contribui para o potencial uso do OG em dispositivos eletrônicos, supercapacitores e outras aplicações que requeiram certa condutividade elétrica (291).

Já o pico em torno de 1100 cm^{-1} pode ser relacionado à presença de grupos epóxi (C-O-C) ou outras ligações C-O. Esses grupos são característicos do óxido de grafeno e indicam a introdução de funcionalizações que aumentam a versatilidade do material para aplicações químicas, especialmente em processos de catálise e adsorção de metais pesados (292). A introdução dos grupos epóxi aumenta o número de sítios reativos no material, tornando-o uma plataforma atrativa para o desenvolvimento de materiais funcionais (293).

Os picos identificados sugerem que o óxido de grafeno obtido possui uma com-

binção de regiões oxidativas e regiões preservadas da estrutura aromática do grafeno, proporcionando um material altamente funcionalizado. Essa dualidade é importante para aplicações onde tanto a reatividade química quanto a condutividade elétrica são necessárias, como na produção de sensores e materiais para armazenamento de energia (294, 291).

4.3.4 Termogravimetria (TG) e Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC)

O espectro da análise termogravimétrica (TG) do óxido de grafeno (OG) (Figura 53) revela informações importantes sobre a estabilidade térmica e a decomposição dos grupos funcionais presentes no material. O comportamento térmico do OG está intimamente ligado à quantidade e à natureza dos grupos oxigenados incorporados durante o processo de oxidação.

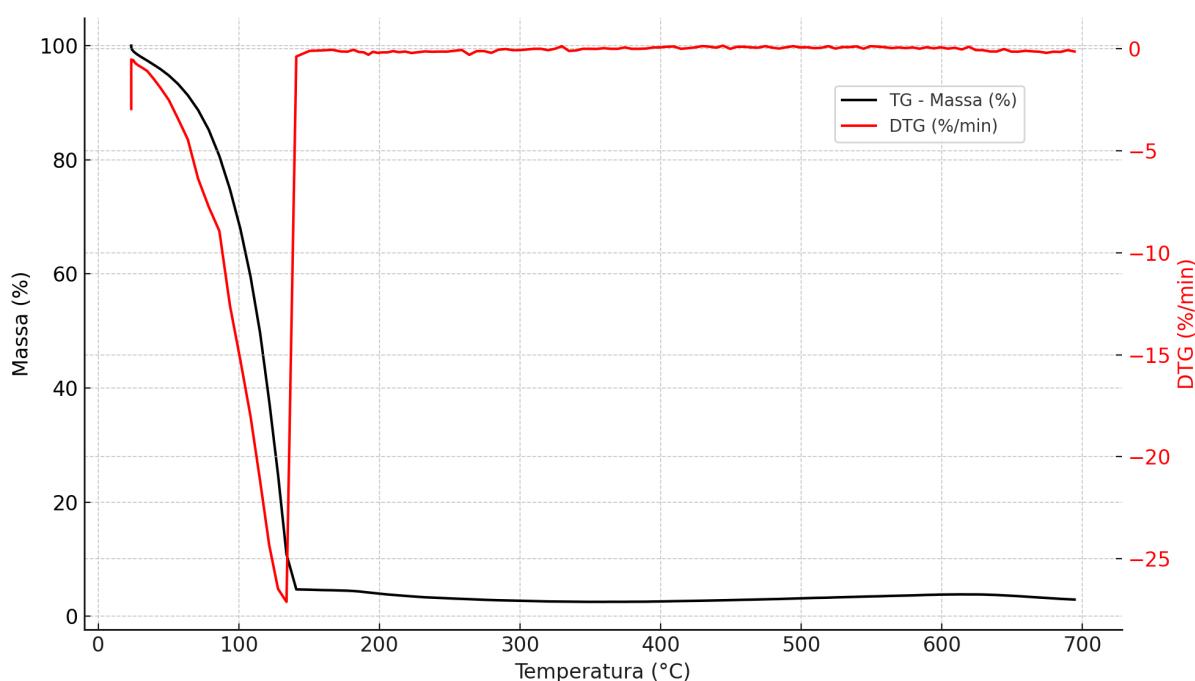


Figura 53 – Curva TG/DTG do Óxido de Grafeno.

A primeira perda de massa significativa, observada em torno de 100 °C, pode ser atribuída à evaporação da água adsorvida na superfície do óxido de grafeno. Essa água está ligada aos grupos hidroxilas e é comumente encontrada em materiais funcionalizados devido à capacidade dessas funcionalidades de atrair e reter umidade (295, 296). A remoção da água adsorvida é indicativa da presença de muitos sítios hidrofílicos, o que favorece a dispersibilidade do OG em solventes aquosos.

Em seguida, a segunda perda de massa, que ocorre na faixa de 100–200 °C, pode ser atribuída à decomposição dos grupos funcionais oxigenados, como carboxilas e epóxi. Esses grupos são incorporados ao grafeno durante o processo de oxidação química, e sua decomposição em temperaturas relativamente baixas é um indício da reatividade

química do material (297). A decomposição desses grupos é importante para aplicações que envolvem interações com outras moléculas, uma vez que os sítios reativos permitem a funcionalização adicional do material (298).

A partir de aproximadamente 200 °C, não se observa uma perda de massa significativa, o que indica a estabilidade térmica do resíduo de carbono. Essa estabilidade está relacionada à estrutura de carbono residual do OG, que contém regiões grafíticas que resistem à decomposição em temperaturas mais altas (299). A estrutura residual de carbono é particularmente importante para aplicações em dispositivos eletroquímicos, como supercapacitores, que exigem materiais com boa estabilidade térmica e elétrica.

A análise derivada termogravimétrica (DTG) fornece uma compreensão mais detalhada das taxas de perda de massa ao longo do aquecimento. O perfil DTG do OG apresentou um pico de máxima taxa de decomposição em torno de 100–200 °C, correspondente à remoção de grupos funcionais oxigenados, como carboxilas e epóxi. Esse pico sugere que a maior parte da decomposição ocorre nesta faixa de temperatura, indicando um alto teor de funcionalidades superficiais que são importantes para a modificação química do material. A presença de um pico único nesta faixa indica a decomposição majoritária desses grupos funcionais e reforça o potencial do OG para futuras funcionalizações e modificações (273).

A análise de calorimetria exploratória diferencial (DSC) (Figura 54) do OG permitiu identificar os eventos exotérmicos e endotérmicos ao longo do aquecimento. No gráfico de DSC do OG, um pico endotérmico foi observado em torno de 100 °C, associado à evaporação da água adsorvida. Em seguida, foi possível observar um evento exotérmico entre 150 e 200 °C, que indica a decomposição dos grupos funcionais oxigenados presentes na estrutura do OG. Essa etapa está ligada à liberação de energia associada à quebra dos grupos epóxi e carboxila. Além disso, não foram observados eventos significativos acima de 250 °C, indicando a estabilidade do material carbonáceo restante (271).

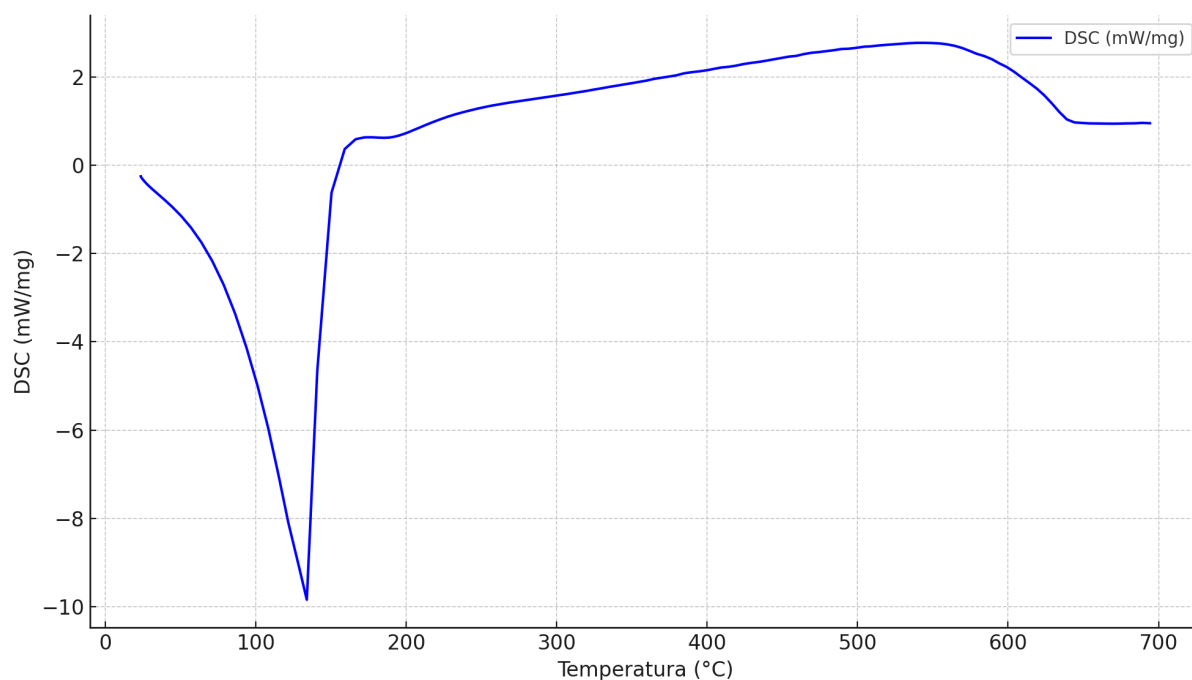


Figura 54 – Curva DSC do Óxido de Grafeno.

Os resultados das análises TG, DTG e DSC indicam que o óxido de grafeno possui um elevado número de grupos funcionais oxigenados, que conferem reatividade ao material, e uma estrutura residual estável em temperaturas elevadas. Essa combinação de propriedades faz do OG um candidato atraente para diversas aplicações, incluindo armazenamento de energia, catálise heterogênea e adsorção de poluentes (300).

4.3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) do óxido de grafeno (OG) (Figuras 55, 56 e 57) fornecem uma visão detalhada da morfologia da amostra, revelando características importantes que surgiram devido ao processo de oxidação. Embora todas as imagens sejam da mesma amostra, a variação na localização das micrografias nos permite observar diferentes aspectos da morfologia do OG.

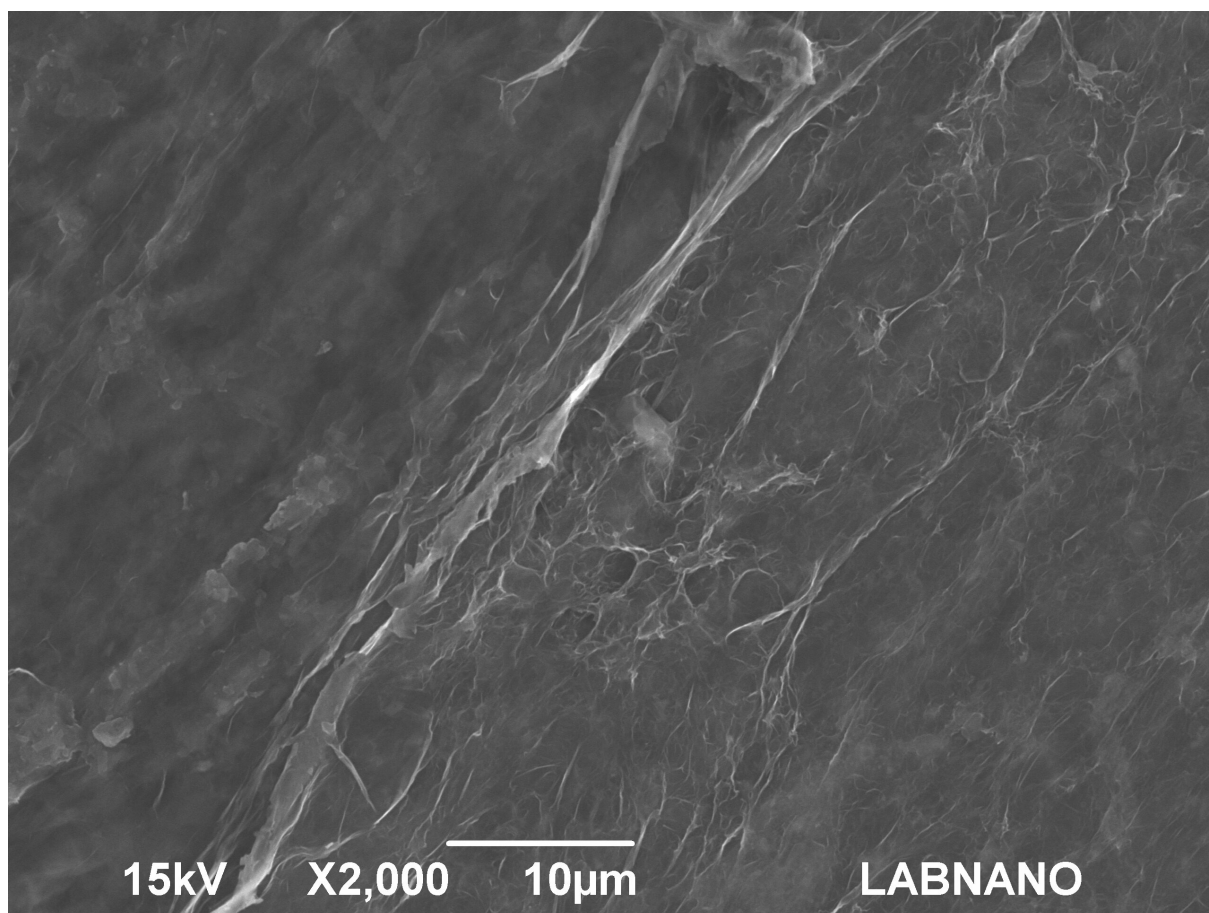


Figura 55 – Estrutura lamelar preservada de óxido de grafeno, destacando camadas interconectadas.

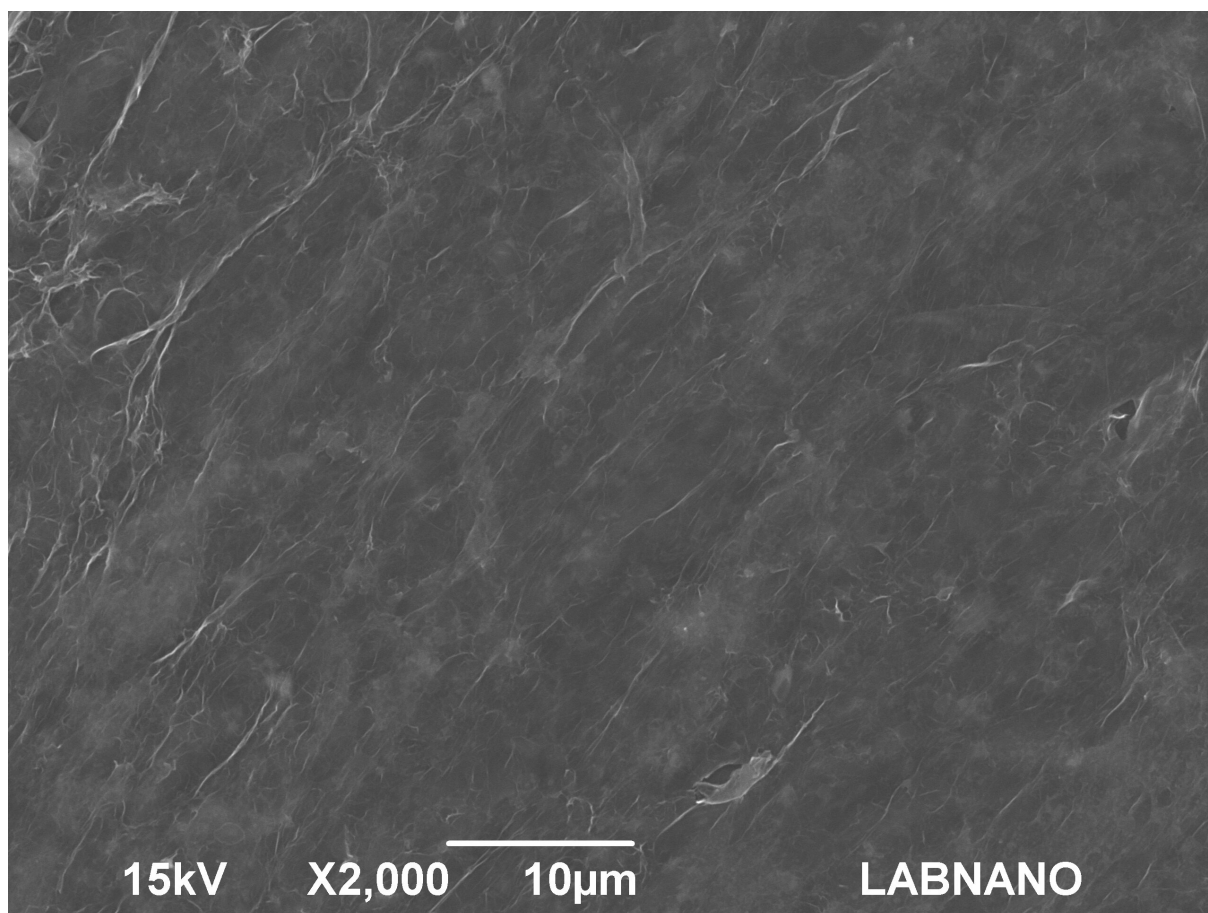


Figura 56 – Superfície homogênea de óxido de grafeno com poucas dobras e poros.

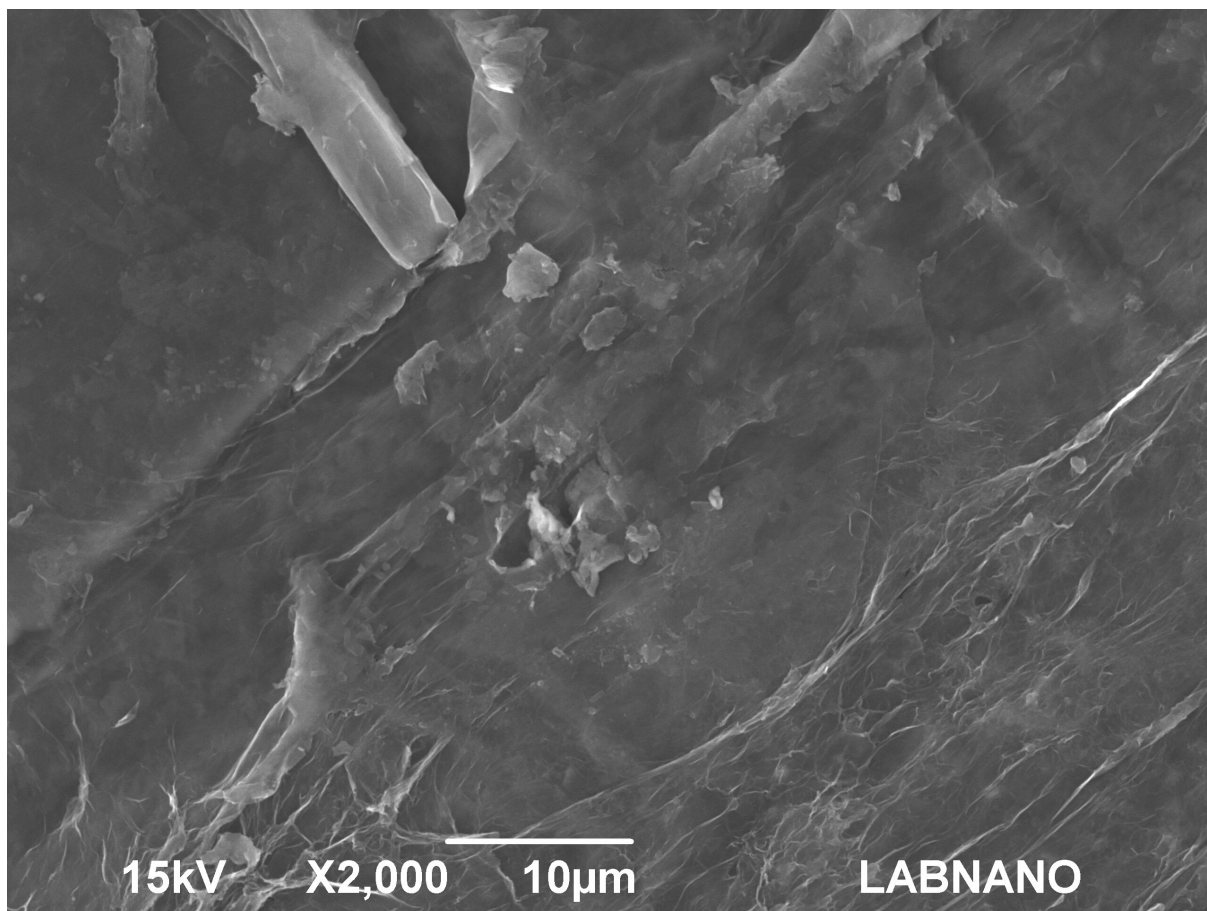


Figura 57 – Áreas delaminadas e porosidades visíveis no óxido de grafeno.

As imagens mostram claramente uma estrutura em camadas, típica do grafeno e seus derivados. A preservação da estrutura em camadas é fundamental para a manutenção de algumas das propriedades do material, como a condutividade elétrica e a resistência mecânica. Em estudos recentes, observou-se que o grau de oxidação pode alterar significativamente a morfologia e a condutividade elétrica do OG (301). Além disso, o uso de métodos eletroquímicos acoplados a processos de oxidação demonstrou ser eficiente na produção de folhas de óxido de grafeno com propriedades morfológicas preservadas (302).

Em termos de rugosidade e fragmentação, observa-se que a superfície apresenta regiões rugosas e fragmentadas. A delaminação das camadas é um efeito comum após a oxidação, uma vez que os grupos funcionais oxigenados enfraquecem as ligações intercadas, facilitando a separação das folhas de grafeno. Essa fragmentação cria uma superfície mais ativa, aumentando a área superficial do material. Estudos com MEV confirmam que estruturas altamente oxidadas apresentam maior rugosidade, o que favorece a interação com outros compostos em aplicações como catálise e armazenamento de energia (303, 304).

Outra característica importante observada nas imagens MEV é a porosidade. Pequenos poros e fendas são visíveis em diferentes regiões da amostra, possivelmente formados pela remoção de grupos oxigenados durante o aquecimento ou tratamento químico.

Esses poros foram descritos em estudos recentes como fundamentais para aplicações em adsorção de poluentes e materiais de armazenamento de energia, pois aumentam a acessibilidade à superfície ativa, melhorando a eficiência de interações químicas (305). Além disso, modificações no método de síntese, como o uso de rotações térmicas, podem aumentar a porosidade e a estabilidade estrutural do material (304).

No geral, as imagens MEV indicam que o óxido de grafeno obtido apresenta uma estrutura complexa, com regiões preservadas e outras significativamente funcionalizadas e fragmentadas. Essa combinação de regiões estruturadas e altamente porosas torna o OG um material versátil para várias aplicações tecnológicas. A preservação da estrutura grafítica é vantajosa para aplicações que exigem condutividade elétrica, enquanto a fragmentação e a porosidade aumentam a reatividade e a capacidade de interação do material com outros compostos (306, 301).

4.4 Caracterizações dos Compósitos

4.4.1 Espectroscopia Raman

A espectroscopia Raman foi utilizada para caracterizar compósitos de resina epóxi funcionalizados com diferentes concentrações de óxido de grafeno (0,1%, 0,2% e 0,5%), conforme visualizado na Figura 58. A técnica permitiu identificar os picos característicos D e G, sendo amplamente utilizados para avaliar o nível de defeitos e a estrutura cristalina de materiais baseados em carbono. O pico D está associado à presença de defeitos e desordem na rede de carbono, enquanto o pico G está relacionado à vibração dos átomos de carbono em uma rede grafítica, indicando uma estrutura ordenada (307). A Tabela 16 apresenta os resultados obtidos para as posições e intensidades dos picos D e G, bem como a razão I_D/I_G para cada compósito funcionalizado com diferentes concentrações de óxido de grafeno.

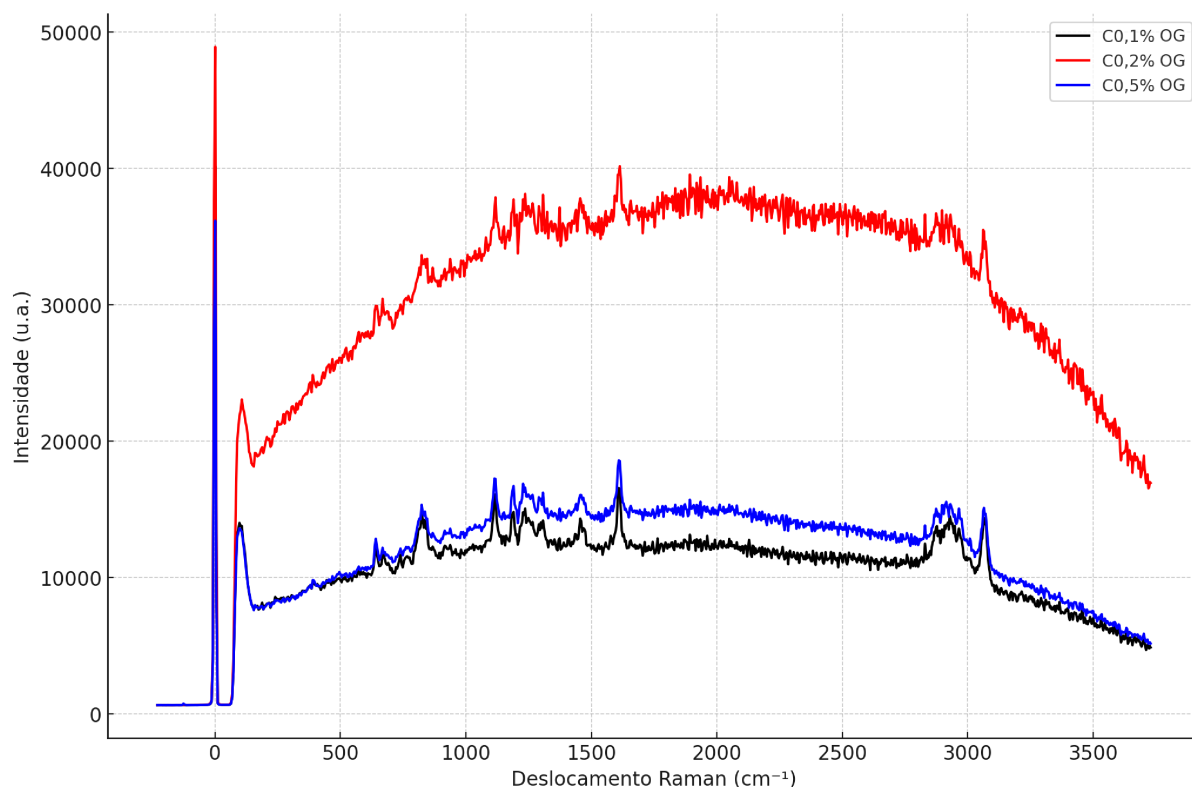


Figura 58 – Espectros Raman dos Compósitos Funcionalizados com Óxido de Grafeno.

Os picos D foram identificados em torno de 1307 cm^{-1} em todas as amostras, enquanto os picos G foram observados em aproximadamente 1557 cm^{-1} . Esses resultados estão nas expectativas para materiais à base de grafeno e indicam a presença tanto de regiões cristalinas quanto de defeitos estruturais nos compósitos (308). Para avaliar a quantidade de defeitos presentes, a relação entre as intensidades dos picos D e G (I_D/I_G) foi calculada para cada concentração de óxido de grafeno.

Tabela 16 – Posições e intensidades dos picos D e G, e a razão I_D/I_G para diferentes concentrações de óxido de grafeno.

Concentração de OG (%)	Posição do Pico D (cm^{-1})	Posição do Pico G (cm^{-1})	Razão I_D/I_G
0,1	1307	1557	1,13
0,2	1307	1557	1,03
0,5	1307	1557	1,08

No compósito contendo 0,1% de óxido de grafeno, a razão I_D/I_G foi de 1,13, indicando uma quantidade significativa de defeitos na estrutura do material. Isso sugere que a adição de uma pequena quantidade de óxido de grafeno introduziu desordem, possivelmente devido à presença de grupos funcionais e bordas de grão. Para o compósito com 0,2% de óxido de grafeno, a relação I_D/I_G foi de 1,03, indicando uma leve redução na quantidade de defeitos. Esse comportamento sugere que a adição de óxido de grafeno

nessa concentração promoveu uma melhor organização da estrutura de carbono, reduzindo a desordem (309).

Entretanto, ao aumentar a concentração de óxido de grafeno para 0,5%, a razão I_D/I_G subiu para 1,08, indicando um leve aumento na quantidade de defeitos. Esse resultado pode ser atribuído à aglomeração das folhas de óxido de grafeno em maiores concentrações, prejudicando a dispersão uniforme no compósito e, consequentemente, aumentando a desordem estrutural (310).

De maneira geral, os resultados da espectroscopia Raman indicam haver uma concentração ótima de óxido de grafeno para a incorporação nos compósitos de resina epóxi. A concentração de 0,2% parece a mais adequada para equilibrar a funcionalização da matriz com a manutenção de uma estrutura mais organizada, minimizando os defeitos. O aumento excessivo da concentração de óxido de grafeno, como observado na amostra com 0,5%, resulta em uma maior quantidade de defeitos, o que pode comprometer as propriedades mecânicas do compósito devido à presença de regiões de desordem (311).

4.4.2 Espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier (FTIR)

Os espectros FTIR dos compósitos de resina epóxi funcionalizados com diferentes porcentagens de óxido de grafeno (C0,1%OG, C0,2%OG, C0,5%OG), apresentados na Figura 59, mostram as principais bandas características que permitem a análise detalhada das interações químicas entre a matriz polimérica e o óxido de grafeno.

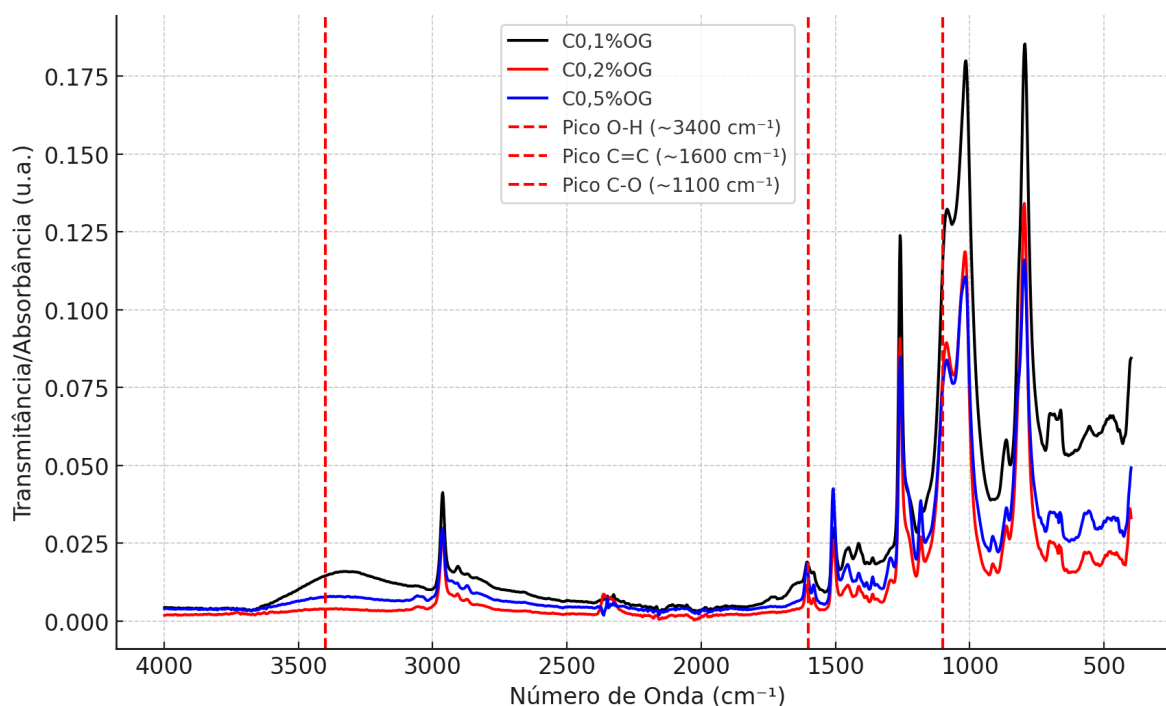


Figura 59 – Espectros FTIR dos compósitos de resina epóxi funcionalizados com diferentes porcentagens de óxido de grafeno (C0,1%OG, C0,2%OG, C0,5%OG).

Em primeiro lugar, muitos estudos que investigam nanocompósitos de epóxi-OG relatam a presença de uma banda larga em torno de $\sim 3400\text{ cm}^{-1}$, atribuída às vibrações de estiramento dos grupos hidroxila ($-\text{OH}$), provenientes dos grupos oxigenados do óxido de grafeno e das hidroxilas residuais da resina epóxi. A presença dessas bandas geralmente indica uma boa interação entre o OG e a matriz, promovendo a formação de ligações de hidrogênio. Conforme observado na Figura 59, os espectros dos compósitos apresentaram uma banda de hidroxila em torno de $\sim 3400\text{ cm}^{-1}$ com intensidade crescente à medida que a concentração de OG aumentou. Esse resultado está de acordo com a literatura, sugerindo uma boa dispersão do OG na matriz e a formação de interações hidrogênio, que são importantes para melhorar a compatibilidade entre a matriz polimérica e o reforço de óxido de grafeno (312). Essas interações hidrogênio são essenciais para melhorar a adesão interfacial e a transferência de carga, contribuindo para um compósito mais robusto (313).

Além disso, a banda em torno de $\sim 1720\text{ cm}^{-1}$, associada ao estiramento do grupo carbonila ($\text{C}=\text{O}$), é frequentemente relatada em estudos sobre OG e compósitos epóxi-OG, indicando a presença de grupos oxigenados no material. Estes grupos oxigenados são originários do processo de oxidação do grafeno e são cruciais para promover a funcionalização do material. Observou-se que a intensidade da banda de $\sim 1720\text{ cm}^{-1}$ aumentou conforme a concentração de OG na matriz aumentou, o que indica uma maior presença de grupos carbonila oriundos do OG. Esse resultado está em conformidade com os achados da literatura, que apontam que maiores teores de OG resultam em uma maior funcionalização da matriz epóxi, aumentando as possibilidades de interação e adesão entre a matriz e o reforço (314).

Por outro lado, a literatura relata a presença de bandas entre $1500\text{--}1600\text{ cm}^{-1}$, atribuídas ao estiramento das ligações $\text{C}=\text{C}$ aromáticas, características tanto da estrutura do óxido de grafeno quanto dos anéis aromáticos da resina epóxi. Essas bandas indicam a incorporação de regiões grafíticas no compósito, que são importantes para as propriedades mecânicas e condutivas do material. Como mostrado na Figura 59, todos os compósitos analisados apresentaram bandas nesta região, indicando que a incorporação do OG na matriz epóxi manteve as estruturas aromáticas presentes no material. Isso é fundamental para garantir que as propriedades estruturais e, potencialmente, as propriedades elétricas do compósito sejam mantidas ou aprimoradas (315).

Adicionalmente, a banda de $\sim 1050\text{ cm}^{-1}$, correspondente ao estiramento $\text{C}-\text{O}-\text{C}$, está relacionada aos grupos epóxi da matriz e à presença de óxido de grafeno. Estudos indicam que, à medida que o OG reage com a matriz epóxi, pode ocorrer uma diminuição na intensidade desta banda devido à reação dos grupos epóxi com os grupos hidroxila do OG. Foi observada, na Figura 59, uma diminuição na intensidade desta banda com o aumento da concentração de OG, sugerindo uma interação química entre os grupos epóxi e os grupos oxigenados do OG. Essa interação contribui para uma melhor adesão

interfacial, o que pode resultar em uma rede polimérica mais bem reticulada, impactando positivamente nas propriedades mecânicas e térmicas dos compósitos (316).

A análise detalhada dos picos dos espectros FTIR dos compósitos de resina epóxi funcionalizados com OG revela algumas características importantes. O pico O–H em $\sim 3400\text{ cm}^{-1}$, que aumenta com o teor de OG, indica uma maior presença de grupos hidroxila e, portanto, uma maior capacidade de formação de ligações de hidrogênio. Essas interações são essenciais para melhorar a adesão entre a matriz e o OG, contribuindo para uma melhor transferência de carga e uma maior resistência mecânica do compósito. A banda de C=C em $\sim 1600\text{ cm}^{-1}$, relacionada aos anéis aromáticos, mostra que as estruturas gráficas do OG foram mantidas e que o OG foi bem incorporado à matriz, favorecendo tanto as propriedades mecânicas quanto as possíveis propriedades condutivas dos compósitos. Já a banda de C–O em $\sim 1100\text{ cm}^{-1}$ sugere que há uma interação química entre os grupos epóxi da matriz e os grupos oxigenados do OG, indicando uma reticulação mais efetiva da matriz e uma maior integração do OG, o que melhora tanto a rigidez quanto a estabilidade térmica dos compósitos (312).

Por fim, a presença dos grupos hidroxila e carbonila do OG, evidenciada nos espectros FTIR, sugere uma boa interação interfacial entre o OG e a matriz epóxi, essencial para a transferência de carga e melhoria da resistência mecânica. As interações hidrogênio e as ligações cruzadas formadas contribuem para uma maior rigidez e resistência do compósito, o que é corroborado por estudos anteriores (313).

4.4.3 Termogravimetria (TG) e Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC)

Os ensaios de TG/DTG e DSC dos compósitos de resina epóxi funcionalizados com diferentes porcentagens de óxido de grafeno (C0,1%OG, C0,2%OG, C0,5%OG) forneceram informações valiosas sobre as suas propriedades térmicas, comportamento de degradação e transições térmicas.

Primeiramente, a análise termogravimétrica (TG) foi realizada para determinar a estabilidade térmica dos compósitos e identificar os principais estágios de degradação. As curvas TG (Figura 60) mostraram três pontos importantes: a temperatura de início de degradação, a temperatura de degradação máxima e a massa residual após $600\text{ }^{\circ}\text{C}$. Observou-se que a amostra C0,2%OG apresentou uma temperatura de início de degradação mais baixa ($112,67\text{ }^{\circ}\text{C}$), em comparação com as outras duas amostras ($145,08\text{ }^{\circ}\text{C}$ para C0,1%OG e $139,17\text{ }^{\circ}\text{C}$ para C0,5%OG). Esse comportamento sugere que a presença de OG em concentrações mais baixas pode reduzir a estabilidade térmica inicial da matriz polimérica, possivelmente devido à menor dispersão do grafeno. Conforme observado em estudos anteriores, a interação do OG com a matriz é fundamental para melhorar a estabilidade térmica. Assim, a menor temperatura inicial observada para C0,2%OG pode ser atribuída à dispersão menos eficiente do grafeno na matriz, resultando em menor

proteção térmica (317).

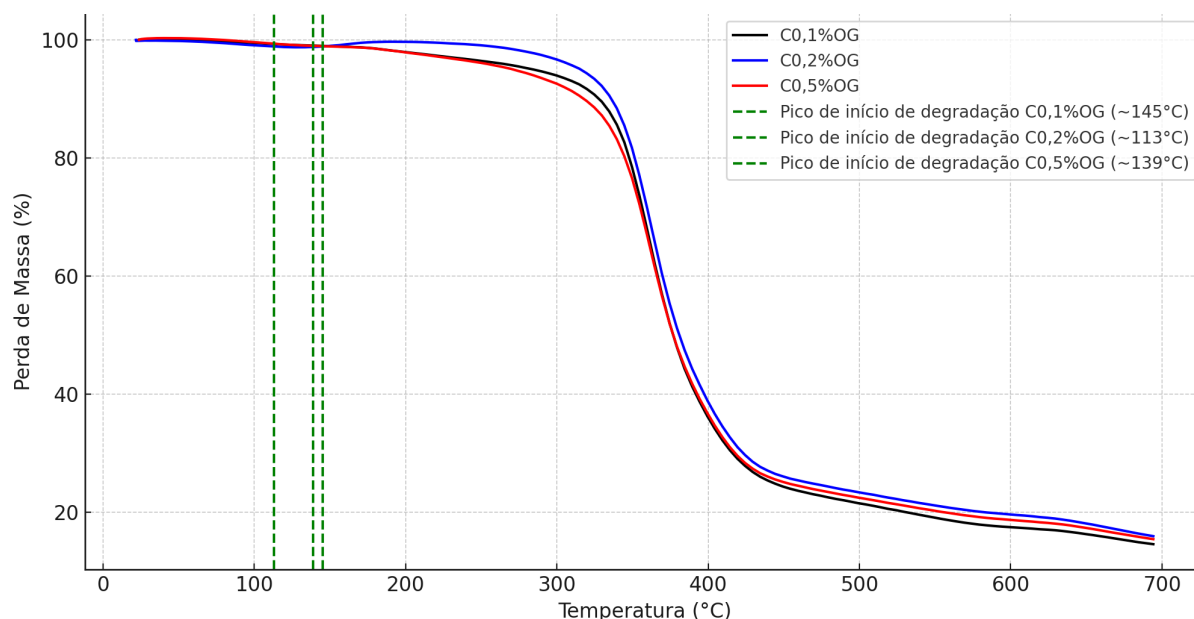


Figura 60 – Curvas TG das amostras C0,1%OG, C0,2%OG e C0,5%OG, mostrando a perda de massa em função da temperatura.

Além disso, o pico de degradação máxima ocorreu em torno de 360 a 364 °C para todas as amostras (Figura 61), sendo que a amostra C0,2%OG apresentou a maior taxa de degradação (-11,52 %/min). Esse pico é atribuído à decomposição dos grupos funcionais da resina epóxi e do óxido de grafeno, de maneira semelhante ao que foi reportado por outros estudos que identificaram a importância da interação entre OG e a matriz na degradação térmica (318). A maior taxa de degradação observada para a amostra C0,2%OG sugere que, para esta concentração específica, o OG não teve um efeito significativo em retardar a degradação térmica, o que reforça a hipótese de que uma boa dispersão é crucial para uma maior estabilidade térmica.

Por outro lado, a massa residual após 600 °C foi de 14,59% para C0,1%OG, 15,94% para C0,2%OG, e 15,44% para C0,5%OG. Esses valores sugerem que uma maior concentração de OG, como em C0,2%OG e C0,5%OG, resulta em maior estabilidade térmica residual, provavelmente devido à formação de uma rede mais estruturada na matriz. Esse resultado é coerente com o relatado por Ebrahimi et al. (319), onde a inclusão de OG foi capaz de aumentar a estabilidade térmica dos compósitos. Dessa forma, a presença de OG em concentrações adequadas contribui para a formação de uma estrutura térmica mais estável, retardando a degradação da matriz.

A análise DSC foi realizada para identificar as transições térmicas dos compósitos, como a temperatura de transição vítrea (T_g) e eventos endotérmicos ou exotérmicos relevantes. As curvas DSC mostraram comportamentos similares, com um aumento gradual do sinal de DSC indicando processos endotérmicos como fusão ou reticulação dos compostos

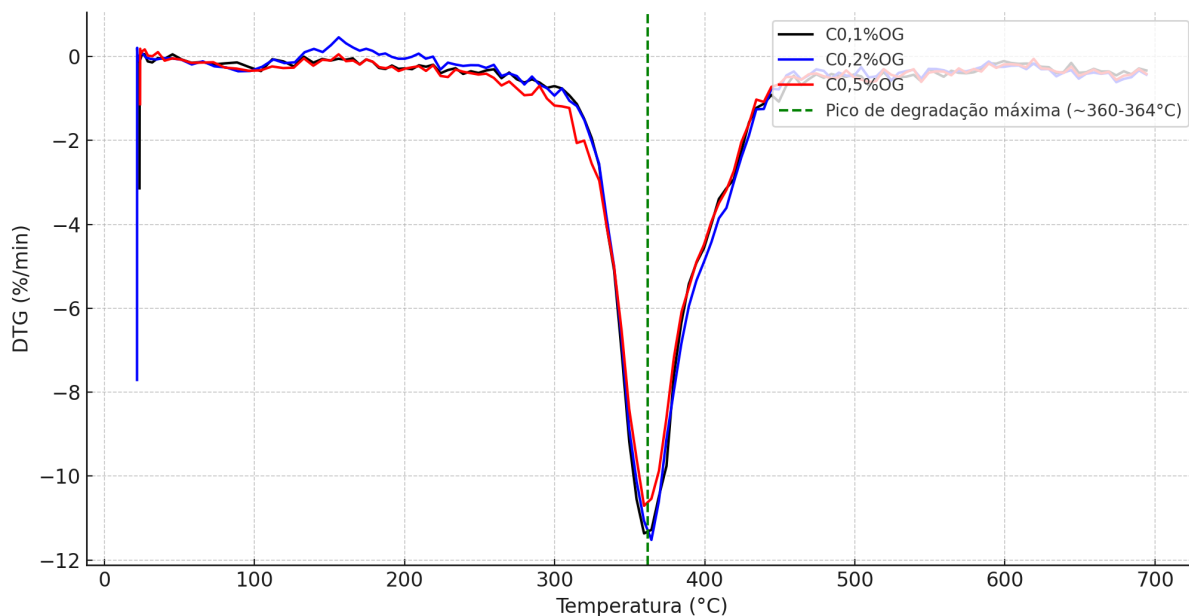


Figura 61 – Curvas DTG das amostras C0,1%OG, C0,2%OG e C0,5%OG, destacando a taxa de perda de massa em função da temperatura.

(Figura 62). Embora as curvas não apresentem um pico bem definido, o aumento gradual observado nas curvas DSC pode estar relacionado com a transição vítrea dos compósitos. A presença de OG não apenas contribui para um aumento da T_g , devido à maior rigidez introduzida pelas folhas de grafeno, mas também melhora a estabilidade mecânica (320). Assim, nas amostras analisadas, a amostra C0,5%OG mostrou maior deslocamento do sinal para temperaturas mais elevadas, sugerindo uma T_g mais alta e, consequentemente, maior rigidez do compósito. Dessa forma, uma T_g mais alta indica maior rigidez e estabilidade térmica, o que está de acordo com os achados que mostram que o aumento da concentração de OG tende a aumentar a T_g , melhorando as propriedades mecânicas do compósito devido à restrição de movimento da cadeia polimérica.

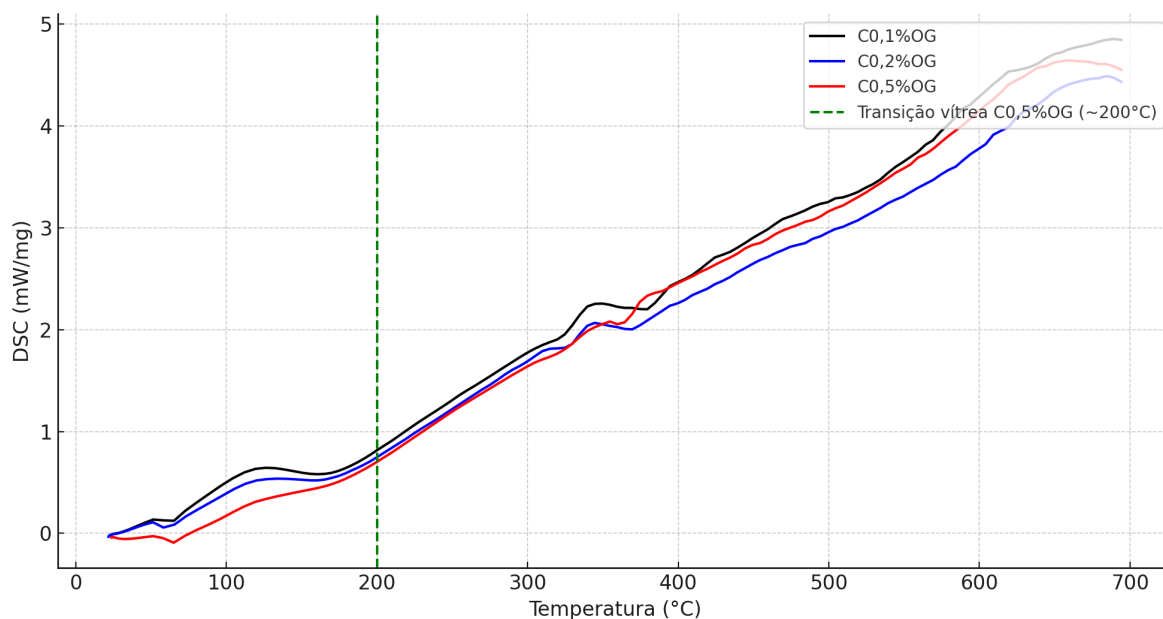


Figura 62 – Curvas DSC das amostras C0,1%OG, C0,2%OG e C0,5%OG, mostrando as transições térmicas dos compósitos.

Ademais, as curvas DSC também indicam eventos endotérmicos menores ao longo da faixa de temperatura analisada, possivelmente associados à absorção de calor durante a dissipação da energia de ligações fracas na matriz e entre o óxido de grafeno e a resina. Esses eventos, que são menos pronunciados em concentrações mais altas de OG, estão de acordo com estudos que descrevem que o aumento do teor de OG contribui para uma rede polimérica mais bem estruturada, com menor absorção de calor (321).

Portanto, os resultados dos ensaios TG/DTG e DSC indicam que a presença do óxido de grafeno contribui significativamente para a estabilidade térmica dos compósitos de resina epóxi. As temperaturas de degradação, os resíduos remanescentes e o comportamento endotérmico indicam uma clara influência da concentração de OG na estrutura da matriz polimérica. A amostra com 0,5% de OG apresentou maior estabilidade e rigidez, o que é consistente com a literatura que aponta a melhoria das propriedades mecânicas e térmicas com o aumento da concentração de OG em compósitos (317, 318, 319, 320, 321).

4.4.4 Ensaio de Flexão

Os resultados de resistência à flexão para as três condições de funcionalização dos compósitos (0,1% OG, 0,2% OG e 0,5% OG) foram obtidos para avaliação da tensão da flexão (σ_f) e do módulo de elasticidade (E_f). Esses parâmetros foram determinados a partir das curvas da força em função da deformação geradas durante o ensaio de flexão de três pontos para cada uma das condições analisadas.

Na Figura 63, são apresentados os valores médios da resistência à flexão (σ_f) para

cada uma das três condições de funcionalização. É possível observar que o compósito com 0,2% de OG atingiu o maior valor de resistência, seguido pelo compósito com 0,1% e, por fim, pelo compósito com 0,5%. A análise de variância (ANOVA) foi realizada para verificar se há diferenças estatisticamente significativas entre as médias de resistência à flexão das três condições. Com base nos parâmetros apresentados na Tabela 17, concluiu-se que o valor do F calculado (34,24) foi superior ao valor do F tabelado, indicando que as médias de σ_f são diferentes com um nível de confiança de 95%. Isso demonstra que a funcionalização com óxido de grafeno influencia significativamente a resistência à flexão dos compósitos.

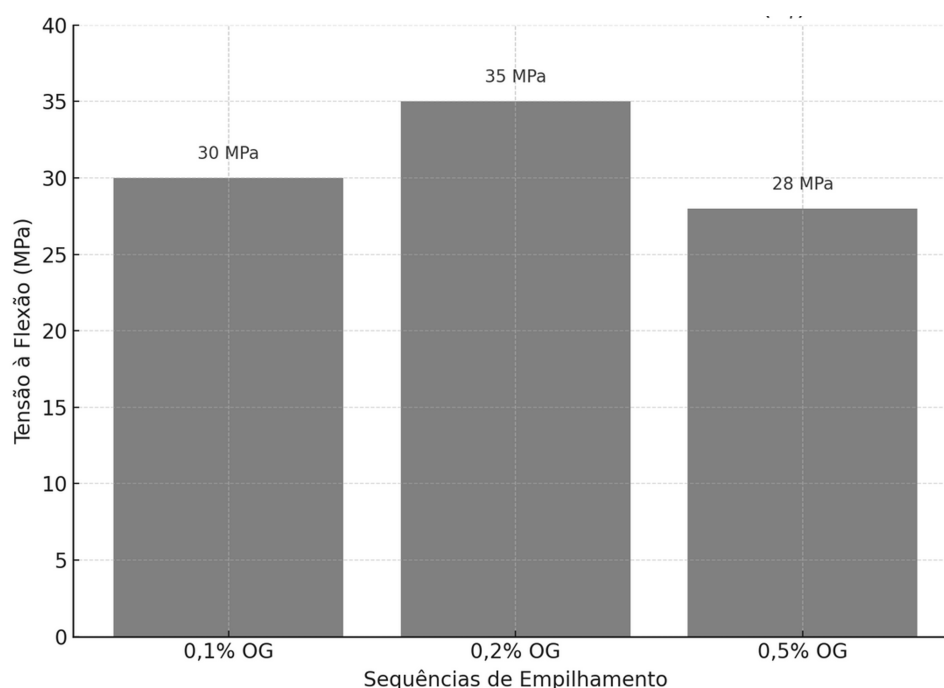


Figura 63 – Valores médios da resistência à flexão (σ_f) dos compósitos com diferentes concentrações de OG.

Tabela 17 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da resistência à flexão (σ_f) obtidos no ensaio de flexão dos compósitos.

Fonte	GL	SQ	QM	F _{calculado}
Tratamento	2	30931,56	3866,44	34,24
Resíduo	18	5081,94	112,93	-
Total	20	36013,50	-	-

Além disso, o teste de Tukey foi utilizado para comparar, dois a dois, as médias de resistência à flexão dos compósitos. Os resultados estão apresentados na Tabela 18, onde se observa que os compósitos com 0,1% e 0,2% de OG apresentaram valores de resistência à flexão significativamente diferentes do compósito com 0,5%, indicando que a maior concentração de OG não contribuiu para o aumento da resistência à flexão dos materiais. Esse comportamento pode ser explicado pela distribuição não homogênea do óxido de grafeno em concentrações mais altas, o que resulta em pontos de fraqueza no compósito.

Tabela 18 – Resultado do teste de Tukey para as médias de resistência à flexão (σ_f) dos compósitos com diferentes concentrações de OG (0,1%, 0,2%, 0,5%). d.m.s. = 1,59.

Sequência de Empilhamento	0,1% OG	0,2% OG	0,5% OG
0,1% OG	-	0,054	0,184
0,2% OG	0,054	-	0,130
0,5% OG	0,184	0,130	-

Na Figura 64, são apresentados os valores do módulo de elasticidade em flexão (E_f) para as três condições de funcionalização. O compósito com 0,1% de OG apresentou o maior valor de E_f (1,0 GPa), seguido pelo compósito com 0,2% de OG (0,8 GPa). O compósito com 0,5% de OG apresentou o menor valor de E_f (0,6 GPa), indicando que a alta concentração de OG pode reduzir a rigidez do material, possivelmente devido à aglomeração das nanopartículas.

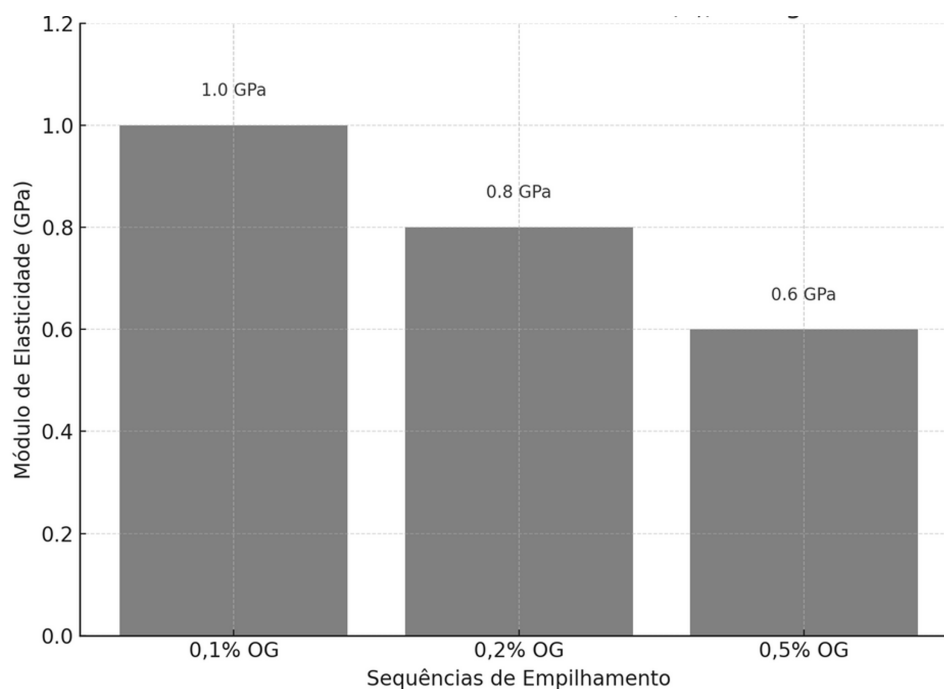


Figura 64 – Valores médios do módulo de elasticidade em flexão (E_f) dos compósitos com diferentes concentrações de OG.

A análise de variância para o módulo de elasticidade (σ_f) também indicou diferenças estatisticamente significativas entre as condições, como mostrado na Tabela 19. O teste de Tukey, cujos resultados estão dispostos na Tabela 20, confirmou que a diferença entre os valores de E_f do compósito com 0,1% de OG e os demais é significativa, enquanto que não há diferença significativa entre os compósitos com 0,2% e 0,5%. Esses resultados sugerem que concentrações mais altas de OG podem afetar negativamente as propriedades mecânicas dos compósitos, não apenas em termos de resistência, mas também de rigidez.

Tabela 19 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados do módulo de flexão (E_f) obtidos no ensaio de flexão dos compósitos.

Fonte	GL	SQ	QM	F _{calculado}
Tratamento	2	42,77	5,35	33,70
Resíduo	18	7,14	0,16	-
Total	20	49,91	-	-

Tabela 20 – Resultado do teste de Tukey para as médias do módulo de flexão (E_f) dos compósitos com diferentes concentrações de OG (0,1%, 0,2%, 0,5%). d.m.s. = 0,024.

Sequência de Empilhamento	0,1% OG	0,2% OG	0,5% OG
0,1% OG	-	0,054	0,184
0,2% OG	0,054	-	0,130
0,5% OG	0,184	0,130	-

De maneira geral, é possível concluir que a adição de OG nos compósitos em concentrações de 0,1% e 0,2% proporciona uma melhoria nas propriedades mecânicas em relação ao compósito sem OG. No entanto, concentrações superiores a 0,2% não são vantajosas, uma vez que o aumento do teor de OG pode levar a uma perda de homogeneidade na distribuição das nanopartículas, comprometendo a resistência e a rigidez do material.

4.4.5 Ensaio de Velocidade Residual

Os resultados dos ensaios de velocidade residual para os compósitos funcionalizados com diferentes frações de óxido de grafeno (OG) mostraram comportamentos distintos em termos de eficiência balística, absorção de energia e dispersão dos impactos. As amostras contendo frações de 0,1%, 0,2% e 0,5% de OG foram analisadas, e os parâmetros obtidos incluíram a energia absorvida (E_{abs}), a velocidade limite (V_l), a energia absorvida específica ($E_{absEspecífica}$) e a energia absorvida por unidade de espessura ($E_{absEspessura}$). Os valores iniciais (V_0) e residuais (V_r) das velocidades do projétil foram determinados por meio de gráficos gerados pelo radar, que apresentam a relação entre a velocidade e o tempo, conforme ilustrado na Figura 65.

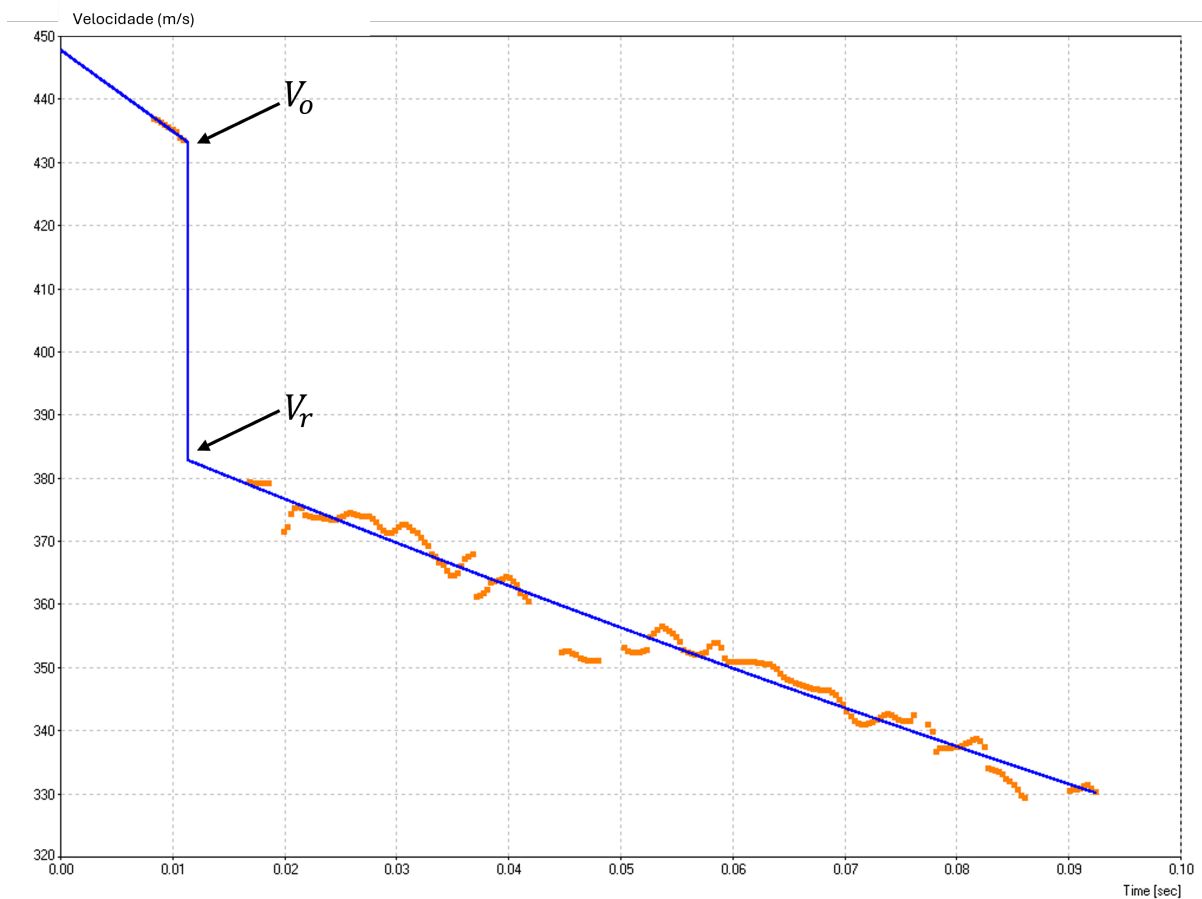


Figura 65 – Curva de pontos experimentais do compósito C0,2%OG obtida no ensaio de velocidade residual.

Os resultados de E_{abs} indicaram que a fração de 0,1% de OG apresentou uma tendência a absorver uma maior quantidade de energia em relação às demais frações, com valor médio de $245,11 \pm 26,26$ J. A fração de 0,2% de OG apresentou valor médio de $230,78 \pm 23,45$ J, enquanto a fração de 0,5% apresentou $221,34 \pm 28,12$ J. Dessa forma, a diferença entre as médias observadas foi de aproximadamente 15,05 J, o que está dentro da margem de variação esperada e indica que não houve um aumento expressivo na absorção de energia com o aumento da fração de OG (Tabela 21).

Tabela 21 – Energia Absorvida (E_{abs}) pelas diferentes frações de OG

Fração de OG (%)	E_{abs} (J)
0,1	$245,11 \pm 26,26$
0,2	$230,78 \pm 23,45$
0,5	$221,34 \pm 28,12$

A análise de variância (ANOVA) não identificou diferenças entre as diferentes frações para E_{abs} , sugerindo que o aumento na concentração de OG não se traduziu em uma melhoria consistente na absorção de energia. Esse resultado pode ser explicado pela

dispersão inadequada do OG na matriz de resina epóxi, levando à formação de aglomerados que comprometem o desempenho do material.

Tabela 22 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da energia absorvida (E_{abs})

Fonte	GL	SQ	QM	F _{calculado}
Tratamento (E_{abs})	2	457,78	228,89	4,86
Resíduo (E_{abs})	30	1413,72	47,12	-
Total (E_{abs})	32	1871,51	-	-

A velocidade limite (V_l) é um parâmetro importante para caracterizar a resistência balística dos compósitos, e os resultados obtidos mostraram que não houve variação expressiva entre as diferentes frações de OG. Os valores médios de V_l foram de $320,45 \pm 12,78$ m/s para 0,1% de OG, $318,24 \pm 15,34$ m/s para 0,2% de OG e $315,12 \pm 13,89$ m/s para 0,5% de OG (Tabela 23). Portanto, a diferença máxima de 2,21 m/s entre os grupos foi considerada dentro da variabilidade do material.

Tabela 23 – Velocidade Limite (V_l) das diferentes frações de OG

Fração de OG (%)	V_l (m/s)
0,1	$320,45 \pm 12,78$
0,2	$318,24 \pm 15,34$
0,5	$315,12 \pm 13,89$

Tabela 24 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da velocidade limite (V_l)

Fonte	GL	SQ	QM	F _{calculado}
Tratamento (V_l)	2	45,34	22,67	3,25
Resíduo (V_l)	30	210,45	7,01	-
Total (V_l)	32	255,79	-	-

O teste de Tukey realizado após a ANOVA confirmou que não houve diferenças relevantes entre as médias dos grupos para V_l , o que indica que a adição de OG, nas frações testadas, não proporcionou um aumento expressivo na resistência balística dos compósitos. Essa ausência de melhoria também pode ser atribuída à interação limitada entre o OG e a matriz, que possivelmente não gerou uma transferência de tensão efetiva durante o impacto.

A energia absorvida específica ($E_{absEspecificica}$) é um indicador importante, pois leva em consideração a densidade do material, permitindo uma comparação mais justa entre

diferentes amostras. Os valores encontrados foram de $58,45 \pm 5,89 \text{ J.cm}^3/\text{g}$ para 0,1% de OG, $55,34 \pm 6,12 \text{ J.cm}^3/\text{g}$ para 0,2% de OG e $54,78 \pm 7,01 \text{ J.cm}^3/\text{g}$ para 0,5% de OG (Tabela 25). Dessa forma, a diferença de $12,55 \text{ J.cm}^3/\text{g}$ entre as frações reforça a ideia de que a distribuição do OG não foi homogênea, limitando o potencial de reforço.

Tabela 25 – Energia Absorvida Específica ($E_{absEspecifica}$) das diferentes frações de OG

Fração de OG (%)	$E_{absEspecifica}$ ($\text{J.cm}^3/\text{g}$)
0,1	$58,45 \pm 5,89$
0,2	$55,34 \pm 6,12$
0,5	$54,78 \pm 7,01$

Tabela 26 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da energia absorvida específica ($E_{absEspecifica}$)

Fonte	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$
Tratamento ($E_{absEspecifica}$)	2	24,56	12,28	2,98
Resíduo ($E_{absEspecifica}$)	30	123,67	4,12	-
Total ($E_{absEspecifica}$)	32	148,23	-	-

A energia absorvida por unidade de espessura ($E_{absEspessura}$) foi avaliada para entender o comportamento dos compósitos levando em conta a geometria dos corpos de prova. Os resultados obtidos foram de $30,12 \pm 3,45 \text{ J/cm}$ para a fração de 0,1%, $28,78 \pm 4,12 \text{ J/cm}$ para 0,2% e $27,65 \pm 3,98 \text{ J/cm}$ para 0,5% de OG (Tabela 27). Assim, esses resultados mostram que a adição de OG não resultou em uma melhoria perceptível da capacidade de absorção de energia por unidade de espessura.

Tabela 27 – Energia Absorvida por Espessura ($E_{absEspessura}$) das diferentes frações de OG

Fração de OG (%)	$E_{absEspessura}$ (J/cm)
0,1	$30,12 \pm 3,45$
0,2	$28,78 \pm 4,12$
0,5	$27,65 \pm 3,98$

Tabela 28 – Parâmetros da análise de variância (ANOVA) dos resultados da energia absorvida por unidade de espessura ($E_{absEspessura}$)

Fonte	GL	SQ	QM	F _{calculado}
Tratamento ($E_{absEspessura}$)	2	19,12	9,56	1,75
Resíduo ($E_{absEspessura}$)	30	164,34	5,48	-
Total ($E_{absEspessura}$)	32	183,46	-	-

A aplicação dos testes de ANOVA e Tukey foi essencial para validar a consistência dos resultados obtidos. A ANOVA indicou que não houve diferenças entre as diferentes frações de OG para todos os parâmetros avaliados (E_{abs} , V_l , $E_{absEspecifica}$ e $E_{absEspessura}$). Além disso, os testes de Tukey, que foram realizados para comparar as médias das frações de OG, confirmaram esses achados, uma vez que nenhuma das diferenças entre as médias excedeu o valor da D.M.S.

5 CONCLUSÃO

Considerando os resultados alcançados neste trabalho, é possível concluir que a produção de óxido de grafeno a partir da serragem de tauari se mostrou uma alternativa promissora para a valorização de resíduos madeireiros da Amazônia. A gestão inadequada desses resíduos, que contribui para a degradação ambiental, pode ser mitigada através do desenvolvimento de materiais de alto valor agregado. O estudo evidenciou que, ao transformar serragem residual em óxido de grafeno, é possível não apenas minimizar os impactos ambientais, mas também produzir materiais que apresentam elevado potencial tecnológico e aplicabilidade no setor de defesa.

Durante o processo de produção e caracterização do óxido de grafeno, observou-se que a temperatura de carbonização e o tempo de tratamento das cinzas são fatores cruciais para determinar a qualidade e estabilidade térmica do material. As características físico-químicas obtidas indicam que o óxido de grafeno, sintetizado com sucesso a partir das cinzas do tauari, apresenta propriedades relevantes para a formulação de compósitos de resina epóxi, incluindo estabilidade e potencial para aplicações balísticas. Essa metodologia não apenas agregou valor ao resíduo, mas também demonstrou ser ambientalmente viável.

Os compósitos de resina epóxi reforçados com óxido de grafeno apresentaram boas propriedades balísticas e térmicas, comprovando a viabilidade do material para aplicações no setor de defesa. No entanto, a ausência de diferenças significativas na absorção de energia entre as diferentes concentrações de óxido de grafeno sugere que a dispersão uniforme do material na matriz polimérica é um desafio a ser superado. A heterogeneidade na distribuição pode ter impacto direto nas propriedades finais dos compósitos, limitando seu desempenho em aplicações específicas.

Além disso, o presente estudo destacou a relevância da utilização de técnicas de caracterização como difração de raios-X (DRX), espectroscopia Raman e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para uma compreensão mais aprofundada das características estruturais e morfológicas do óxido de grafeno. Essas técnicas possibilitaram verificar as alterações nas propriedades do material em cada etapa do processamento, auxiliando no desenvolvimento de compósitos com melhores características físico-químicas e, conseqüentemente, melhores resultados em testes de desempenho.

Apesar dos avanços apresentados, é importante ressaltar que o uso do óxido de grafeno em compósitos de resina epóxi ainda enfrenta desafios relacionados à dispersão adequada do material. A aglomeração das nanopartículas pode comprometer as propriedades mecânicas e a uniformidade dos compósitos. Dessa forma, futuras pesquisas devem focar em aprimorar as técnicas de dispersão do óxido de grafeno, bem como investigar

diferentes métodos de funcionalização para melhorar a compatibilidade entre o óxido de grafeno e a matriz de resina epóxi.

Por fim, este trabalho contribui para o desenvolvimento de materiais avançados e sustentáveis, alinhando-se aos Objetivos de Desenvolvimento Sustentável (ODS), especialmente no que tange ao uso responsável de recursos e à minimização de impactos ambientais. A valorização dos resíduos florestais, a criação de novas rotas para a produção de nanomateriais e a aplicação desses materiais em setores estratégicos representam passos importantes para a promoção da inovação tecnológica e da sustentabilidade no Brasil. Desta forma, este estudo oferece uma base para o desenvolvimento de futuras pesquisas focadas em otimizar a produção de óxido de grafeno e maximizar o potencial de aplicações de compósitos no setor de defesa.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar outras caracterizações, como ensaios dinâmico-mecânicos (DMA) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) nos compósitos, para avaliar as propriedades mecânicas e morfológicas em diferentes condições de aplicação.
- Aplicar o material produzido em um compósito híbrido, combinando fibras naturais e sintéticas, para avaliar o potencial de melhoria das propriedades mecânicas, térmicas e balísticas.

REFERÊNCIAS

- 1 MOCHANE, M.; MOKHENA, T. C.; MOKHOTHU, T.; MTIBE, A.; SADIKU, E.; RAY, S. S.; IBRAHIM, I.; DARAMOLA, O. Recent progress on natural fiber hybrid composites for advanced applications: A review. *BME-PT*, 2019.
- 2 NOGUEIRA, T. *Felogenio - câmbio cortical - Histologia Vegetal*. 2025. Acesso em: 23 jan. 2025. Disponível em: <<https://www.infoescola.com/histologia/felogenio/>>.
- 3 JACOB, M.; THOMAS, S. Biofibres and biocomposites. *Carbohydrate Polymers*, Elsevier, v. 71, n. 3, p. 343–364, 2008.
- 4 ROWELL, R. M.; PETTERSEN, R.; HAN, J. S.; ROWELL, J. S.; TSHABALALA, M. A. Cell wall chemistry. In: *Handbook of wood chemistry and wood composites*. Boca Raton, FL, USA: CRC Press, 2005. p. 33–72.
- 5 KLOCK, U.; ANDRADE, A. S. d. *Química da Madeira*. 4ª. edição revisada. ed. [S.l.]: Curitiba, 2013. Disponível em: <<http://www.madeira.ufpr.br/disciplinasklock/quimicadamadeira/Quimica%20da%20Madeira%202013.pdf>>.
- 6 FIGUEIREDO PATRÍCIA E LINTINEN, K. e. H. J. T. e. K. M. A. e. S. H. A. Properties and chemical modifications of lignin: Towards lignin-based nanomaterials for biomedical applications. *Progress in Materials Science*, Elsevier, v. 93, p. 233–269, 2018.
- 7 GBIF.org. *Couratari guianensis* Aubl. 2024. <<https://www.gbif.org/pt/species/3083111/metrics>>. Acesso em: 28 Abr. 2024.
- 8 GBIF.org. *Couratari guianensis* Aubl. 2024. <<https://www.gbif.org/pt/occurrence/2856756168>>. Acesso em: 28 Abr. 2024.
- 9 CNCFLORA. *Couratari guianensis* in *Lista Vermelha da flora brasileira versão 2012.2*. <<http://cncflora.jbrj.gov.br/portal/pt-br/profile/Couratariguianensis>>. Accessed: 2024-04-10.
- 10 NAHUZ, A. R.; MIRANDA, M.; IELO, P. K. Y.; PIGOZZO, R. J. B.; YOJO, T. *Catálogo de madeiras brasileiras para a construção civil*. [S.l.: s.n.], 2013.
- 11 KHARANGARH, P. R.; RAVINDRA, N. M.; SINGH, G.; UMAPATHY, S. Synthesis of luminescent graphene quantum dots from biomass waste materials for energy-related applications—an overview. *Energy Storage*, Wiley Online Library, v. 5, n. 3, p. e390, 2023.
- 12 SAFIAN, M. T.-u.; HARON, U. S.; IBRAHIM, M. M. A review on bio-based graphene derived from biomass wastes. *BioResources*, North Carolina State University, v. 15, n. 4, p. 9756, 2020.
- 13 JUNIO, R. F. P. *Caracterização do compósito epóxi-fibra de carnaúba para emprego em blindagem balística*. Dissertação (Mestrado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2020. Orientador: Lucio Fabio Cassiano Nascimento. Coorientador: Sergio Neves Monteiro.

- 14 LUZ, F. S. da. *Avaliação das Fibras de Coco e PALF como Reforços de Compósitos Epoxídicos Empregados em Sistemas de Blindagem Multicamada*. 133 p. Tese (Tese (Doutorado)) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2018.
- 15 SILVA, A. L. S. da. *Determinação do Teor de Cinzas em Dez Espécies de Madeiras Amazônicas*. Dissertação (Mestrado) — Universidade do Estado do Amazonas, Itacoatiara, Amazonas, Brasil, 2018. Monografia de Graduação em Engenharia Florestal.
- 16 BROTTTO, J. de O. *Torrefied biomass as an alternative fuel in ore reduction processes for mitigating CO₂ emissions*. 168 p. Tese (PhD Thesis) — Federal University of Santa Catarina, Florianópolis, 2023. Includes references.
- 17 NIJ STANDARD-0101.06. *Ballistic Resistance of Personal Body Armor*. Washington, DC: U.S. Department of Justice/Office of Justice Programs - National Institute of Justice, 2008. 75 p.
- 18 TUOTO, M. Levantamento sobre a geração de resíduos provenientes da atividade madeireira e proposição de diretrizes para políticas, normas e condutas técnicas para promover o seu uso adequado. *Ministério do Meio Ambiente, Curitiba*, 2009.
- 19 PAIXÃO, C. P. S.; FERREIRA, E.; STACHIW, R. Produção e destinação dos resíduos gerados em serrarias no município de rolim de mouro-ro. *Revista Brasileira de Ciências da Amazônia/Brazilian Journal of Science of the Amazon*, v. 3, n. 1, p. 47–56, 2014.
- 20 LIMA, M. D. R.; PATRÍCIO, E. P. S.; JUNIOR, U. d. O. B.; ASSIS, M. R. de; XAVIER, C. N.; BUFALINO, L.; TRUGILHO, P. F.; HEIN, P. R. G.; PROTÁSIO, T. de P. Logging wastes from sustainable forest management as alternative fuels for thermochemical conversion systems in brazilian amazon. *Biomass and Bioenergy*, Elsevier, v. 140, p. 105660, 2020.
- 21 SILVA, A. R. B. e; FRANZINI, V. I. Potential of organic wastes typical of the brazilian amazon for fertilizer use in agriculture. *Environmental Challenges*, Elsevier, v. 15, p. 100893, 2024.
- 22 RAMOS, W. F.; RUIVO, M. d. L. P.; JARDIM, M. A. G.; SOUSA, L. M. d. Geração de resíduos madeireiros do setor de base florestal na região metropolitana de belém, pará. *Ciência Florestal*, SciELO Brasil, v. 28, n. 4, p. 1823–1830, 2018.
- 23 ALY, A. A.; AHMED, M. Nanofibers of cellulose acetate containing zno nanoparticles/graphene oxide for wound healing applications. *International journal of pharmaceuticals*, Elsevier, v. 598, p. 120325, 2021.
- 24 LAVANYA, N.; VALLINAYAGAM, S.; RAJENDRAN, K. Biodegradation of timber industry-based waste materials. In: *Biodegradation and Biodeterioration at the Nanoscale*. [S.l.]: Elsevier, 2022. p. 261–281.
- 25 SEVERO, L. S.; RODRIGUES, J. B.; CAMPANELLI, D. A.; PEREIRA, V. M.; MENEZES, J. W.; MENEZES, E. W. de; VALSECCHI, C.; VASCONCELLOS, M. A.; ARMAS, L. E. Synthesis and raman characterization of wood sawdust ash, and wood sawdust ash-derived graphene. *Diamond and Related Materials*, Elsevier, v. 117, p. 108496, 2021.

- 26 CARROTT, P.; CARROTT, M. R. et al. Lignin—from natural adsorbent to activated carbon: a review. *Bioresource technology*, Elsevier, v. 98, n. 12, p. 2301–2312, 2007.
- 27 VISWANATHAN, B.; NEEL, P. I.; VARADARAJAN, T. Methods of activation and specific applications of carbon materials. *India, Chennai*, v. 600, n. 36, p. 1–160, 2009.
- 28 BUATES, J.; SUN, Y.; HE, M.; MOHANTY, S. K.; KHAN, E.; TSANG, D. C. Performance of wood waste biochar and food waste compost in a pilot-scale sustainable drainage system for stormwater treatment. *Environmental Pollution*, Elsevier, v. 348, p. 123767, 2024.
- 29 REIS, R. H. M.; NUNES, L. F.; LUZ, F. S. da; CANDIDO, V. S.; SILVA, A. C. R. da; MONTEIRO, S. N. Ballistic performance of guaruman fiber composites in multilayered armor system and as single target. *Polymers*, MDPI, v. 13, n. 8, p. 1203, 2021.
- 30 XIONG, C.; LI, B.; DUAN, C.; DAI, L.; NIE, S.; QIN, C.; XU, Y.; NI, Y. Carbonized wood cell chamber-reduced graphene oxide@ pva flexible conductive material for supercapacitor, strain sensing and moisture-electric generation applications. *Chemical Engineering Journal*, Elsevier, v. 418, p. 129518, 2021.
- 31 TOHAMY, H.-A. S.; KAMEL, S.; EL-SAKHAWY, M.; YOUSSEF, M. A.; ABDALLAH, A. E.; ANIS, B. Thermal properties of graphene oxide prepared from different agricultural wastes. *Egyptian Journal of Chemistry*, National Information and Documentation Centre (NIDOC), Academy of Scientific Research and Technology, v. 63, n. 10, p. 3619–3629, 2020.
- 32 JIANG, C.; AN, D.; WANG, Z.; ZHANG, S.; AN, X.; BO, J.; YAN, G.; MOON, K.-S.; WONG, C. A sustainable reduction route of graphene oxide by industrial waste lignin for versatile applications in energy and environment. *Journal of Cleaner Production*, Elsevier, v. 268, p. 122019, 2020.
- 33 OKOLIE, J. A.; NANDA, S.; DALAI, A. K.; KOZINSKI, J. A. Chemistry and specialty industrial applications of lignocellulosic biomass. *Waste and Biomass Valorization*, Springer, v. 12, p. 2145–2169, 2021.
- 34 ABOLORE, R. S.; JAISWAL, S.; JAISWAL, A. K. Green and sustainable pretreatment methods for cellulose extraction from lignocellulosic biomass and its applications: A review. *Carbohydrate Polymer Technologies and Applications*, v. 7, p. 100396, 2024. ISSN 2666-8939. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2666893923001172>>.
- 35 SUGIARTO, S.; PONG, R.; TAN, Y.; LEOW, Y.; SATHASIVAM, T.; ZHU, Q.; LOH, X.; KAI, D. Advances in sustainable polymeric materials from lignocellulosic biomass. *Materials Today Chemistry*, v. 26, p. 101022, 2022. ISSN 2468-5194. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2468519422002518>>.
- 36 EWULONU, C. M.; LIU, X.; WU, M.; YONG, H. Lignin-containing cellulose nanomaterials: A promising new nanomaterial for numerous applications. *Journal of Bioresources and Bioproducts*, v. 4, n. 1, p. 3–10, 2019. ISSN 2369-9698. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2369969820300323>>.
- 37 KUMAR, A.; ANUSHREE; KUMAR, J.; BHASKAR, T. Utilization of lignin: A sustainable and eco-friendly approach. *Journal of the Energy Institute*, v. 93, n. 1, p.

- 235–271, 2020. ISSN 1743-9671. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1743967118312480>>.
- 38 DICIO, Dicionário Online de Português. *Madeira*. Porto: 7Graus, 2022. Acesso em: 2 abr. 2024. Disponível em: <<https://www.dicio.com.br/madeira/>>.
- 39 NASCIMENTO, L. F. C.; MONTEIRO SERGIO NEVES E LOURO, L. H. L. e. d. L. F. S. e. d. S. J. L. e. d. O. B. F. e. M. R. L. S. B. Charpy impact test of epoxy composites reinforced with untreated and mercerized mallow fibers. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 7, n. 4, p. 520–527, 2018.
- 40 MERGBI, M.; GALLONI, M. G.; ABOAGYE, D.; ELIMIAN, E.; SU, P.; IKRAM, B. M.; NABGAN, W.; BEDIA, J.; AMOR, H. B.; CONTRERAS, S. et al. Valorization of lignocellulosic biomass into sustainable materials for adsorption and photocatalytic applications in water and air remediation. *Environmental Science and Pollution Research*, Springer, v. 30, n. 30, p. 74544–74574, 2023.
- 41 GARLAPATI, V. K.; CHANDEL, A. K.; KUMAR, S. J.; SHARMA, S.; SEVDA, S.; INGLE, A. P.; PANT, D. Circular economy aspects of lignin: Towards a lignocellulose biorefinery. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, v. 130, p. 109977, 2020. ISSN 1364-0321. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1364032120302689>>.
- 42 MARIANI, A.; MALUCELLI, G. Transparent wood-based materials: A new step toward sustainability and circularity. *Next Materials*, Elsevier, v. 5, p. 100255, 2024.
- 43 TRONCOSO, O. P.; CORMAN-HIJAR, J. I.; TORRES, F. G. Lignocellulosic biomass for the fabrication of triboelectric nano-generators (tengs)—a review. *International Journal of Molecular Sciences*, MDPI, v. 24, n. 21, p. 15784, 2023.
- 44 OSORIO M E CAÑAS, A. e. S. D. e. N. T. e. G. P. e. Z. R. e. O. I. e. R. O. e. C. C. Lignocellulosic materials for biomedical applications. In: *Lignocellulosics*. [S.l.]: Elsevier, 2020. p. 209–248.
- 45 SINGH, B.; KORSTAD, J.; GULDHE, A.; KOTHARI, R. Editorial: Emerging feedstocks & clean technologies for lignocellulosic biofuel. *Frontiers in Energy Research*, v. 10, 2022.
- 46 KWON, S.; ZAMBRANO, M. C.; PAWLAK, J. J.; VENDITTI, R. A. Effect of lignocellulosic fiber composition on the aquatic biodegradation of wood pulps and the isolated cellulose, hemicellulose and lignin components: Kinetic modelling of the biodegradation process. *Cellulose*, Springer, v. 28, p. 2863–2877, 2021.
- 47 PALA, H. Constituição e mecanismos de degradação biológica de um material orgânico: a madeira. *Construção Magazine*, Publindústria, p. 54–62, 2007.
- 48 THAKUR, V. K.; THAKUR, M. K.; GUPTA, R. K. Raw natural fiber-based polymer composites. *International Journal of Polymer Analysis and Characterization*, Taylor & Francis, v. 19, n. 3, p. 256–271, 2014.
- 49 KABIR, M.; WANG, H.; LAU, K.; CARDONA, F. Chemical treatments on plant-based natural fibre reinforced polymer composites: An overview. *Composites Part B: Engineering*, Elsevier, v. 43, n. 7, p. 2883–2892, 2012.

- 50 OTHMAN, F. E. C.; NORDIN, N. A. H. M.; ISMAIL, N.; ZAKRIA, H. S.; JUNOH, H.; AZIZ, M. H. A. A review on sustainable graphene production from rice husks: Strategies and key considerations. *Chemical Engineering Journal*, v. 497, p. 154408, 2024. ISSN 1385-8947. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1385894724058972>>.
- 51 POLETO MATHEUS E ZATTERA, A. J. e. F. M. M. e. S. R. M. Thermal decomposition of wood: Influence of wood components and cellulose crystallite size. *Bioresource Technology*, Elsevier, v. 109, p. 148–153, 2012.
- 52 LONG, S.-Y.; DU, Q.-S.; WANG, S.-Q.; TANG, P.-D.; LI, D.-P.; HUANG, R.-B. Graphene two-dimensional crystal prepared from cellulose two-dimensional crystal hydrolysed from sustainable biomass sugarcane bagasse. *Journal of Cleaner Production*, v. 241, p. 118209, 2019. ISSN 0959-6526. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0959652619330793>>.
- 53 ROY, S.; DIKSHIT, P. K.; SHERPA, K. C.; SINGH, A.; JACOB, S.; Chandra Rajak, R. Recent nanobiotechnological advancements in lignocellulosic biomass valorization: A review. *Journal of Environmental Management*, v. 297, p. 113422, 2021. ISSN 0301-4797. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301479721014845>>.
- 54 RAJ, T.; DHARELA, R.; CHAUHAN, G. S. et al. Novel method for extraction of lignin cellulose & hemicellulose from pinus roxburghii needles. *American Journal of Innovation in Science and Engineering*, v. 2, n. 1, p. 57–68, 2023.
- 55 BRAZ RAFAEL LEITE E DA SILVA OLIVEIRA, J. T. e. R. B. P. e. C. A. M. D. Propriedades físicas e mecânicas da madeira de toona ciliata em diferentes idades. *Floresta*, v. 43, n. 4, 2013.
- 56 ZHANG, B.; JIANG, Y.; BALASUBRAMANIAN, R. Synthesis, formation mechanisms and applications of biomass-derived carbonaceous materials: a critical review. *Journal of Materials Chemistry A*, Royal Society of Chemistry, v. 9, n. 44, p. 24759–24802, 2021.
- 57 BARHOUM, A.; JEEVANANDAM, J.; RASTOGI, A.; SAMYN, P.; BOLUK, Y.; DUFRESNE, A.; DANQUAH, M. K.; BECHELANY, M. Plant celluloses, hemicelluloses, lignins, and volatile oils for the synthesis of nanoparticles and nanostructured materials. *Nanoscale*, Royal Society of Chemistry, v. 12, n. 45, p. 22845–22890, 2020.
- 58 KALIA, S.; KAITH, B.; KAUR, I. *Cellulose fibers: bio-and nano-polymer composites: green chemistry and technology*. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 2011.
- 59 SANTOS FERNANDO A E QUEIRÓZ, J. H. d. e. C. J. L. e. F. S. A. e. G. V. M. e. R. S. T. Potencial da palha de cana-de-açúcar para produção de etanol. *Química Nova*, SciELO Brasil, v. 35, p. 1004–1010, 2012.
- 60 CHEN, S.; XIA, Y.; ZHANG, B.; CHEN, H.; CHEN, G.; TANG, S. Disassembly of lignocellulose into cellulose, hemicellulose, and lignin for preparation of porous carbon materials with enhanced performances. *Journal of Hazardous Materials*, v. 408, p. 124956, 2021. ISSN 0304-3894. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0304389420329472>>.
- 61 Ahmad Farid, M. A.; ANDOU, Y. A route towards graphene from lignocellulosic biomass: Technicality, challenges, and their prospective applications. *Journal of Cleaner*

Production, v. 380, p. 135090, 2022. ISSN 0959-6526. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0959652622046649>>.

62 YU, S.; WANG, L.; LI, Q.; ZHANG, Y.; ZHOU, H. Sustainable carbon materials from the pyrolysis of lignocellulosic biomass. *Materials Today Sustainability*, v. 19, p. 100209, 2022. ISSN 2589-2347. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2589234722001014>>.

63 HANH, N. T.; NGHIEM, D. G.; TINH, N. T.; DAT, N. M.; BAO, L. M.; BUU, T. T.; BAO, P. P.; NHAN, D. D.; HOANG, T. M.; KHOA, N. N.; KHANG, P. T.; PHONG, M. T.; NGUYEN, H. H. Synthesis and modification of graphene oxide-like carbon for conversion of hemicellulose to furfural from bagasse. *Biomass and Bioenergy*, v. 174, p. 106823, 2023. ISSN 0961-9534. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0961953423001216>>.

64 WANG SHURONG E DAI, G. e. Y. H. e. L. Z. Lignocellulosic biomass pyrolysis mechanism: A state-of-the-art review. *Progress in Energy and Combustion Science*, Elsevier, v. 62, p. 33–86, 2017.

65 TIWARI, S. K.; BYSTRZEJEWSKI, M.; ADHIKARI, A. D.; HUCZKO, A.; WANG, N. Methods for the conversion of biomass waste into value-added carbon nanomaterials: Recent progress and applications. *Progress in Energy and Combustion Science*, Elsevier, v. 92, p. 101023, 2022.

66 HA, J.-M.; HWANG, K.-R.; KIM, Y.-M.; JAE, J.; KIM, K. H.; LEE, H. W.; KIM, J.-Y.; PARK, Y.-K. Recent progress in the thermal and catalytic conversion of lignin. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, Elsevier, v. 111, p. 422–441, 2019.

67 TOHAMY, H.-A. S.; EL-SAKHAWY, M.; KAMEL, S. Carbon nanotubes from agricultural wastes: effective environmental adsorbent. *Egyptian Journal of Chemistry*, National Information and Documentation Centre (NIDOC), Academy of Scientific . . . , v. 65, n. 131, p. 437–446, 2022.

68 FOULADI, M.; HEIDARI, M. K.; TAVAKOLI, O.; HAFEZI, Y. Green approach for fabrication of high-quality graphene nanosheet from the waste of pet bottle plastic and wood sawdust by co-pyrolysis technology for dye adsorption from aqueous solution. *Chemical Papers*, Springer, v. 78, n. 11, p. 6371–6393, 2024.

69 VALETTE NICOLAS E PERROT, T. e. S. R. e. G. E. e. M.-R. M. Antifungal activities of wood extractives. *Fungal Biology Reviews*, Elsevier, v. 31, n. 3, p. 113–123, 2017.

70 SHEBANI AN E VAN REENEN, A. e. M. M. The effect of wood extractives on the thermal stability of different wood species. *Thermochimica Acta*, Elsevier, v. 471, n. 1-2, p. 43–50, 2008.

71 FU TINGTING E ELIE, N. e. B. A. Radial distribution of wood extractives in european larch larix decidua by tof-sims imaging. *Phytochemistry*, Elsevier, v. 150, p. 31–39, 2018.

72 ALA-BIE. *Tauari (Couratari guianensis)*. <https://ala-bie.sibbr.gov.br/ala-bie/species/302858?lang=pt_BR>. Accessed: 2024-03.

- 73 ATIBT. *Nomenclature générale des bois tropicaux. 7e édition Français/Anglais*. Paris: Association Technique Internationale des Bois Tropicaux, 2016. 20–87 p. ISBN 979-10-94410-00-4.
- 74 SANTOS, J. X. d.; VIEIRA, H. C.; SOUZA, D. V.; MUÑIZ, G. I. B. d.; SOFFIATTI, P.; NISGOSKI, S. Colorimetry as a tool for description of some wood species marketed as "tauari" in Brazilian Amazon. *Anais da Academia Brasileira de Ciências*, Academia Brasileira de Ciências, v. 94, n. 1, p. e20191479, 2022. ISSN 0001-3765. Disponível em: <<https://doi.org/10.1590/0001-3765202220191479>>.
- 75 ITTO. *Tauari (Couratari guianensis)*. <<http://www.tropicaltimber.info/pt-br/specie/tauari-couratari-guianensis/#lower-content>>. Accessed: 2024-04-10.
- 76 ANDRADE, F. W. C.; MOUTINHO, V.; SEVERO, E. T. D.; FERREIRA, J.; BALLARIN, A. W. Impact of thermal modification on swelling and mechanical behavior of couratari spp. *BioResources*, North Carolina State University, v. 18, n. 3, p. 5242, 2023.
- 77 BRASILEIRO, L. d. P. F. L. S. F. *Couratari guianensis – Tauari*. <<https://lpf.florestal.gov.br/pt-br/component/madeirasbrasileiras/especieestudada?especieestudadaid=77&Itemid=>>>. Accessed: 2024-04-10.
- 78 IBAMA, I. B. D. M. A. E. D. R. N. R. *Madeiras Tropicais Brasileiras*. Brasília: IBAMA-LPF, 1997. 152 p.
- 79 ZAEHRINGER, J. G.; WAMBUGU, G.; KITEME, B.; ECKERT, S. How do large-scale agricultural investments affect land use and the environment on the western slopes of Mount Kenya? empirical evidence based on small-scale farmers' perceptions and remote sensing. *Journal of Environmental Management*, Elsevier, v. 213, p. 79–89, 2018.
- 80 AYOMPE, L. M.; SCHAAFSMA, M.; EGOH, B. N. Towards sustainable palm oil production: The positive and negative impacts on ecosystem services and human wellbeing. *Journal of Cleaner Production*, Elsevier, v. 278, p. 123914, 2021.
- 81 NASUTION, A. P.; WIBOWO, E. A.; RAMDANI, R.; ROFIQAH, T. Urgency of environmental management system implementation on oil palm plantation management policies in North Sumatra. *Journal of Social Transformation and Regional Development*, v. 3, n. 1, p. 1–6, 2021.
- 82 SILVA, J. C. G. da; ALVES, J. L. F.; GALDINO, W. V. de A.; ANDERSEN, S. L. F.; SENA, R. F. de. Pyrolysis kinetic evaluation by single-step for waste wood from reforestation. *Waste Management*, Elsevier, v. 72, p. 265–273, 2018.
- 83 TROCHU, J.; CHAABANE, A.; OUHIMMOU, M. Reverse logistics network redesign under uncertainty for wood waste in the CRD industry. *Resources, Conservation and Recycling*, Elsevier, v. 128, p. 32–47, 2018.
- 84 DUAN, N.; LI, D.; WANG, P.; MA, W.; WENGA, T.; ZHONG, L.; CHEN, G. Comparative study of municipal solid waste disposal in three Chinese representative cities. *Journal of Cleaner Production*, Elsevier, v. 254, p. 120134, 2020.
- 85 KIM, J.-Y.; OH, S.; PARK, Y.-K. Overview of biochar production from preservative-treated wood with detailed analysis of biochar characteristics, heavy metals behaviors, and their ecotoxicity. *Journal of Hazardous Materials*, Elsevier, v. 384, p. 121356, 2020.

- 86 GAMA, D. C.; FERREIRA, R. A.; JESUS, J. B. de. Establishment of native forest species in recovery planting of riparian forest in the piauitinga river, sergipe, brazil. *Floresta*, v. 50, n. 2, p. 1325–1334, 2020.
- 87 TAMANNA, K.; RAMAN, S. N.; JAMIL, M.; HAMID, R. Utilization of wood waste ash in construction technology: A review. *Construction and Building Materials*, Elsevier, v. 237, p. 117654, 2020.
- 88 ABRAF. *Anuário Estatístico da ABRAF. Associação Brasileira de Produtores de Florestas Plantadas*. 2013. Tech. Rep., Ano base 2012.
- 89 LIM, H. Y.; YUSUP, S.; LOY, A. C. M.; SAMSURI, S.; HO, S. S. K.; MANAF, A. S. A.; LAM, S. S.; CHIN, B. L. F.; ACDA, M. N.; UNREAN, P. et al. Review on conversion of lignin waste into value-added resources in tropical countries. *Waste and Biomass Valorization*, Springer, v. 12, p. 5285–5302, 2021.
- 90 MELO, L. E. d. L.; SILVA, C. d. J.; LOPES, K. V.; BRITO, P. G. M. d.; SANTOS, I. S. Resíduos de serraria no estado do Pará: caracterização, quantificação e utilização adequada. *Floresta e Ambiente*, SciELO Brasil, v. 19, n. 1, p. 113–116, 2012.
- 91 BACCA-ACOSTA, P. P.; ZULUAGA-PELÁEZ, J. J.; CASTAÑO-COLORADO, A.; ARDILA-FERNÁNDEZ, A. F. Potencial de crecimiento de carapa guianensis (aubl.) en tumaco, colombia. *Revista Chapingo Serie Ciencias Forestales y del Ambiente*, v. 27, n. 3, p. 401–412, jul. 2021. Disponível em: <<https://revistas.chapingo.mx/forestales/article/view/r.rchscfa.2020.09.062>>.
- 92 HIRANOBE, C. T.; GOMES, A. S.; PAIVA, F. F.; TOLOSA, G. R.; PAIM, L. L.; DOGNANI, G.; CARDIM, G. P.; CARDIM, H. P.; SANTOS, R. J. dos; CABRERA, F. C. Sugarcane bagasse: Challenges and opportunities for waste recycling. *Clean Technologies*, MDPI, v. 6, n. 2, p. 662–699, 2024.
- 93 KOZAK, P. A.; CORTEZ, A. M.; SCHIRMER, W. N.; CALDEIRA, M. V. W.; BALBINOT, R. Identificação, quantificação e classificação dos resíduos sólidos de uma fábrica de móveis. *Revista Acadêmica Ciência Animal*, v. 6, n. 2, p. 203–212, 2008.
- 94 WU, Y.; LI, Y.; ZHANG, X. The future of graphene: Preparation from biomass waste and sports applications. *Molecules*, MDPI, v. 29, n. 8, p. 1825, 2024.
- 95 VIJEATA, A.; CHAUDHARY, G. R.; CHAUDHARY, S.; IBRAHIM, A. A.; UMAR, A. Recent advancements and prospects in carbon-based nanomaterials derived from biomass for environmental remediation applications. *Chemosphere*, Elsevier, p. 141935, 2024.
- 96 SHOUDHO, K. N.; KHAN, T. H.; ARA, U. R.; KHAN, M. R.; SHAWON, Z. B. Z.; HOQUE, M. E. Biochar in global carbon cycle: Towards sustainable development goals. *Current Research in Green and Sustainable Chemistry*, Elsevier, p. 100409, 2024.
- 97 FREITAS, M.; SILVA, L. P. da; RODRIGUES, P. M.; SILVA, J. Esteves da. Sustainable technological applications of green carbon materials. *Sustainable Chemistry*, MDPI, v. 5, n. 2, p. 81–97, 2024.
- 98 KHAN, N. R.; RASHID, A. B. Carbon-based nanomaterials: A paradigm shift in biofuel synthesis and processing for a sustainable energy future. *Energy Conversion and Management: X*, Elsevier, p. 100590, 2024.

- 99 CHEN, Z.; JIANG, X.; BOYJOO, Y.; ZHANG, L.; LI, W.; ZHAO, L.; LIU, Y.; ZHANG, Y.; LIU, J.; LI, X. Nanoporous carbon materials derived from biomass precursors: Sustainable materials for energy conversion and storage. *Electrochemical Energy Reviews*, Springer, v. 7, n. 1, p. 26, 2024.
- 100 NEZAFAT, Z.; DONG, Y.; NASROLLAHZADEH, M.; SHAFIEI, N.; GHAROUBI, H.; JAVANSHIR, S. Recent progresses in energy conversion and storage of agricultural waste-derived (carbon/nano) materials: A review. *Green Chemistry*, Royal Society of Chemistry, 2024.
- 101 GEIM, A. K.; NOVOSELOV, K. S. The rise of graphene. *Nature materials*, Nature Publishing Group, v. 6, n. 3, p. 183–191, 2007.
- 102 AVOURIS, P.; DIMITRAKOPOULOS, C. Graphene: synthesis and applications. *Materials today*, Elsevier, v. 15, n. 3, p. 86–97, 2012.
- 103 MADURANI, K. A.; SUPRAPTO, S.; MACHRITA, N. I.; BAHAR, S. L.; ILLIYA, W.; KURNIAWAN, F. Progress in graphene synthesis and its application: history, challenge and the future outlook for research and industry. *ECS Journal of Solid State Science and Technology*, IOP Publishing, v. 9, n. 9, p. 093013, 2020.
- 104 KAMEDULSKI, P.; LUKASZEWICZ, J. P.; WITCZAK, L.; SZROEDER, P.; ZIOL-KOWSKI, P. The importance of structural factors for the electrochemical performance of graphene/carbon nanotube/melamine powders towards the catalytic activity of oxygen reduction reaction. *Materials*, MDPI, v. 14, n. 9, p. 2448, 2021.
- 105 GUPTA, B. D.; PATHAK, A.; SEMWAL, V. Carbon-based nanomaterials for plasmonic sensors: A review. *Sensors*, v. 19, n. 16, 2019. ISSN 1424-8220. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/1424-8220/19/16/3536>>.
- 106 DíEZ-PASCUAL, A. M. Carbon-based nanomaterials. *International Journal of Molecular Sciences*, v. 22, n. 14, 2021. ISSN 1422-0067. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/1422-0067/22/14/7726>>.
- 107 RAO, N.; SINGH, R.; BASHAMBU, L. Carbon-based nanomaterials: Synthesis and prospective applications. *Materials Today: Proceedings*, v. 44, p. 608–614, 2021. ISSN 2214-7853. International Conference on Materials, Processing Characterization. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S221478532038216X>>.
- 108 PAN, H.; HU, Y.-S.; CHEN, L. Room-temperature stationary sodium-ion batteries for large-scale electric energy storage. *Energy & Environmental Science*, Royal Society of Chemistry, v. 6, n. 8, p. 2338–2360, 2013.
- 109 ALI, Z.; YAQOOB, S.; YU, J.; D'AMORE, A. Critical review on the characterization, preparation, and enhanced mechanical, thermal, and electrical properties of carbon nanotubes and their hybrid filler polymer composites for various applications. *Composites Part C: Open Access*, v. 13, p. 100434, 2024. ISSN 2666-6820. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2666682024000057>>.
- 110 DAS, A.; VICHARE, S.; BASU, S. Unique characteristics of electrochemically exfoliated multidimensional graphene and its derivatives. In: _____. *Electrochemical Exfoliation of Graphene and Its Derivatives: Commercial Applications*. Singapore: Springer

- Nature Singapore, 2024. p. 183–216. ISBN 978-981-97-2128-3. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/978-981-97-2128-3_7>.
- 111 FASOLINO, A.; LOS, J.; KATSNELSON, M. I. Intrinsic ripples in graphene. *Nature materials*, Nature Publishing Group UK London, v. 6, n. 11, p. 858–861, 2007.
- 112 LI, G.; LUICAN, A.; ANDREI, E. Y. Scanning tunneling spectroscopy of graphene on graphite. *Physical review letters*, APS, v. 102, n. 17, p. 176804, 2009.
- 113 BENFRIDJA, I.; DIAHAM, S.; KENNEDY, T. Graphene/polymer nanocomposites for electrical applications. *Chemical Physics of Polymer Nanocomposites: Processing, Morphology, Structure, Thermodynamics, Rheology*, Wiley Online Library, v. 30, p. 955–989, 2024.
- 114 LEE, C.; WEI, X.; KYSAR, J. W.; HONE, J. Measurement of the elastic properties and intrinsic strength of monolayer graphene. *science*, American Association for the Advancement of Science, v. 321, n. 5887, p. 385–388, 2008.
- 115 SHANG, H.; WANG, W. Hypervelocity impact properties of graphene armor via molecular dynamics simulations. In: EDP SCIENCES. *EPJ Web of Conferences*. [S.l.], 2012. v. 26, p. 04027.
- 116 ATTIA, N.; ZAKRIA, A.; NOUR, M.; Abd El-Ghany, N.; ELASHERY, S. Rational strategy for construction of multifunctional coatings for achieving high fire safety, antibacterial, uv protection and electrical conductivity functions of textile fabrics. *Materials Today Sustainability*, v. 23, p. 100450, 2023. ISSN 2589-2347. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2589234723001367>>.
- 117 CHEN, J.-H.; JANG, C.; XIAO, S.; ISHIGAMI, M.; FUHRER, M. S. Intrinsic and extrinsic performance limits of graphene devices on sio₂. *Nature nanotechnology*, Nature Publishing Group UK London, v. 3, n. 4, p. 206–209, 2008.
- 118 NOVOSELOV, K. S.; GEIM, A. K.; MOROZOV, S. V.; JIANG, D.; KATSNELSON, M. I.; GRIGORIEVA, I. V.; DUBONOS, S. V.; FIRSOV, A. A. Two-dimensional gas of massless dirac fermions in graphene. *nature*, Nature Publishing Group UK London, v. 438, n. 7065, p. 197–200, 2005.
- 119 WATSON, H. F.-Y. *Graphene Modulators for Silicon Photonic Optical Links*. Tese (PhD Dissertation) — University of Cambridge, Cambridge, UK, September 2020.
- 120 LUAN, C. *High-Speed Integrated Graphene-Silicon Electro-Optic Modulator*. Tese (PhD Dissertation) — Technical University of Denmark, Denmark, 2022. Disponível em: <<https://orbit.dtu.dk/en/publications/fcb20b8c-fb1e-4c69-ac11-89700f7de2ce>>.
- 121 NAIR, R. R.; BLAKE, P.; GRIGORENKO, A. N.; NOVOSELOV, K. S.; BOOTH, T. J.; STAUBER, T.; PERES, N. M.; GEIM, A. K. Fine structure constant defines visual transparency of graphene. *science*, American Association for the Advancement of Science, v. 320, n. 5881, p. 1308–1308, 2008.
- 122 BAE, S.; KIM, H.; LEE, Y.; XU, X.; PARK, J.-S.; ZHENG, Y.; BALAKRISHNAN, J.; LEI, T.; KIM, H. R.; SONG, Y. I. et al. Roll-to-roll production of 30-inch graphene films for transparent electrodes. *Nature nanotechnology*, Nature Publishing Group, v. 5, n. 8, p. 574–578, 2010.

- 123 SINGH, S.; NUMAN, A.; CINTI, S. Point-of-care for evaluating antimicrobial resistance through the adoption of functional materials. *Analytical Chemistry*, ACS Publications, v. 94, n. 1, p. 26–40, 2021.
- 124 PUMERA, M.; SOFER, Z. Towards stoichiometric analogues of graphene: graphane, fluorographene, graphol, graphene acid and others. *Chemical Society Reviews*, Royal Society of Chemistry, v. 46, n. 15, p. 4450–4463, 2017.
- 125 CHEN, D.; FENG, H.; LI, J. Graphene oxide: preparation, functionalization, and electrochemical applications. *Chemical reviews*, ACS Publications, v. 112, n. 11, p. 6027–6053, 2012.
- 126 WIENCH, P.; GONZÁLEZ, Z.; GRYGLEWICZ, S.; MENÉNDEZ, R.; GRYGLEWICZ, G. Enhanced performance of pyrrolic n-doped reduced graphene oxide-modified glassy carbon electrodes for dopamine sensing. *Journal of Electroanalytical Chemistry*, v. 852, p. 113547, 2019. ISSN 1572-6657. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S157266571930815X>>.
- 127 BECERRIL, H. A.; MAO, J.; LIU, Z.; STOLTENBERG, R. M.; BAO, Z.; CHEN, Y. Evaluation of solution-processed reduced graphene oxide films as transparent conductors. *ACS nano*, ACS Publications, v. 2, n. 3, p. 463–470, 2008.
- 128 PEI, S.; CHENG, H.-M. The reduction of graphene oxide. *Carbon*, Elsevier, v. 50, n. 9, p. 3210–3228, 2012.
- 129 LIU, X.; YANG, Q. Molecular dynamic simulation of mechanical behaviour of rgo produced by thermal reduction method. *Micro & Nano Letters*, Wiley Online Library, v. 12, n. 9, p. 638–642, 2017.
- 130 NATHABUMROONG, S.; CHANLEK, N.; SAREEIN, T.; CHONGSEREECHAROEN, E.; PAKAWANIT, P.; POOCHAI, C.; EKNAPAKUL, T.; SRIPRACHUABWONG, C.; NAKAJIMA, H.; THANGDEE, P.; LOMAS, T.; RUJIRAWAT, S.; SONGSIRIRITTHIGUL, P.; MANYUM, P.; TUANTRANONT, A.; YIMNIRUN, R. Comparative study on the structural and electrochemical properties of nitrogen-doped and nitrogen and sulfur co-doped reduced graphene oxide electrode prepared by hydrothermal technique. *Radiation Physics and Chemistry*, v. 208, p. 110887, 2023. ISSN 0969-806X. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0969806X23001329>>.
- 131 TANG, J.; LIANG, N.; WANG, L.; LI, J.; TIAN, G.; ZHANG, D.; FENG, S.; YUE, H. Three-dimensional nitrogen-doped reduced graphene oxide aerogel decorated with ni nanoparticles with tunable and unique microwave absorption. *Carbon*, v. 152, p. 575–586, 2019. ISSN 0008-6223. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0008622319306232>>.
- 132 ZHANG, S.; ZHANG, G.; ZHENG, L.; LIU, Z.; WANG, B.; WU, H.; HE, Z.; JIN, Z.; WANG, G. High-performance near-infrared photodetector by integration of pbs quantum dots with 3d-graphene. *IEEE Electron Device Letters*, IEEE, v. 44, n. 8, p. 1240–1243, 2023.
- 133 DENIS, P. A. Band gap opening of monolayer and bilayer graphene doped with aluminium, silicon, phosphorus, and sulfur. *Chemical Physics Letters*, Elsevier, v. 492, n. 4-6, p. 251–257, 2010.

- 134 MURUGESAN, B.; PANDIYAN, N.; ARUMUGAM, M.; VEERASINGAM, M.; SONAMUTHU, J.; JEYARAMAN, A. R.; SAMAYANAN, S.; MAHALINGAM, S. Two dimensional graphene oxides converted to three dimensional p, n, f and b, n, f tri-doped graphene by ionic liquid for efficient catalytic performance. *Carbon*, v. 151, p. 53–67, 2019. ISSN 0008-6223. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0008622319305330>>.
- 135 KUMAR, A.; SHARMA, K.; DIXIT, A. R. A review on the mechanical properties of polymer composites reinforced by carbon nanotubes and graphene. *Carbon letters*, Springer, v. 31, n. 2, p. 149–165, 2021.
- 136 EDWARDS, R. S.; COLEMAN, K. S. Graphene synthesis: relationship to applications. *Nanoscale*, Royal Society of Chemistry, v. 5, n. 1, p. 38–51, 2013.
- 137 WEHLING, T.; NOVOSELOV, K.; MOROZOV, S.; VDOVIN, E.; KATSNELSON, M.; GEIM, A.; LICHTENSTEIN, A. Molecular doping of graphene. *Nano letters*, ACS Publications, v. 8, n. 1, p. 173–177, 2008.
- 138 TIAN, W.; LIU, X.; YU, W. Research progress of gas sensor based on graphene and its derivatives: A review. *Applied Sciences*, MDPI, v. 8, n. 7, p. 1118, 2018.
- 139 LAND, T.; MICHELY, T.; BEHM, R.; HEMMINGER, J.; COMSA, G. Stm investigation of single layer graphite structures produced on pt (111) by hydrocarbon decomposition. *Surface science*, Elsevier, v. 264, n. 3, p. 261–270, 1992.
- 140 SUK, J. W.; KITT, A.; MAGNUSON, C. W.; HAO, Y.; AHMED, S.; AN, J.; SWAN, A. K.; GOLDBERG, B. B.; RUOFF, R. S. Transfer of cvd-grown monolayer graphene onto arbitrary substrates. *ACS nano*, ACS Publications, v. 5, n. 9, p. 6916–6924, 2011.
- 141 GEIM, A. K. Graphene: status and prospects. *science*, American Association for the Advancement of Science, v. 324, n. 5934, p. 1530–1534, 2009.
- 142 NOVOSELOV, K. S.; GEIM, A. K.; MOROZOV, S. V.; JIANG, D.-e.; ZHANG, Y.; DUBONOS, S. V.; GRIGORIEVA, I. V.; FIRSOV, A. A. Electric field effect in atomically thin carbon films. *science*, American Association for the Advancement of Science, v. 306, n. 5696, p. 666–669, 2004.
- 143 YI, M.; SHEN, Z. A review on mechanical exfoliation for the scalable production of graphene. *Journal of Materials Chemistry A*, Royal Society of Chemistry, v. 3, n. 22, p. 11700–11715, 2015.
- 144 SAEED, M.; ALSHAMMARI, Y.; MAJEED, S. A.; AL-NASRALLAH, E. Chemical vapour deposition of graphene—synthesis, characterisation, and applications: A review. *Molecules*, MDPI, v. 25, n. 17, p. 3856, 2020.
- 145 LOSURDO, M.; GIANREGGARIO, M. M.; CAPEZZUTO, P.; BRUNO, G. Graphene cvd growth on copper and nickel: role of hydrogen in kinetics and structure. *Physical Chemistry Chemical Physics*, Royal Society of Chemistry, v. 13, n. 46, p. 20836–20843, 2011.
- 146 JR, W. S. H.; OFFEMAN, R. E. Preparation of graphitic oxide. *Journal of the american chemical society*, ACS Publications, v. 80, n. 6, p. 1339–1339, 1958.

- 147 MANORATNE, C.; ROSA, S.; KOTTEGODA, I. Xrd-hita, uv visible, ftir and sem interpretation of reduced graphene oxide synthesized from high purity vein graphite. *Mater. Sci. Res. India*, v. 14, n. 1, p. 19–30, 2017.
- 148 REN, S.; RONG, P.; YU, Q. Preparations, properties and applications of graphene in functional devices: A concise review. *Ceramics International*, Elsevier, v. 44, n. 11, p. 11940–11955, 2018.
- 149 HASS, J.; VARCHON, F.; MILLAN-OTOYA, J.-E.; SPRINKLE, M.; SHARMA, N.; HEER, W. A. de; BERGER, C.; FIRST, . f. P.; MAGAUD, L.; CONRAD, E. H. Why multilayer graphene on 4 h-sic (000 1⁻) behaves like<? format?> a single sheet of graphene. *Physical review letters*, APS, v. 100, n. 12, p. 125504, 2008.
- 150 VIROJANADARA, C.; SYVÄJARVI, M.; YAKIMOVA, R.; JOHANSSON, L.; ZAKHAROV, A.; BALASUBRAMANIAN, T. Homogeneous large-area graphene layer growth on 6 h-sic (0001). *Physical Review B—Condensed Matter and Materials Physics*, APS, v. 78, n. 24, p. 245403, 2008.
- 151 CHEN, S.; BAI, Q.; WANG, H.; DOU, Y.; GUO, W. Controlled growth of large-area monolayer graphene on ni (110) facet: Insight from molecular dynamics simulation. *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*, Elsevier, v. 144, p. 115465, 2022.
- 152 HACKER, M. C.; KRIEGHOFF, J.; MIKOS, A. G. Synthetic polymers. In: *Principles of regenerative medicine*. [S.l.]: Elsevier, 2019. p. 559–590.
- 153 MOHANTY, A. K.; WU, F.; MINCHEVA, R.; HAKKARAINEN, M.; RAQUEZ, J.-M.; MIELEWSKI, D. F.; NARAYAN, R.; NETRAVALI, A. N.; MISRA, M. Sustainable polymers. *Nature Reviews Methods Primers*, Nature Publishing Group UK London, v. 2, n. 1, p. 46, 2022.
- 154 WANG, H.-M.; YUAN, T.-Q.; SONG, G.-Y.; SUN, R.-C. Advanced and versatile lignin-derived biodegradable composite film materials toward a sustainable world. *Green Chemistry*, Royal Society of Chemistry, v. 23, n. 11, p. 3790–3817, 2021.
- 155 ZHONG, R.; LUAN, Z.; YAN, S.; CUI, Q.; ZHU, F.; QI, Q.; WANG, Q. Advanced biodegradable thermoplastic elastomer/reduced graphene oxide nanocomposites by in situ compositing process. *Polymer Composites*, Wiley Online Library, v. 44, n. 6, p. 3500–3508, 2023.
- 156 CHANDRA, R.; RUSTGI, R. Biodegradable polymers. *Progress in polymer science*, Elsevier, v. 23, n. 7, p. 1273–1335, 1998.
- 157 LEONE, G.; ZANCHIN, G.; GIROLAMO, R. D.; STEFANO, F. D.; LORBER, C.; ROSA, C. D.; RICCI, G.; BERTINI, F. Semibatch terpolymerization of ethylene, propylene, and 5-ethylidene-2-norbornene: heterogeneous high-ethylene epdm thermoplastic elastomers. *Macromolecules*, ACS Publications, v. 53, n. 14, p. 5881–5894, 2020.
- 158 WANG, W.; LU, W.; GOODWIN, A.; WANG, H.; YIN, P.; KANG, N.-G.; HONG, K.; MAYES, J. W. Recent advances in thermoplastic elastomers from living polymerizations: Macromolecular architectures and supramolecular chemistry. *Progress in polymer science*, Elsevier, v. 95, p. 1–31, 2019.

- 159 MORICI, E.; DINTCHEVA, N. T. Recycling of thermoset materials and thermoset-based composites: challenge and opportunity. *Polymers*, MDPI, v. 14, n. 19, p. 4153, 2022.
- 160 EVANS, A. M.; STRAUSS, M. J.; CORCOS, A. R.; HIRANI, Z.; JI, W.; HAMACHI, L. S.; AGUILAR-ENRIQUEZ, X.; CHAVEZ, A. D.; SMITH, B. J.; DICHTEL, W. R. Two-dimensional polymers and polymerizations. *Chemical Reviews*, ACS Publications, v. 122, n. 1, p. 442–564, 2021.
- 161 CHIONG, J. A.; TRAN, H.; LIN, Y.; ZHENG, Y.; BAO, Z. Integrating emerging polymer chemistries for the advancement of recyclable, biodegradable, and biocompatible electronics. *Advanced Science*, Wiley Online Library, v. 8, n. 14, p. 2101233, 2021.
- 162 ADHIKARI, M.; ORASUGH, J. T.; CHATTOPADHYAY, D. Biomedical application of polymer-graphene composites. In: *Polymer Nanocomposites Containing Graphene*. [S.l.]: Elsevier, 2022. p. 507–535.
- 163 WANG, S.; URBAN, M. W. Self-healing polymers. *Nature Reviews Materials*, Nature Publishing Group, v. 5, n. 8, p. 562–583, 2020.
- 164 SASTRI, V. R. Other polymers: Styrenics, silicones, thermoplastic elastomers, biopolymers, and thermosets. *Plastics in Medical Devices-Properties, Requirements, and Applications, 2nd edition ed.*, Elsevier Inc., Waltham, USA, p. 215–261, 2014.
- 165 MIRABEDINI, A.; ANG, A.; NIKZAD, M.; FOX, B.; LAU, K.-T.; HAMEED, N. Evolving strategies for producing multiscale graphene-enhanced fiber-reinforced polymer composites for smart structural applications. *Advanced Science*, Wiley Online Library, v. 7, n. 11, p. 1903501, 2020.
- 166 LASHKARI, P.; DIVIGALPITIYA, R.; HRYMAK, A. N. Thermoset/graphene polymer composites—a review of processing and properties. *The Canadian Journal of Chemical Engineering*, Wiley Online Library, v. 101, n. 9, p. 5045–5058, 2023.
- 167 GUL, S.; AWAIS, M.; JABEEN, S.; FAROOQ, M. et al. Recent trends in preparation and applications of biodegradable polymer composites. *Journal of Renewable Materials*, Tech Science Press, v. 8, n. 10, p. 1305–1326, 2020.
- 168 LAWAL, A. T. Recent progress in graphene based polymer nanocomposites. *Cogent Chemistry*, Taylor & Francis, v. 6, n. 1, p. 1833476, 2020.
- 169 CHAWLA, K. *Composite materials: science and engineering*. [S.l.]: Springer, 2012. v. 1.
- 170 MOSTOVOY, A.; SHCHERBAKOV, A.; YAKOVLEV, A.; ARZAMASTSEV, S.; LOPUKHOVA, M. Reinforced epoxy composites modified with functionalized graphene oxide. *Polymers*, MDPI, v. 14, n. 2, p. 338, 2022.
- 171 MULQUEEN, D. W.; SATTAR, S.; KRAVCHENKO, O. G. Mechanical and thermal properties of carbon fiber epoxy composite with interlaminar graphene at elevated temperature. *Composites Part B: Engineering*, Elsevier, v. 255, p. 110609, 2023.

- 172 YAZMAN, Ş.; UYANER, M.; KARABÖRK, F.; AKDEMİR, A. Effects of nano reinforcing/matrix interaction on chemical, thermal and mechanical properties of epoxy nanocomposites. *Journal of Composite Materials*, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 55, n. 28, p. 4257–4272, 2021.
- 173 BIAŁKOWSKA, A.; BAKAR, M.; KUCHARCZYK, W.; ZARZYKA, I. Hybrid epoxy nanocomposites: improvement in mechanical properties and toughening mechanisms—a review. *Polymers*, MDPI, v. 15, n. 6, p. 1398, 2023.
- 174 MISHRA, B.; MISHRA, D.; PANDA, P. et al. An experimental investigation of the effects of reinforcement of graphene fillers on mechanical properties of bi-directional glass/epoxy composite. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 33, p. 5429–5441, 2020.
- 175 PROTYAI, M. I. H.; ADIB, F. M.; TAHER, T. I.; KARIM, M. R.; RASHID, A. B. Performance evaluation of kevlar fiber reinforced epoxy composite by depositing graphene/sic/al₂o₃ nanoparticles. *Hybrid Advances*, Elsevier, v. 6, p. 100245, 2024.
- 176 TARAWNEH, M. A.; SARAIREH, S. A.; CHEN, R. S.; AHMAD, S. H.; AL-TARAWNI, M. A. M.; YU, L. J.; ALSOBHI, B. O.; HUI, D. Mechanical reinforcement with enhanced electrical and heat conduction of epoxy resin by polyaniline and graphene nanoplatelets. *Nanotechnology Reviews*, v. 9, n. 1, p. 1550–1561, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1515/ntrev-2020-0118>>.
- 177 GüLER Ömer; BAĞCI, N. A short review on mechanical properties of graphene reinforced metal matrix composites. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, n. 3, p. 6808–6833, 2020. ISSN 2238-7854. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785419312852>>.
- 178 SHARMA, A. K.; BHANDARI, R.; AHERWAR, A.; RIMAŠAUSKIENÈ, R. Matrix materials used in composites: A comprehensive study. *Materials Today: Proceedings*, v. 21, p. 1559–1562, 2020. ISSN 2214-7853. International Conference on Mechanical and Energy Technologies. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785319337691>>.
- 179 TABANDEH-KHORSHID, M.; Ajay Kumar; OMRANI, E.; KIM, C.; ROHATGI, P. Synthesis, characterization, and properties of graphene reinforced metal-matrix nanocomposites. *Composites Part B: Engineering*, v. 183, p. 107664, 2020. ISSN 1359-8368. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359836819306407>>.
- 180 CHEN, D.; LI, J.; SUN, K.; FAN, J. Graphene-reinforced metal matrix composites: fabrication, properties, and challenges. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 125, n. 7, p. 2925–2965, April 2023. ISSN 1433-3015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s00170-023-10886-4>>.
- 181 POURMAND, N. S.; ASGHARZADEH, H. Aluminum matrix composites reinforced with graphene: A review on production, microstructure, and properties. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, Taylor & Francis, v. 45, n. 4, p. 289–337, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1080/10408436.2019.1632792>>.
- 182 NASEER FAIZ AHMAD, M. A. B. H. G. W. S. W. H.-N. M. M. R. R. A.; GERMAN, R. M. A review of processing techniques for graphene-reinforced metal matrix composites. *Materials and Manufacturing Processes*, Taylor & Francis, v. 34, n. 9, p. 957–985, 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1080/10426914.2019.1615080>>.

- 183 ZHOU, B.-Y.; FAN, S.-J.; FAN, Y.-C.; ZHENG, Q.; ZHANG, X.; JIANG, W.; WANG, L.-J. Recent progress in ceramic matrix composites reinforced with graphene nanoplatelets. *Rare Metals*, v. 39, n. 5, p. 513–528, May 2020. ISSN 1867-7185. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s12598-019-01306-2>>.
- 184 OKUMUŞ, M.; BÜLBÜL, B. Study of microstructural, mechanical, thermal and tribological properties of graphene oxide reinforced al–10ni metal matrix composites prepared by mechanical alloying method. *Wear*, v. 510-511, p. 204511, 2022. ISSN 0043-1648. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S004316482200268X>>.
- 185 DONG, L.; XIAO, B.; JIN, L.; LU, J.; LIU, Y.; FU, Y.; ZHAO, Y.; WU, G.; ZHANG, Y. Mechanisms of simultaneously enhanced strength and ductility of titanium matrix composites reinforced with nanosheets of graphene oxides. *Ceramics International*, v. 45, n. 15, p. 19370–19379, 2019. ISSN 0272-8842. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0272884219316906>>.
- 186 FARUK, O.; BLEDZKI, A. K.; FINK, H. P.; SAIN, M. Progress report on natural fiber reinforced composites. *Macromolecular Materials and Engineering*, v. 299, 2014.
- 187 WU, S.; SIKDAR, P.; BHAT, G. S. Recent progress in developing ballistic and anti-impact materials: Nanotechnology and main approaches. *Defence Technology*, v. 21, p. 33–61, 2023. ISSN 2214-9147. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214914722001386>>.
- 188 COSTA, U. O.; NASCIMENTO, L. F. C.; BEZERRA, W. B. A.; NEVES, P. P.; HUAMAN, N. R. C.; MONTEIRO, S. N.; PINHEIRO, W. A. Dynamic and ballistic performance of graphene oxide functionalized curaua fiber-reinforced epoxy nanocomposites. *Polymers*, v. 14, n. 9, 2022. ISSN 2073-4360. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/2073-4360/14/9/1859>>.
- 189 BHAT, A.; NAVEEN, J.; JAWAID, M.; NORRRAHIM, M.; RASHEDI, A.; KHAN, A. Advancement in fiber reinforced polymer, metal alloys and multi-layered armour systems for ballistic applications – a review. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 15, p. 1300–1317, 2021. ISSN 2238-7854. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785421009753>>.
- 190 SILVA, A. O. da; WEBER, R. P.; MONTEIRO, S. N.; LIMA, A. M.; FARIA, G. S.; SILVA, W. O. da; OLIVEIRA, S. de S. A.; MONSORES, K. G. de C.; PINHEIRO, W. A. Effect of graphene oxide coating on the ballistic performance of aramid fabric. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, n. 2, p. 2267–2278, 2020. ISSN 2238-7854. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785419316151>>.
- 191 SELIM, M. S.; EL-SAFETY, S. A.; SHENASHEN, M. A.; ELMARAKBI, A. Advances in polymer/inorganic nanocomposite fabrics for lightweight and high-strength armor and ballistic-proof materials. *Chemical Engineering Journal*, v. 493, p. 152422, 2024. ISSN 1385-8947. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1385894724039093>>.
- 192 RAJESH, R.; PREETHI, I.; MANASA, P. D.; SENBAGAN, M.; SERALATHAN, S.; HARIRAM, V. Ballistic impact analysis of graphene reinforced kevlar-29 and kevlar-129 laminated composites. *International Journal of Vehicle Structures and*

- Systems (IJVSS)*, v. 13, n. 5, p. 578 – 583, 2021. ISSN 09753060. Disponível em: <<https://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=aph&AN=154913484&lang=pt-br&site=ehost-live>>.
- 193 TêCNICAS, A. A. B. de N. *Sistemas de Blindagem — Proteção Balística: Parte 1: Terminologia*. Rio de Janeiro: ABNT, 2020. 10 p.
- 194 WANG, L.; KANESALINGAM, S.; NAYAK, R.; PADHYE, R. Recent trends in ballistic protection. *Textiles and Light Industrial Science and Technology*, v. 3, 2014.
- 195 MORYE, S.; HINE, P.; DUCKETT, R.; CARR, D.; WARD, I. Modelling of the energy absorption by polymer composites upon ballistic impact. *Composites Science and Technology*, v. 60, p. 2631–2642, 2000.
- 196 D'ALMEIDA, J. R. M.; MENEZES, G. W. d.; MONTEIRO, S. N. Ageing of the dgeba/teta epoxy system with off-stoichiometric compositions. *Materials Research*, v. 6, n. 3, p. 415–420, 2003.
- 197 ASTM INTERNATIONAL. *Standard Specification for Woven Wire Test Sieve Cloth and Test Sieves*. 2023. ASTM E11-23. Disponível em: <<https://www.astm.org/standards/e11>>.
- 198 AMERICAN ASSOCIATION OF STATE HIGHWAY AND TRANSPORTATION OFFICIALS. *Standard Specification for Wire-Cloth Sieves for Testing Purposes*. 2023. AASHTO M92-23. Disponível em: <<https://standards.globalspec.com/std/9945518/aashto-m-92>>.
- 199 SANKAR, S.; LEE, H.; JUNG, H.; KIM, A.; AHMED, A.; INAMDAR, A.; KIM, H.; LEE, S.; IM, H.; KIM, D. Ultrathin graphene nanosheets derived from rice husks for sustainable supercapacitor electrodes. *New Journal of Chemistry*, v. 41, n. 22, 2017.
- 200 BECH, N.; JENSEN, P. A.; DAM-JOHANSEN, K. Determining the elemental composition of fuels by bomb calorimetry and the inverse correlation of hhv with elemental composition. *Biomass and Bioenergy*, v. 33, n. 3, p. 534–537, 2009. ISSN 0961-9534. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0961953408001992>>.
- 201 TESTING, A. S. for; MATERIALS. *ASTM D790-17: Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.
- 202 NIJ STANDARD-0101.04.REVISION A. *Ballistic Resistance of Personal Body Armor*. Washington, DC, 2001. 45 p.
- 203 YANG, X.; KANG, K.; QIU, L.; ZHAO, L.; SUN, R. Effects of carbonization conditions on the yield and fixed carbon content of biochar from pruned apple tree branches. *Renewable Energy*, v. 146, p. 1691–1699, 2020. ISSN 0960-1481. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0960148119311681>>.
- 204 WILK, M.; ŚLIZ, M.; GAJEK, M. The effects of hydrothermal carbonization operating parameters on high-value hydrochar derived from beet pulp. *Renewable Energy*, v. 177, p. 216–228, 2021. ISSN 0960-1481. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0960148121007953>>.

- 205 GONZÁLEZ-ARIAS, J.; SÁNCHEZ, M. E.; MARTÍNEZ, E. J.; COVALSKI, C.; ALONSO-SIMÓN, A.; GONZÁLEZ, R.; CARA-JIMÉNEZ, J. Hydrothermal carbonization of olive tree pruning as a sustainable way for improving biomass energy potential: Effect of reaction parameters on fuel properties. *Processes*, v. 8, n. 10, 2020. ISSN 2227-9717. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/2227-9717/8/10/1201>>.
- 206 NAYDENOVA, I.; SANDOV, O.; WESENAUER, F.; LAMINGER, T.; WINTER, F. Pollutants formation during single particle combustion of biomass under fluidized bed conditions: An experimental study. *Fuel*, v. 278, p. 117958, 2020. ISSN 0016-2361. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0016236120309546>>.
- 207 XU, S.; CHEN, J.; PENG, H.; LENG, S.; LI, H.; QU, W.; HU, Y.; LI, H.; JIANG, S.; ZHOU, W.; LENG, L. Effect of biomass type and pyrolysis temperature on nitrogen in biochar, and the comparison with hydrochar. *Fuel*, v. 291, p. 120128, 2021. ISSN 0016-2361. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0016236121000041>>.
- 208 PARK, J. E.; LEE, G. B.; JEONG, C. J.; KIM, H.; KIM, C. G. Determination of relationship between higher heating value and atomic ratio of hydrogen to carbon in spent coffee grounds by hydrothermal carbonization. *Energies*, v. 14, n. 20, 2021. ISSN 1996-1073. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/1996-1073/14/20/6551>>.
- 209 MAGDZIARZ, A.; WILK, M.; WĄDRZYK, M. Pyrolysis of hydrochar derived from biomass – experimental investigation. *Fuel*, v. 267, p. 117246, 2020. ISSN 0016-2361. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0016236120302416>>.
- 210 HANSEN, L. J.; FENDT, S.; SPLIETHOFF, H. Impact of hydrothermal carbonization on combustion properties of residual biomass. *Biomass Conversion and Biorefinery*, Springer, v. 12, n. 7, p. 2541–2552, 2022.
- 211 SANTANA, M. S.; ALVES, R. P.; SANTANA, L. S.; GONÇALVES, M. A.; GUERREIRO, M. C. Structural, inorganic, and adsorptive properties of hydrochars obtained by hydrothermal carbonization of coffee waste. *Journal of Environmental Management*, v. 302, p. 114021, 2022. ISSN 0301-4797. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301479721020831>>.
- 212 MARONEZI, J. F.; GOMES, I. B.; MENEZES, J. M.; BOCALON, S. R.; LOPES, M. E.; COSTA, M. R. F. da; OLIVEIRA, H. C. B. de; PESSANHA, S. A. d. O.; PEREIRA, G. V. de M. Advanced characterization of biochar derived from invasive woody species using complementary spectroscopic techniques. *Water, Air, Soil Pollution*, Springer, v. 234, n. 5, p. 455, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11270-023-06119-9>>.
- 213 GUERREIRO, L. H. H.; BAIA, A. C. F.; ASSUNÇÃO, F. P. d. C.; RODRIGUES, G. d. O.; OLIVEIRA, R. L. e; JUNIOR, S. D.; PEREIRA, A. M.; SOUSA, E. M. P. de; MACHADO, N. T.; CASTRO, D. A. R. de; SANTOS, M. C. Investigation of the adsorption process of biochar açaí (*euterpea oleracea* mart.) seeds produced by pyrolysis. *Energies*, v. 15, n. 17, 2022. ISSN 1996-1073. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/1996-1073/15/17/6234>>.
- 214 YANG, J. et al. Variation of lignocellulosic biomass structure from torrefaction: A critical review. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, ScienceDirect, 2020. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1364032121009722>>.

- 215 ZHANG, L. et al. Influence of the structure and properties of lignocellulose on the physicochemical characteristics of lignocellulose-based residues used as an environmentally friendly material. *Science of The Total Environment*, ScienceDirect, 2021. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0048969721031600>>.
- 216 WANG, H. et al. In-depth comparison of the physicochemical characteristics of bio-char derived from biomass pseudo components: Hemicellulose, cellulose, and lignin. *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis*, ScienceDirect, 2019. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0165237018311744>>.
- 217 ALVAREZ, M. L.; GASCÓ, G.; PALACIOS, T.; PAZ-FERREIRO, J.; MÉNDEZ, A. Fe oxides-biochar composites produced by hydrothermal carbonization and pyrolysis of biomass waste. *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis*, v. 151, p. 104893, 2020.
- 218 PÉREZ, S. P. M.; MAMANI, S. C.; ZAPATA, L. I. V.; PIEDRA, J. L. L.; AYASTA, S. G.; LAFITTE, E. D. R.; ZULOETA, O. C. Influence of rice husk ash (rha) with gypsum and ichu fibers in the processing of geopolymers. *Innovative Infrastructure Solutions*, v. 8, n. 8, p. 211, 2023.
- 219 RODRÍGUEZ-ROMERO, J. A.; MENDOZA-CASTILLO, D. I.; REYNEL-ÁVILA, H. E.; RIO, D. A. de H.-D.; GONZÁLEZ-RODRÍGUEZ, L. M.; BONILLA-PETRICIOLET, A.; CAMACHO-AGUILAR, K. I. Preparation of a new adsorbent for the removal of arsenic and its simulation with artificial neural network-based adsorption models. *Journal of Environmental Chemical Engineering*, v. 8, n. 4, p. 103928, 2020.
- 220 LIN, C.; ZHANG, T.; CHENG, F. Temperature-dependent crystallinity control in carbon nanostructures. *Journal of Applied Physics*, v. 133, n. 11, p. 224501, 2023.
- 221 HUANG, Y.; KIM, H.; PARK, J. Effect of defects in carbon nanomaterials on the electrochemical performance. *Journal of Power Sources*, v. 455, p. 227985, 2020.
- 222 PISKORZ, W. et al. Exploring the role of edges in surface functionalization and stability of plasma-modified carbon materials: Experimental and dft insights. *Applied Surface Science Advances*, 2024.
- 223 YELEUOV, M. et al. The impact of biowaste composition and activated carbon structure on the electrochemical performance of supercapacitors. *Molecules*, 2024.
- 224 CHEN, J.; LI, S.; WU, Z. Influence of structural defects on the performance of carbon-based materials. *Carbon*, v. 186, p. 223–233, 2022.
- 225 RODRIGUEZ, A.; MARTINEZ, F. Balanced structural and functional properties of carbon composites for electrochemical applications. *Electrochimica Acta*, v. 379, p. 138166, 2021.
- 226 RECUM, P. M. *Tailoring of 2D Carbon Materials for Smart Sensing Applications*. Tese (Doutorado) — University of Regensburg, 2024.
- 227 LI, X.; ZENG, L. Amorphization of carbon materials and its impact on adsorption capabilities. *Materials Today Communications*, v. 28, p. 102477, 2021.
- 228 LIU, Y. et al. The fabrication of polyimide-based tunable charge traps ternary memristors doped with ni-co coated carbon composite nanofibers. *Polymers*, 2024.

- 229 XU, Y.; LI, K.; CHEN, D. Influence of structural defects on adsorption in porous carbon materials. *Environmental Science Technology*, v. 53, n. 4, p. 2008–2016, 2019.
- 230 ZHANG Q., . W. L. Surface functionalization and structural transformations in thermally treated carbonaceous materials. *Advanced Functional Materials*, ScienceDirect, v. 31, n. 3, p. 2009485, 2021. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1385894720331946>>.
- 231 GARCIA M., S. L. . A. P. Raman analysis of defect-induced structural changes in carbon materials. *Materials Chemistry and Physics*, v. 259, p. 123467, 2021.
- 232 FERNANDEZ M., R. D. . O. A. High-defect carbon nanostructures for catalytic applications. *Catalysis Science Technology*, v. 10, n. 14, p. 2340–2351, 2020.
- 233 TATAR M., V. L. . R. C. Enhanced functionalization sites in carbon materials with controlled disorder. *Electrochimica Acta*, v. 442, p. 140123, 2023.
- 234 FRANCISCO-FERNÁNDEZ, M.; TARRÍO-SAAVEDRA, J.; NAYA, S.; LÓPEZ-BECEIRO, J.; ARTIAGA, R. Classification of wood using differential thermogravimetric analysis. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, v. 120, p. 541–551, 2015.
- 235 TARRÍO-SAAVEDRA, J.; NAYA, S.; FRANCISCO-FERNÁNDEZ, M.; LÓPEZ-BECEIRO, J.; ARTIAGA, R. Functional nonparametric classification of wood species from thermal data. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, v. 104, p. 87–100, 2011.
- 236 GAITÁN-ALVAREZ, J.; MOYA, R.; PUENTE-URBINA, A.; RODRÍGUEZ-ZÚÑIGA, A. Thermogravimetric, devolatilization rate, and differential scanning calorimetry analyses of biomass of tropical plantation species. *Energies*, v. 11, p. 696, 2018.
- 237 GARCÍA, R.; PIZARRO, C.; LAVÍN, A.; BUENO, J. L. Biomass proximate analysis using thermogravimetry. *Bioresource Technology*, v. 139, p. 1–4, 2013.
- 238 DíEZ, D.; URUEÑA, A.; PINERO, R.; BARRIO, A.; TAMMINEN, T. Determination of hemicellulose, cellulose, and lignin content in biomasses by thermogravimetric analysis and pseudocomponent kinetic model (tga-pkm). *Processes*, v. 8, p. 1048, 2020.
- 239 REZA, M. S.; ISLAM, S. N.; AFROZE, S.; BAKAR, M. S.; SUKRI, R. S.; RAHMAN, S.; AZAD, A. K. Data on ftir, tga – dtg, dsc of invasive pennisetum purpureum grass. *Data in Brief*, v. 30, 2020.
- 240 WU, Z.; YANG, W.; CHEN, L.; MENG, H.; ZHAO, J. Morphology and microstructure of co-pyrolysis char from bituminous coal blended with lignocellulosic biomass: Effects of cellulose, hemicellulose, and lignin. *Applied Thermal Engineering*, 2017. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359431116338807>>.
- 241 CELIKTAS, M. S.; ALPTEKIN, F. M. Conversion of model biomass to carbon-based material with high conductivity by using carbonization. *Energy*, 2019. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0360544219317840>>.
- 242 FALCO, C.; MARCO-LOZAR, J. P.; SALINAS-TORRES, D.; MORALLÓN, E. Tailoring the porosity of chemically activated hydrothermal carbons: Influence of the precursor and hydrothermal carbonization temperature. *Carbon*, 2013. Disponível em: <https://rua.ua.es/dspace/bitstream/10045/38696/3/2013_Falco_et al_Carbon.pdf>.

- 243 HEGDE, S. S.; BHAT, B. R. Biomass waste-derived porous graphitic carbon for high-performance supercapacitors. *Journal of Energy Storage*, 2024. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352152X23032164>>.
- 244 APAYDİN-VAROL, E.; ERÜLKEN, Y. A study on the porosity development for biomass-based carbonaceous materials. *Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers*, 2015. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1876107015000942>>.
- 245 ELAIGWU, S. E.; GREENWAY, G. M. Microwave-assisted and conventional hydrothermal carbonization of lignocellulosic waste material: Comparison of the chemical and structural properties. *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis*, 2016. Disponível em: <<https://hull-repository.worktribe.com/preview/433922/2016-12-21%2012858%20Greenway.pdf>>.
- 246 SEVILLA, M.; DíEZ, N.; FUERTES, A. More sustainable chemical activation strategies for the production of porous carbons. *ChemSusChem*, Wiley Online Library, 2021.
- 247 ALCAÑIZ-MONGE, J.; ROMÁN-MARTÍNEZ, M. Chemical activation of lignocellulosic precursors and residues: what else to consider? *Molecules*, MDPI, v. 27, n. 5, p. 1630, 2022.
- 248 YAKABOYLU, G.; YUMAK, T.; JIANG, C.; ZONDLO, J. Preparation of highly porous carbon through slow oxidative torrefaction, pyrolysis, and chemical activation of lignocellulosic biomass for high-performance. *Energy & Fuels*, ACS Publications, 2019.
- 249 LI, K.; CHEN, W.; YANG, H.; CHEN, Y. Mechanism of biomass activation and ammonia modification for nitrogen-doped porous carbon materials. *Bioresource Technology*, Elsevier, 2019.
- 250 GUO, Z.; HAN, X.; ZHANG, C.; HE, S. Activation of biomass-derived porous carbon for supercapacitors: A review. *Chinese Chemical Letters*, Elsevier, 2024.
- 251 NOR, N.; LAU, L.; LEE, K.; MOHAMED, A. Synthesis of activated carbon from lignocellulosic biomass and its applications in air pollution control—a review. *Journal of Environmental Chemical Engineering*, Elsevier, 2013.
- 252 HAN, J. et al. An effective approach to preparing partially graphitic activated carbon derived from structurally separated pitch pine biomass. *Carbon*, 2017. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0008622317303299>>.
- 253 MONDAL, M. et al. Lignocellulose based bio-waste materials derived activated porous carbon as superior electrode materials for high-performance supercapacitor. *Journal of Energy Storage*, 2021. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352152X2032051X>>.
- 254 RAHMAN, H. A. et al. Physical and chemical properties of the rice straw activated carbon produced from carbonization and koh activation processes. *Sains Malaysiana*, 2020. Disponível em: <<https://core.ac.uk/download/pdf/211003643.pdf>>.
- 255 LIU, X. et al. Porous graphene derived from biomass for advanced energy storage applications. *Nano Energy*, 2017. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211285517305031>>.

- 256 YAN, J. et al. Graphene derived from biomass for environmental and energy applications. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2019. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1002007119302320>>.
- 257 MURAMATSU, H.; KIM, Y. A.; CRUZ-SILVA, R. et al. Rice husk-derived graphene with nano-sized domains and clean edges. *Small*, Wiley Online Library, v. 10, n. 15, p. 2766–2775, 2014.
- 258 XIA, H.; WANG, K.; YANG, S. et al. Formation of graphene flowers during high temperature activation of mesocarbon microbeads with koh. *Microporous and Mesoporous Materials*, Elsevier, v. 230, p. 86–94, 2016.
- 259 LIU, H.; DENG, W.; KANG, T. et al. Potassium hydroxide activated and nitrogen doped graphene with enhanced supercapacitive behavior. *Science of Advanced Materials*, American Scientific Publishers, v. 10, n. 5, p. 713–720, 2018.
- 260 SUN, H.; WANG, S.; LIU, S. Physical and chemical activation of reduced graphene oxide for enhanced adsorption and catalytic oxidation. *Nanoscale*, Royal Society of Chemistry, v. 6, n. 12, p. 7250–7255, 2014.
- 261 YIN, C.; TAO, C.; CAI, F. et al. Effects of activation temperature on the deoxygenation, specific surface area and supercapacitor performance of graphene. *Carbon*, Elsevier, v. 109, p. 695–703, 2016.
- 262 GUPTA, S.; DIMAKIS, N. et al. Graphene-based “hybrid” aerogels with carbon nanotubes: Mesoporous network–functionality promoted defect density and electrochemical activity correlations. *Journal of Applied Physics*, American Institute of Physics, v. 123, n. 12, p. 125107, 2018.
- 263 LIU, H.; XIE, Y.; LIU, J.; MOON, K.; LU, L.; LIN, Z.; YUAN, W. Laser-induced and koh-activated 3d graphene: a flexible activated electrode fabricated via direct laser writing for in-plane micro-supercapacitors. *Chemical Engineering Journal*, v. 415, p. 123–140, 2023.
- 264 XIAO, Y.; LONG, C.; ZHENG, M.; DONG, H.; LEI, B. High-capacity porous carbons prepared by koh activation of activated carbon for supercapacitors. *Chinese Chemical Letters*, v. 25, p. 689–692, 2014.
- 265 GUO, Y.; WANG, Q. Fabrication and characterization of activated carbon from phyllostachys edulis using single-step koh activation with different temperatures. *Processes*, v. 10, p. 1712, 2022.
- 266 NGUYEN, T. T.; HU, X.; LI, Z. Optimization of graphene oxide properties through controlled chemical treatments. *Materials Today Chemistry*, v. 19, p. 100394, 2021.
- 267 WU, S.; CHEN, G.; KIM, N.; NI, K.; ZENG, W.; ZHAO, Y.; TAO, Z. Creating pores on graphene platelets by low-temperature koh activation for enhanced electrochemical performance. *Small*, v. 12, p. 1812–1822, 2016.
- 268 HUANG, Y.; ZHAO, G. Preparation and characterization of activated carbon fibers from liquefied wood by koh activation. *Holzforschung*, v. 70, p. 287–292, 2016.
- 269 ROMANOS, J.; BECKNER, M.; RASH, T.; FIRLEJ, L. Nanospace engineering of koh activated carbon. *Nanotechnology*, v. 23, p. 1234–1245, 2011.

- 270 FU, Y.; ZHANG, N.; SHEN, Y.; GE, X.; CHEN, M. Micro-mesoporous carbons from original and pelletized rice husk via one-step catalytic pyrolysis. *Bioresource Technology*, v. 269, p. 67–73, 2018.
- 271 LIU, B.; LI, H.; MA, X.; CHEN, R.; WANG, S.; LI, L. The synergistic effect of oxygen-containing functional groups on co2 adsorption by the glucose–potassium citrate-derived activated carbon. *RSC Advances*, v. 8, p. 38965–38973, 2018.
- 272 DOCZEKALSKA, B.; BARTKOWIAK, M.; WALISZEWSKA, B.; ORSZULAK, G.; CERAZY-WALISZEWSKA, J.; PNIEWSKI, T. Characterization of chemically activated carbons prepared from miscanthus and switchgrass biomass. *Materials*, v. 13, 2020.
- 273 LIU, Z.; LUO, J.; PENG, Y.; YANG, Y.; ZENG, Z.; LI, L. Preparation of phosphorus-containing porous carbon by direct carbonization for acetone adsorption. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, v. 606, p. 125431, 2020.
- 274 YUNWU, Z.; WANG, J.; LI, D.; LIU, C.; LU, Y.; LIN, X.; ZHENG, Z. Insight into the koh/kmno4 activation mechanism of oxygen-enriched hierarchical porous biochar derived from biomass waste by in-situ pyrolysis for methylene blue enhanced adsorption. *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis*, v. 158, p. 105269, 2021.
- 275 BEDIN, K. C.; MARTINS, A. C.; CAZETTA, A. L.; PEZOTI, O.; ALMEIDA, V. C. Koh-activated carbon prepared from sucrose spherical carbon: Adsorption equilibrium, kinetic and thermodynamic studies for methylene blue removal. *Chemical Engineering Journal*, v. 286, p. 476–484, 2016.
- 276 CHARMAS, B.; WAWRZASZEK, B.; JEDYNAK, K. Effect of pyrolysis temperature and hydrothermal activation on structure, physicochemical, thermal and dye adsorption characteristics of the biocarbons. *Chemphyschem*, 2023.
- 277 PARK, S.; KIM, J. Structural characterization of graphene oxide prepared by modified hummers method. *Journal of Materials Science*, v. 55, n. 12, p. 5000–5012, 2020.
- 278 YAN, T.; ZHAO, L. Enhanced performance of graphene oxide for energy storage applications. *Materials Today Chemistry*, v. 19, p. 100368, 2021.
- 279 HUANG, Z.; ZHOU, P. Xrd and ftir analysis of chemically oxidized graphene derivatives. *Journal of Physical Chemistry C*, v. 127, n. 8, p. 3294–3302, 2023.
- 280 LEE, J.; KWON, H. Oxidation mechanisms in the synthesis of graphene oxide: A comprehensive study. *Carbon*, v. 184, p. 456–465, 2022.
- 281 ZHANG, X.; LI, Y. Analysis of graphene oxide structure via xrd and raman spectroscopy. *Carbon*, v. 175, p. 347–355, 2021.
- 282 NGUYEN, T. T.; VU, C. Characterization of graphene oxide synthesized by hummers method and its application. *Advanced Functional Materials*, v. 31, n. 19, p. 2101245, 2021.
- 283 PARK, S.; LEE, J. Graphene oxide for energy storage: Advances and future perspectives. *Nano Energy*, v. 105, p. 108193, 2024.
- 284 CHEN, Y.; ZHANG, L. Chemical functionalization of carbon materials for energy storage applications. *Journal of Energy Chemistry*, v. 49, p. 112–120, 2020.

- 285 WANG, L.; LI, Z. Functionalized graphene oxide for environmental applications. *Environmental Science & Technology*, v. 56, n. 5, p. 2524–2531, 2022.
- 286 NGUYEN, T. T.; AL. et. Functionalized graphene oxide for environmental and energy applications. *Advanced Functional Materials*, v. 33, n. 5, p. 2300123, 2023.
- 287 JARAMILLO-FIERRO, X.; CUENCA, G. Theoretical and experimental analysis of hydroxyl and epoxy group effects on graphene oxide properties. *Nanomaterials*, MDPI, v. 14, n. 8, p. 714, 2024. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/2079-4991/14/8/714>>.
- 288 POUR, Z.; GHAEMY, M. Polymer grafted graphene oxide for improved dispersion in epoxy resin and enhancement of mechanical properties of nanocomposite. *Composites Science and Technology*, Elsevier, 2016. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0266353816305036>>.
- 289 ALIYEV, E.; FILIZ, V.; KHAN, M.; LEE, Y.; ABETZ, C.; ABETZ, V. Structural characterization of graphene oxide: Surface functional groups and fractionated oxidative debris. *Nanomaterials*, MDPI, v. 9, n. 8, p. 1180, 2019. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/2079-4991/9/8/1180>>.
- 290 BRUSKO, V.; KHANNANOV, A.; RAKHMATULLIN, A.; DIMIEV, A. Unraveling the infrared spectrum of graphene oxide. *Carbon*, Elsevier, 2024. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0008622324007267>>.
- 291 SUHAIMIN, N.; HANIFAH, M.; AZHAR, M.; JAAFAR, J. The evolution of oxygen-functional groups of graphene oxide as a function of oxidation degree. *Materials Chemistry and Physics*, Elsevier, 2022. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0254058421014127>>.
- 292 KHINE, Y.; WEN, X.; JIN, X.; FOLLER, T.; JOSHI, R. Functional groups in graphene oxide. *Physical Chemistry Chemical Physics*, RSC, 2022. Disponível em: <<https://pubs.rsc.org/en/content/articlehtml/2022/cp/d2cp04082d>>.
- 293 GUO, Y.; BAO, C.; SONG, L.; YUAN, B.; HU, Y. In situ polymerization of graphene oxide into epoxy resin. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, ACS Publications, 2011. Disponível em: <<https://pubs.acs.org/doi/abs/10.1021/ie200152x>>.
- 294 ZENG, M.; HUANG, Y.; CHEN, Y. et al. Understanding the effects of carboxylated groups of functionalized graphene oxide on interactions of benzoxazine polymers. *RSC Advances*, RSC, 2016. Disponível em: <<https://pubs.rsc.org/en/content/articlehtml/2016/ra/c5ra28016h>>.
- 295 ARRIETA, A.; ROSA, Y. Nuñez de la; PESTANA, S. Cashew nut shell waste derived graphene oxide. *Molecules*, v. 29, n. 17, p. 4168, 2024. Disponível em: <<https://www.mdpi.com/1420-3049/29/17/4168>>.
- 296 MAKHLOUF, M.; BENMAAMAR, Z.; VILLEMIN, D. Development of graphene oxide nanofluids from recycled graphite: Part i—materials characterization. *Journal of Nanofluids*, v. 13, n. 4, p. 667–676, 2024. Disponível em: <<https://www.ingentaconnect.com/contentone/asp/jon/2024/00000013/00000004/art00008>>.

- 297 MAHMUN, A.; SINGH, S.; DEOGHARE, A. An investigation on purity enhancement through hydrofluoric acid treatment in graphite powder derived from coconut shell. *Diamond and Related Materials*, v. 137, p. 109555, 2024. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925963524005715>>.
- 298 JAIN, B.; DAOUDI, W.; SINGH, A.; PANDEY, G. Graphene-based nanocomposites enhanced fenton process for azo dye degradation. *Nano-Structures & Nano-Objects*, v. 31, p. 100967, 2024. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352507X24002415>>.
- 299 SINGH, V.; SAMANTA, S. Graphene oxide-zinc oxide nanocomposite for enhanced photocatalytic degradation of azithromycin under normal sunlight. *Journal of Environmental Management*, v. 329, p. 118034, 2024. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S030147972402557X>>.
- 300 ÜNLÜ, ; HÜRKAN, K. Graphene-based nanomaterial synthesis, characterization, and applications. In: BACHHETI, A. J.; BACHHETI, R. K.; HUSEN, A. (Ed.). *Carbon-Based Nanomaterials: Synthesis, Agricultural, Biomedical, and Environmental Interventions*. Springer Nature Singapore, 2024. p. 19–34. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/978-981-97-0240-4_2>.
- 301 SHOJAEENEZHAD, S.; FARBOD, M. Effects of initial graphite particle size and shape on oxidation time in graphene oxide prepared by hummers' method. *Journal of Science Advances*, Elsevier, 2017.
- 302 KUMAR, N.; SRIVASTAVA, V. Simple synthesis of large graphene oxide sheets via electrochemical method coupled with oxidation process. *ACS Omega*, ACS Publications, 2018.
- 303 SALEEM, H.; HANEEF, M.; ABBASI, H. Synthesis route of reduced graphene oxide via thermal reduction of chemically exfoliated graphene oxide. *Materials Chemistry and Physics*, Elsevier, 2018.
- 304 ALKHOUSAAM, A.; QIBLAWEY, H.; KHRAISHEH, M. Synthesis of graphene oxides particle of high oxidation degree using a modified hummers method. *Ceramics International*, Elsevier, 2020.
- 305 ALIYEV, E.; FILIZ, V.; KHAN, M. Structural characterization of graphene oxide: Surface functional groups and fractionated oxidative debris. *Nanomaterials*, MDPI, 2019.
- 306 CAO, N.; ZHANG, Y. Study of reduced graphene oxide preparation by hummers' method and related characterization. *Journal of Nanomaterials*, Wiley Online Library, 2015.
- 307 KUDIN, K. N.; OZBAS, B.; SCHNIEPP, H. C.; PRUD'HOMME, R. K.; AKSAY, I. A.; CAR, R. Raman spectra of graphite oxide and functionalized graphene sheets. *Nano letters*, ACS Publications, v. 8, n. 1, p. 36–41, 2008.
- 308 SILVA, L. C. O. d.; SILVA, G.; AJAYAN, P.; SOARES, B. G. Long-term behavior of epoxy/graphene-based composites determined by dynamic mechanical analysis. *Journal of Materials Science*, Springer, v. 50, n. 18, p. 6407–6419, 2015.

- 309 SAHOO, S.; RAY, B. C.; MALLIK, A. Role of electrochemically in-house synthesized and functionalized graphene nanofillers in the structural performance of epoxy matrix composites. *Physical Chemistry Chemical Physics*, Royal Society of Chemistry, v. 19, n. 24, p. 16219–16230, 2017.
- 310 LI, Z.; YOUNG, R. J.; WANG, R.; YANG, F.; HAO, L.; JIAO, W.; LIU, W. The role of functional groups on graphene oxide in epoxy nanocomposites. *Polymer*, Elsevier, v. 54, n. 23, p. 5821–5829, 2013.
- 311 E, H.; FAN, H. Fluorinated functionalization of graphene oxide and its role as a reinforcement in epoxy composites. *Journal of Polymer Research*, Springer, v. 26, p. 1–12, 2019.
- 312 MONTESERÍN, C.; BLANCO, M.; ARANZABE, E.; ARANZABE, A.; LAZA, J. M.; LARRAÑAGA-VARGA, A.; VILAS, J. Effects of graphene oxide and chemically-reduced graphene oxide on the dynamic mechanical properties of epoxy amine composites. *Polymers*, v. 9, 2017.
- 313 RAMEZANZADEH, B.; NIROUMANDRAD, S.; AHMADI, A.; MAHDAVIAN, M.; MOGHADAM, M. S. M. Enhancement of barrier and corrosion protection performance of an epoxy coating through wet transfer of amino functionalized graphene oxide. *Corrosion Science*, v. 103, p. 283–304, 2016.
- 314 CHE, Y.; SUN, Z.; ZHAN, R.; WANG, S.; ZHOU, S.; HUANG, J. Effects of graphene oxide sheets-zirconia spheres nanohybrids on mechanical, thermal and tribological performances of epoxy composites. *Ceramics International*, 2018.
- 315 LOEFFEN, A.; CREE, D.; SABZEVAR, M.; WILSON, L. Effect of graphene oxide as a reinforcement in a bio-epoxy composite. *Journal of Composite Science*, v. 5, p. 91, 2021.
- 316 WU, H.; CHENG, L.; ZHAO, H.; LAN, X.; LIU, C. Engineering the interface in graphene oxide/epoxy composites using bio-based epoxy-graphene oxide nanomaterial to achieve superior anticorrosion performance. *Journal of Colloid and Interface Science*, 2020.
- 317 RAFIEE, M.; NITZSCHE, F.; LALIBERTE, J.; HIND, S.; ROBITAILLE, F.; LABROSSE, M. Thermal properties of doubly reinforced fiberglass/epoxy composites with graphene nanoplatelets, graphene oxide and reduced-graphene oxide. *Composites Part B: Engineering*, 2019.
- 318 KANG, W.-S.; RHEE, K.; PARK, S. Thermal, impact and toughness behaviors of expanded graphite/graphite oxide-filled epoxy composites. *Composites Part B: Engineering*, v. 94, p. 238–244, 2016.
- 319 EBRAHIMI, H.; ROGHANI-MAMAQANI, H.; SALAMI-KALAJAHI, M.; SHAHI, S.; ABDOLLAHI, A. Chemical incorporation of epoxy-modified graphene oxide into epoxy/novolac matrix for the improvement of thermal characteristics. *Carbon Letters*, v. 30, p. 13–22, 2019.
- 320 PATHAK, A.; GARG, H.; SINGH, M.; YOKOZEKI, T.; DHAKATE, S. Enhanced interfacial properties of graphene oxide incorporated carbon fiber reinforced epoxy nanocomposite: a systematic thermal properties investigation. *Journal of Polymer Research*, v. 26, 2019.

- 321 FILHO, F. da C. G.; LUZ, F. S.; OLIVEIRA, M. S.; PEREIRA, A.; COSTA, U. O.; MONTEIRO, S. Thermal behavior of graphene oxide-coated piassava fiber and their epoxy composites. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, p. 5343–5351, 2020.

APÊNDICE A – ESPECTROS RAMAN

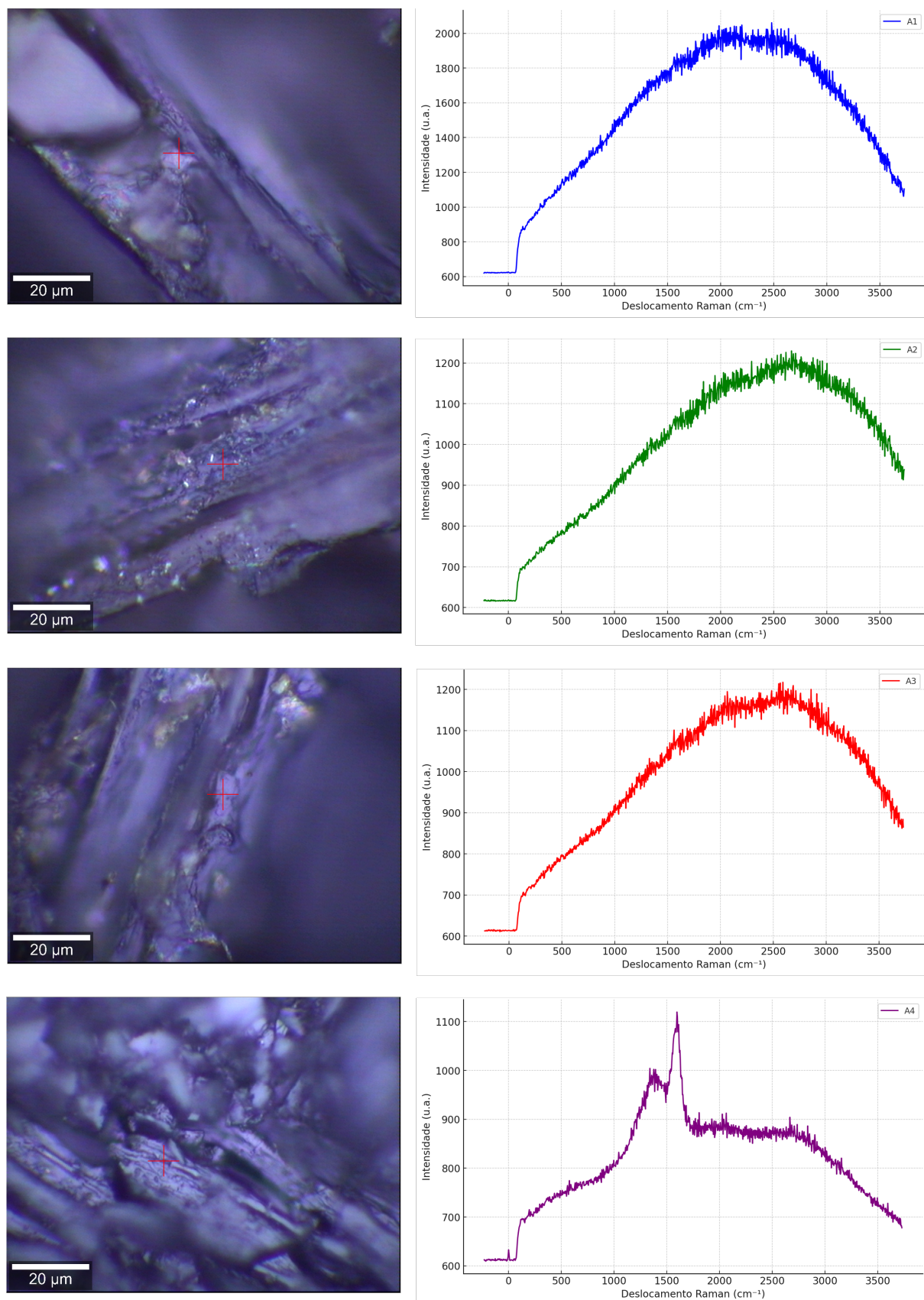


Figura 66 – Espectro Raman das Amostras A1 a A4.

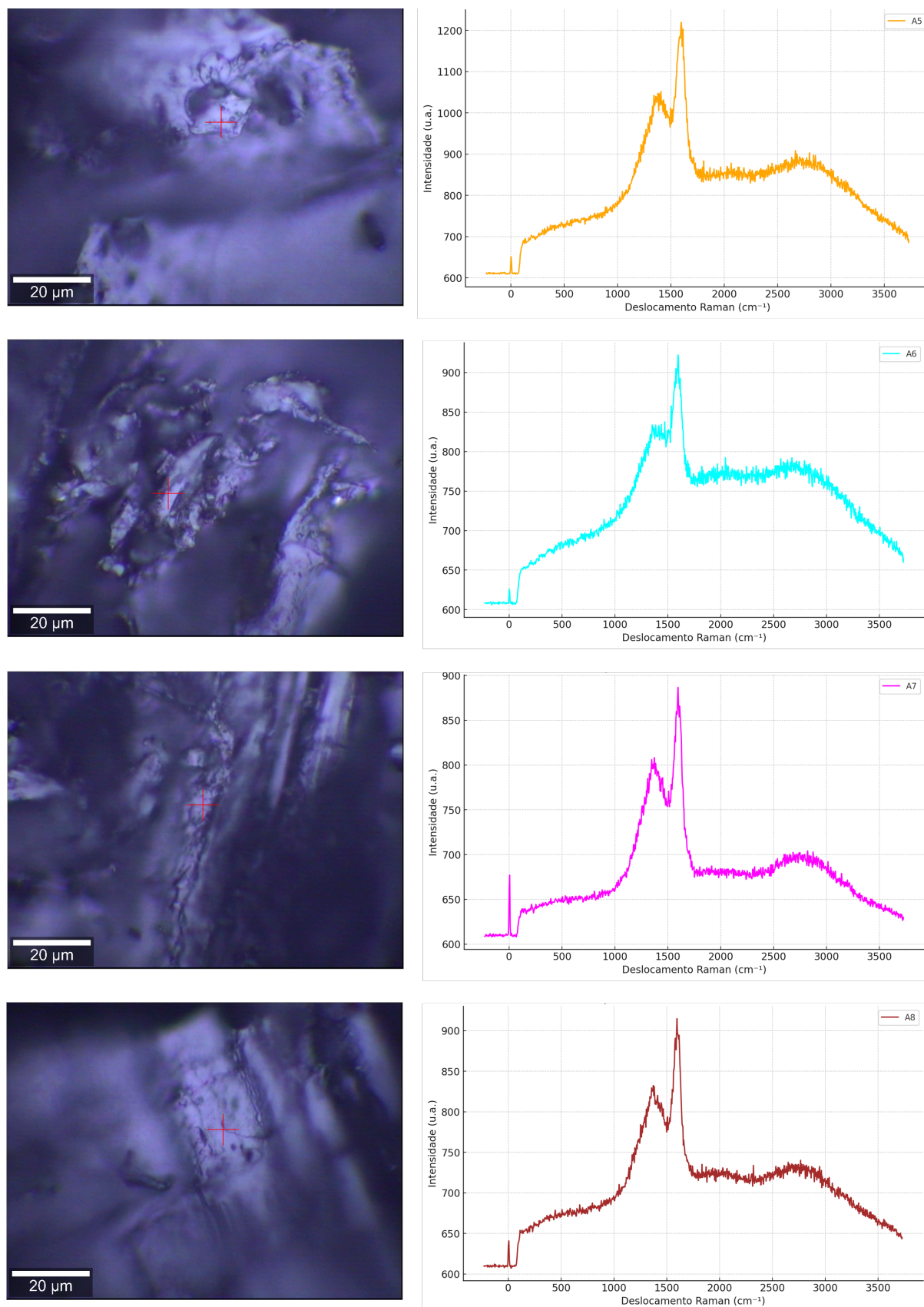


Figura 67 – Espectro Raman das Amostras A5 a A8.

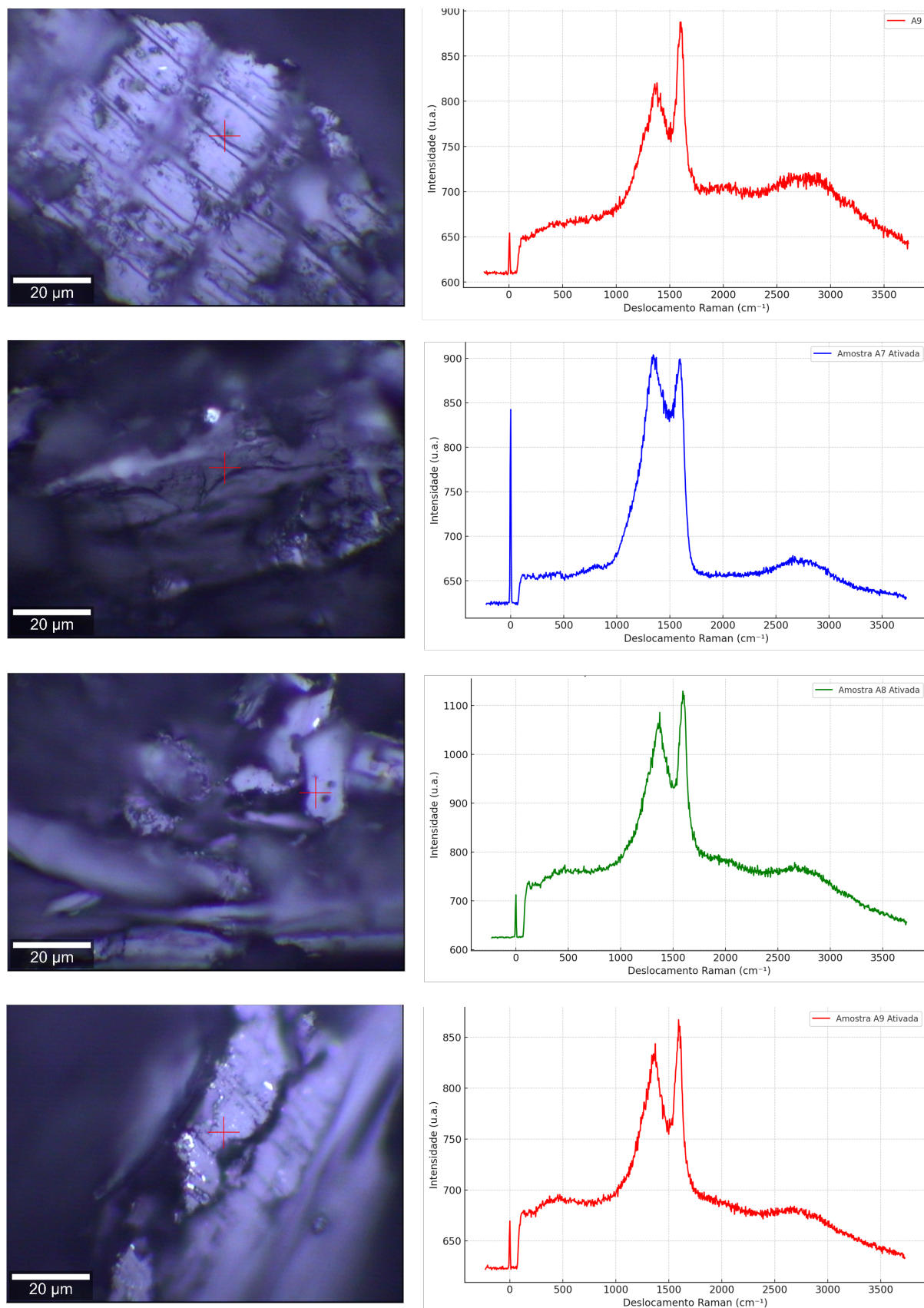


Figura 68 – Espectro Raman das Amostras A9 a A7, A8 e A9 ativada.

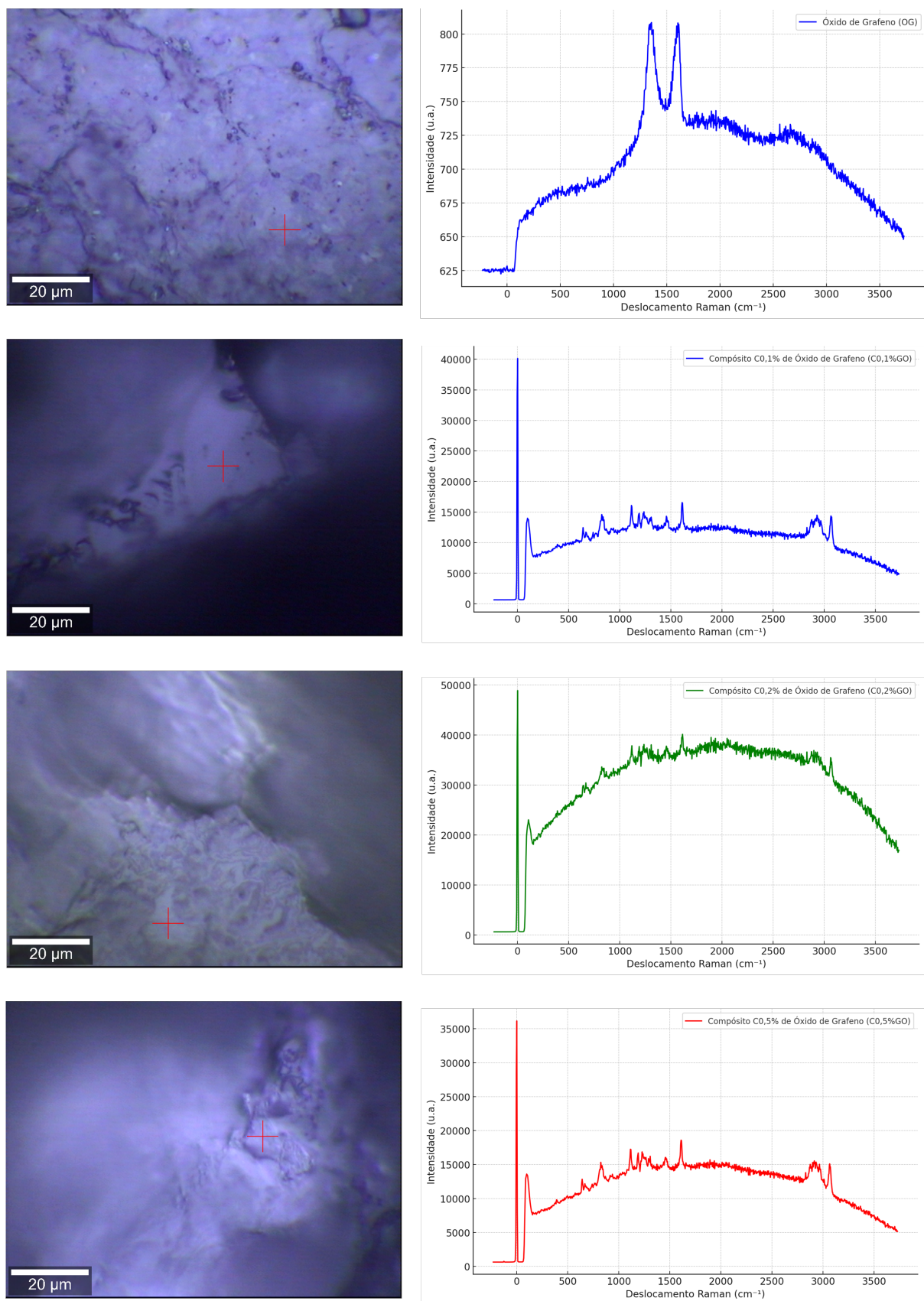


Figura 69 – Espectro Raman das Amostras OG, Compósitos 0,1% OG, 0,2% OG e 0,5% OG.

APÊNDICE B – ESPECTROS FTIR

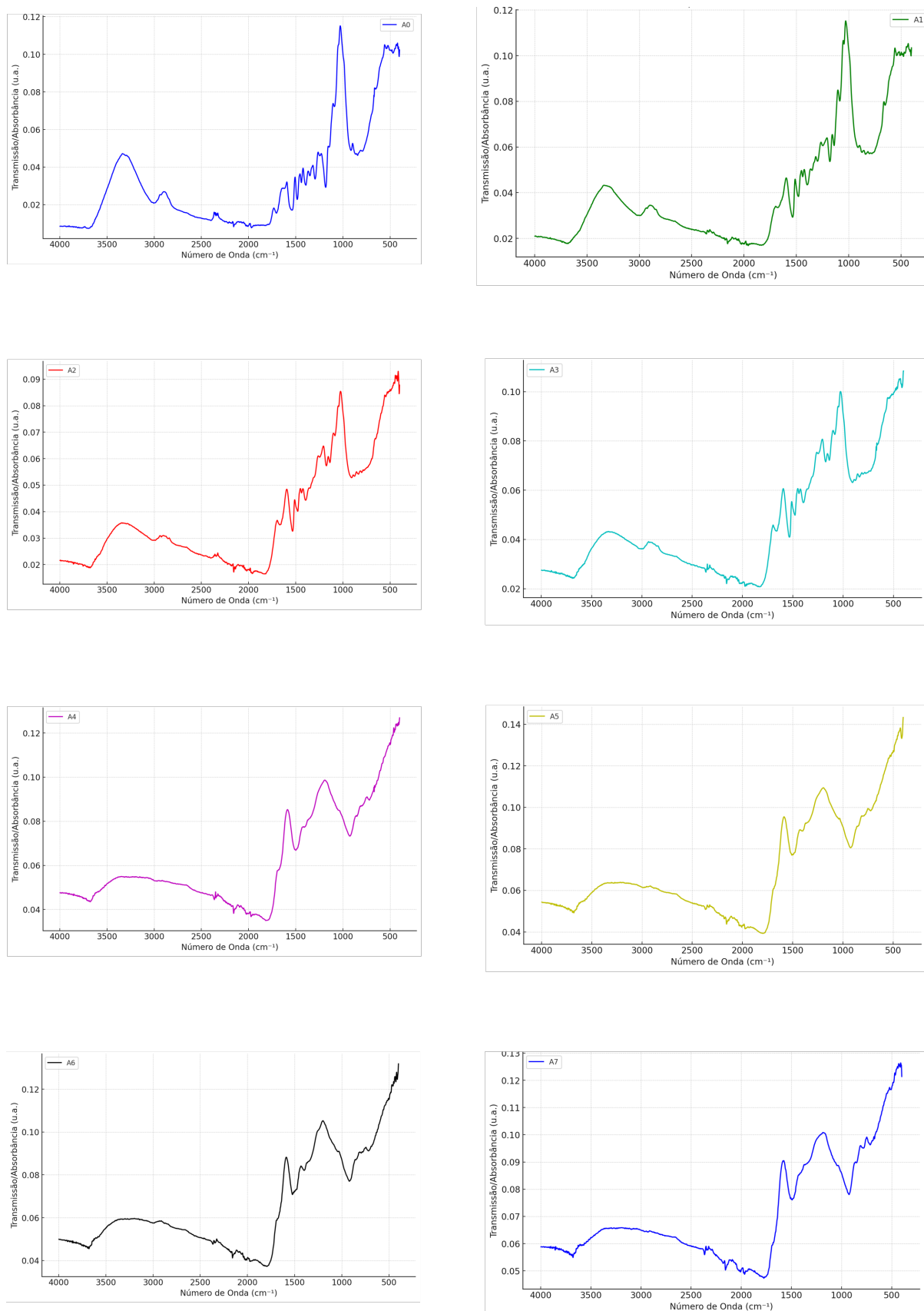


Figura 70 – Espectros FTIR das Amostras A0 a A7.



Figura 71 – Espectros FTIR das Amostras A8, A9, das Cinzas Ativadas A7, A8 e A9, do Óxido de Grafeno e dos Compósitos 0,1% OG e 0,2% OG.

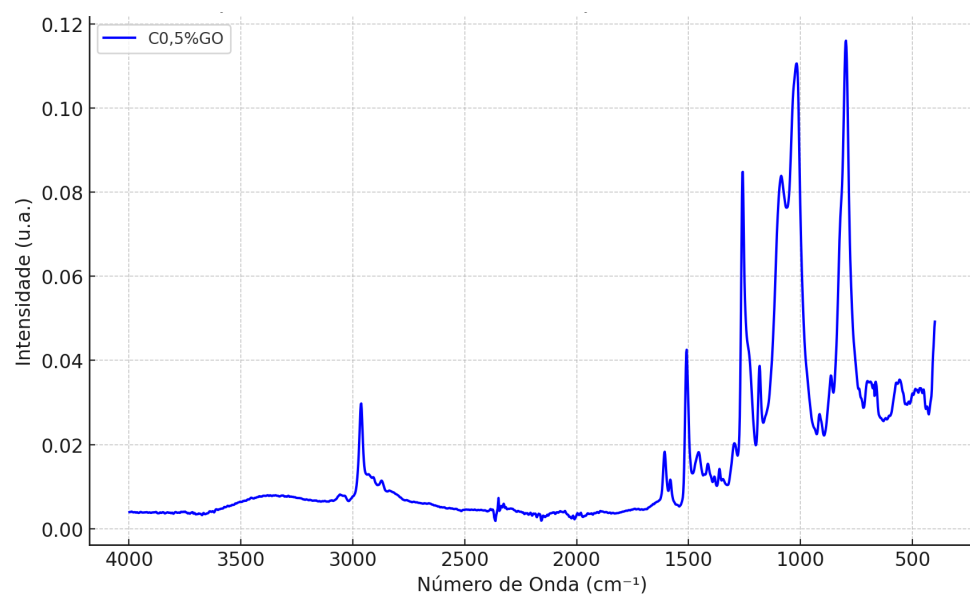


Figura 72 – Espectros FTIR do Compósito 0,5% OG.

APÊNDICE C – DIFRATOGRAMAS

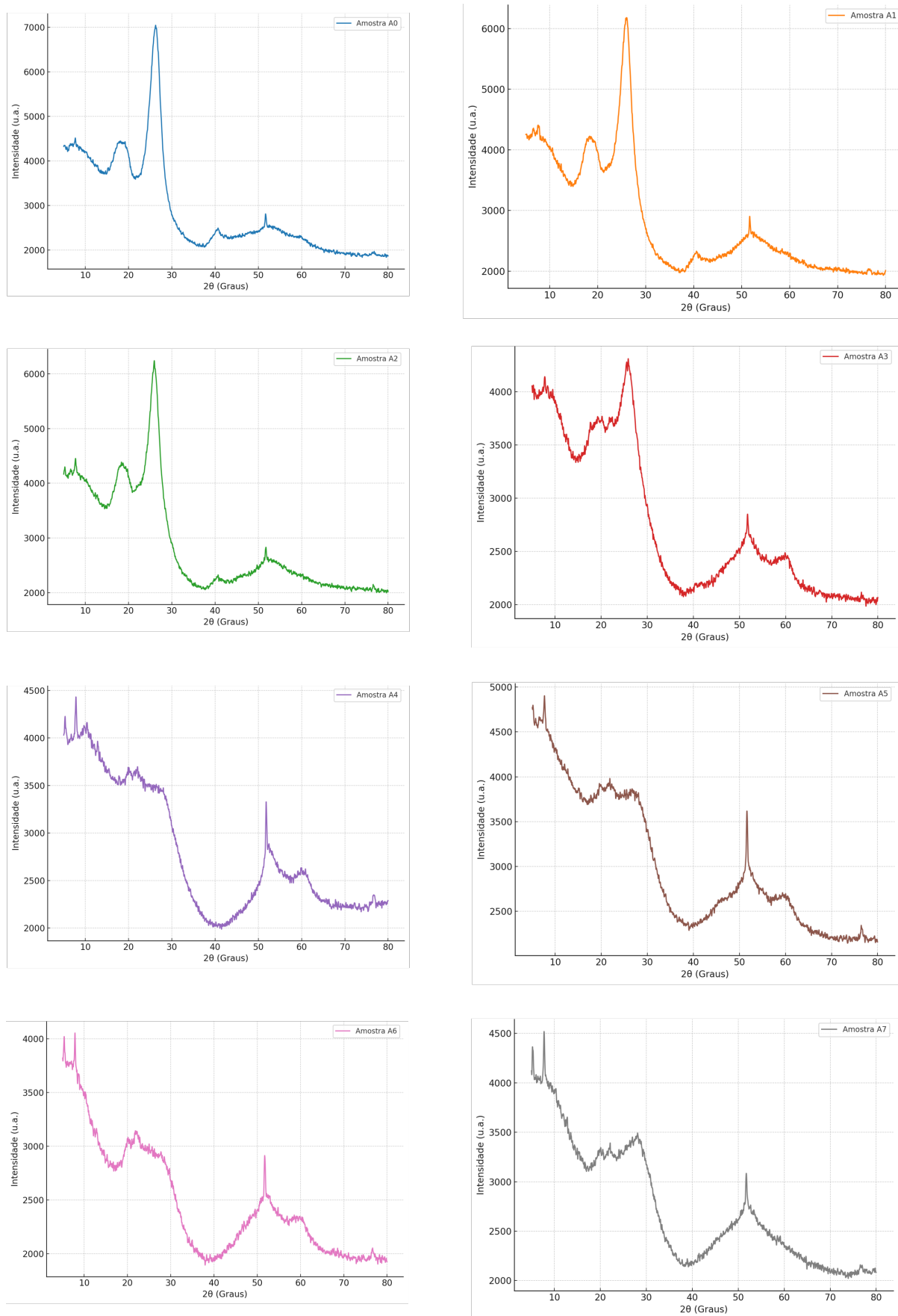


Figura 73 – Difratomogramas das Amostras A0 a A7.

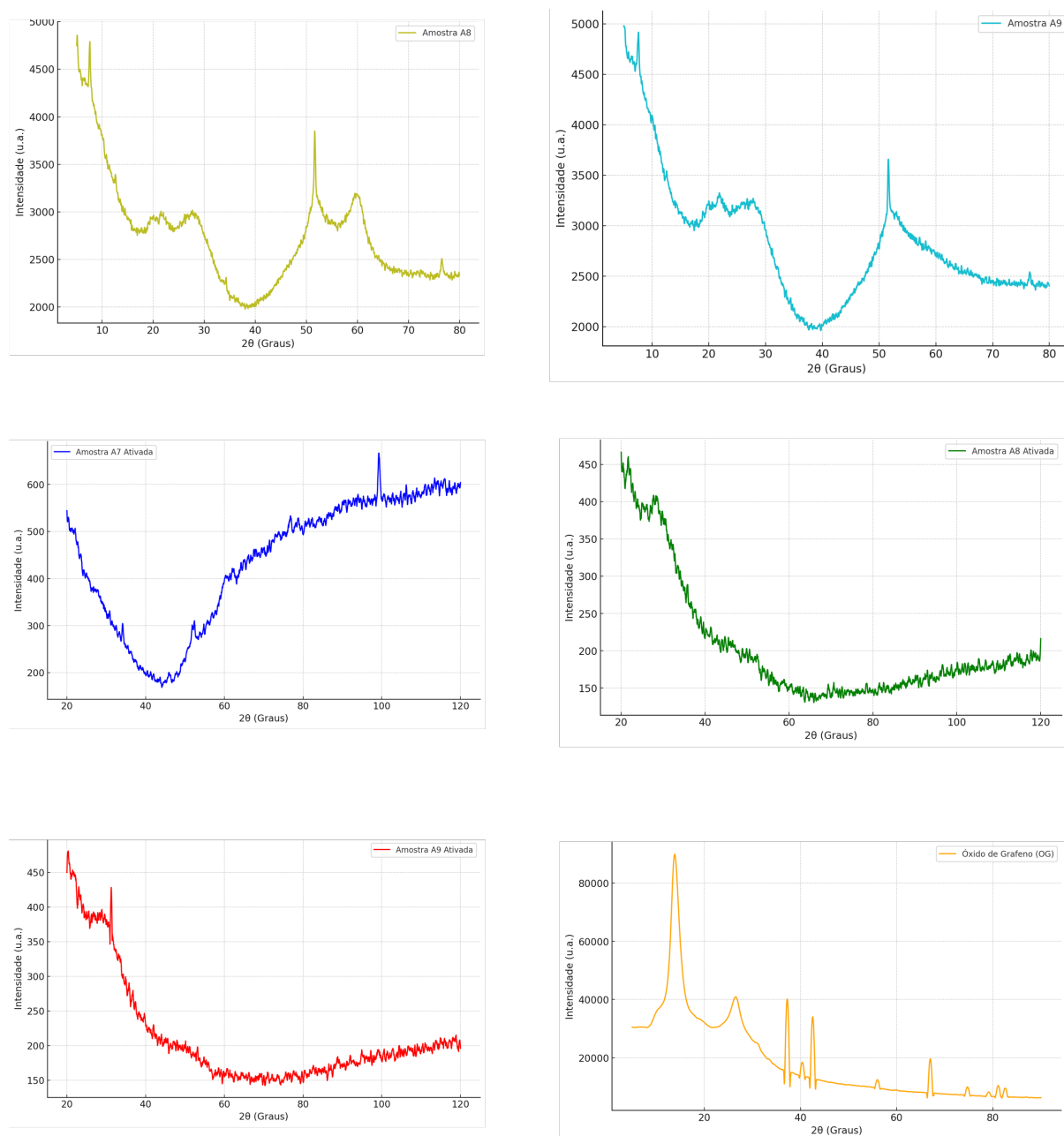


Figura 74 – Difrátogramas das Amostras A8, A9, das Cinzas Ativadas A7, A8 e A9 e do Óxido de Grafeno.

APÊNDICE D – CURVAS TG, DTG E DSC

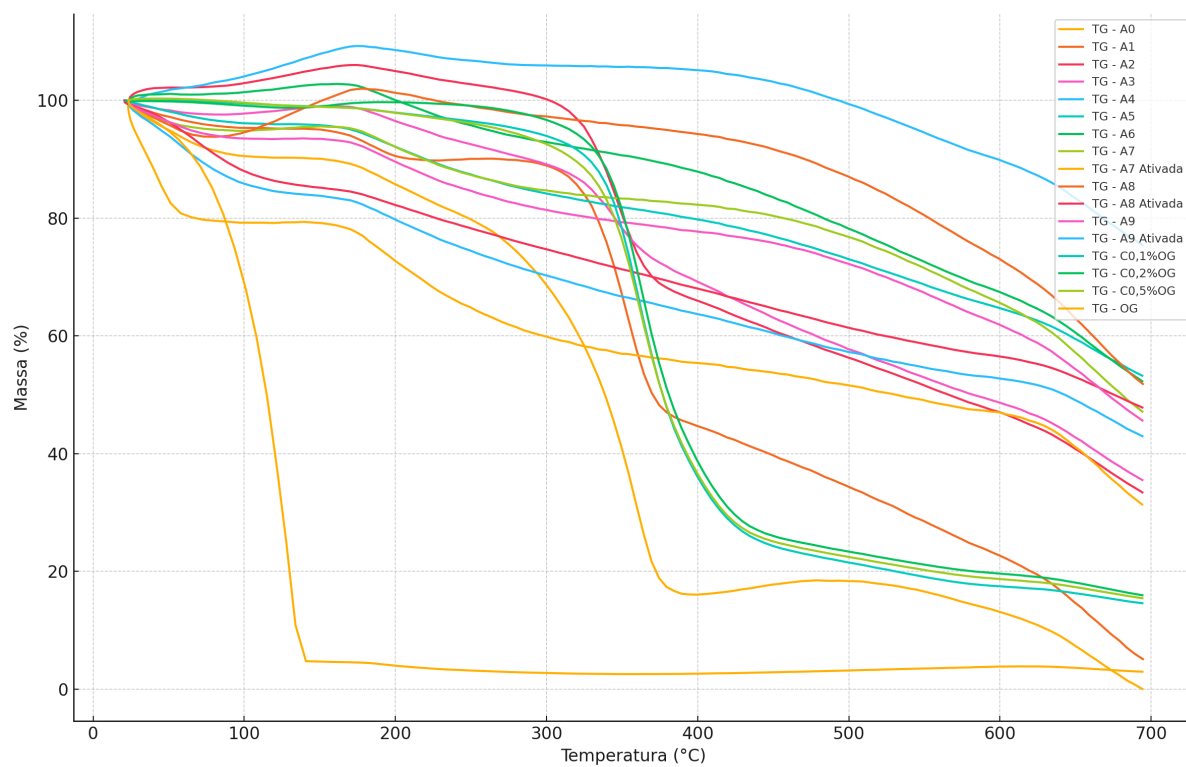


Figura 75 – Curvas de TG

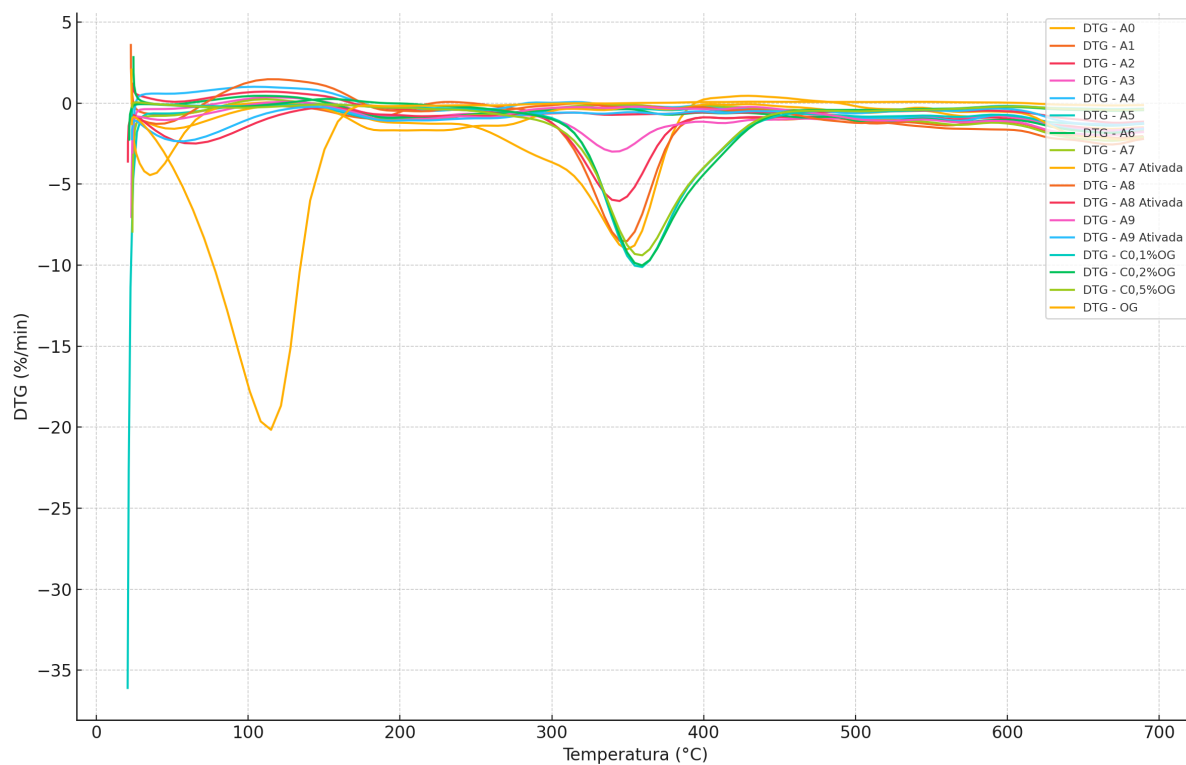


Figura 76 – Curvas de DTG.

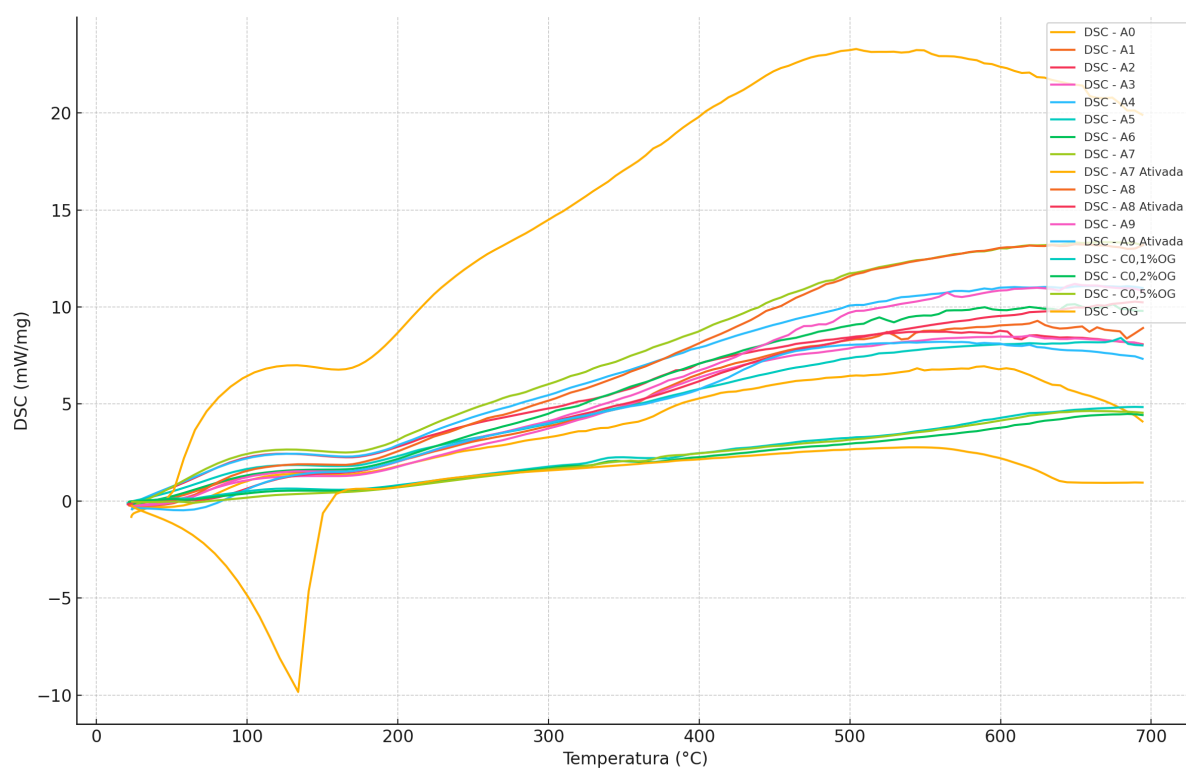


Figura 77 – Curvas de DSC.

APÊNDICE E – PROPRIEDADES BALÍSTICAS

Tabela 29 – Tabela de Propriedades Balísticas Compósitos com munição 9 mm

Sequência de Empilhamento	Fração de OG	V_0 (m/s)	V_1 (m/s)	E_{abs} (J)	V_{res} (m/s)
CP1 Disparo 1	C0,1%OG	443.35	436.05	428.79	364.26
CP1 Disparo 2	C0,1%OG	441.93	435.89	429.89	371.99
CP1 Disparo 3	C0,1%OG	441.08	434.49	427.94	371.34
CP1 Disparo 4	C0,1%OG	439.83	432.72	425.68	363.77
CP1 Disparo 1	C0,2%OG	447.77	440.52	433.34	382.72
CP1 Disparo 2	C0,2%OG	449.78	440.76	431.69	378.50
CP1 Disparo 3	C0,2%OG	445.49	434.78	424.07	370.02
CP1 Disparo 4	C0,2%OG	443.90	435.04	426.19	369.31
CP1 Disparo 1	C0,5%OG	446.83	438.94	431.06	370.27
CP1 Disparo 2	C0,5%OG	445.77	437.11	428.45	362.81
CP1 Disparo 3	C0,5%OG	447.83	440.22	432.65	374.89
CP1 Disparo 4	C0,5%OG	444.93	435.97	427.06	366.03
CP2 Disparo 1	C0,1%OG	441.76	433.98	426.24	352.93
CP2 Disparo 2	C0,1%OG	440.46	432.57	424.65	353.69
CP2 Disparo 3	C0,1%OG	443.84	435.74	427.69	358.12
CP2 Disparo 1	C0,2%OG	440.38	433.13	425.89	357.92
CP2 Disparo 2	C0,2%OG	444.74	436.95	429.16	357.15
CP2 Disparo 1	C0,5%OG	440.71	433.78	426.89	371.89
CP2 Disparo 2	C0,5%OG	441.70	435.63	429.56	378.66
CP3 Disparo 1	C0,1%OG	445.85	435.81	425.72	363.84
CP3 Disparo 2	C0,1%OG	441.08	434.74	428.47	363.14
CP3 Disparo 3	C0,1%OG	447.74	439.70	431.66	359.74
CP3 Disparo 1	C0,2%OG	441.96	435.98	430.03	369.95
CP3 Disparo 2	C0,2%OG	444.25	436.28	428.36	364.37
CP3 Disparo 1	C0,5%OG	444.82	436.72	428.58	366.25
CP3 Disparo 2	C0,5%OG	441.49	434.63	427.80	381.28
CP4 Disparo 1	C0,1%OG	440.47	432.58	424.64	362.33
CP4 Disparo 2	C0,1%OG	441.27	433.77	426.31	358.32
CP4 Disparo 3	C0,1%OG	445.01	437.69	430.38	362.88
CP4 Disparo 4	C0,1%OG	443.52	436.45	429.42	372.70
CP4 Disparo 1	C0,2%OG	443.10	435.57	428.05	376.21
CP4 Disparo 2	C0,2%OG	435.33	428.42	421.56	365.77
CP4 Disparo 3	C0,2%OG	443.26	435.03	426.80	374.80
CP4 Disparo 4	C0,2%OG	442.18	434.08	426.02	373.82
CP4 Disparo 1	C0,5%OG	440.08	432.62	425.24	362.70
CP4 Disparo 2	C0,5%OG	441.91	433.60	425.30	367.36
CP4 Disparo 3	C0,5%OG	450.22	441.15	432.09	374.42

ANEXO A – DECLARAÇÃO DE DOAÇÃO



MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA



DECLARAÇÃO DE DOAÇÃO

A Empresa MADEIRA ANANINDEUA DO PARÁ
CNPJ nº 19.629.962/0001-32, estabelecida à
DISTRITO INDUSTRIAL Q-05 SETOR B, nº _____,
Bairro _____, Município ANANINDEUA, Estado PARÁ,
neste ato representada por INES MOTA COELHO, RG nº
_____, CPF nº 252 -91 declaro a doação de
_____ para Clicia
Joanna Neves Fonseca, Matrícula nº CM 20304, RG nº _____, CPF nº
012 -24, residente na Rua Dr. Alberto Torres, nº 555, Bairro Neves,
Município São Gonçalo, Estado Rio de Janeiro, acadêmica do curso de pós-
graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia – IME,
para que o resíduo doado seja reutilizado em atividades de pesquisa, sem
quaisquer ônus presentes ou futuros.

Belém (Pa), 14 de FEVEREIRO de 2022.

Ines Mota Coelho

Assinatura doador

Clicia Joanna Neves Fonseca

Assinatura recebedor

Figura 78 – Declaração de Doação de Serragem.