



**Marcello de Vasconcelos Porto Hermann Tostes**

**Caracterização químico-mecânica de compósito híbrido de carbono-vidro por envelhecimento UV e jateamento para avaliação do seu potencial uso como proteção em satélites em órbita terrestre baixa**

**Dissertação de Mestrado**

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre pelo programa de Pós-graduação em Engenharia Química, de Materiais e Processos Ambientais do Departamento de Engenharia Química e de Materiais da PUC-Rio.

Orientador: Prof. José Roberto Moraes d'Almeida



**Marcello de Vasconcelos Porto Hermann Tostes**

**Caracterização químico-mecânica de compósito híbrido de carbono-vidro por envelhecimento UV e jateamento para avaliação do seu potencial uso como proteção em satélites em órbita terrestre baixa**

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre pelo programa de Pós-graduação em Engenharia Química, de Materiais e Processos Ambientais do Departamento de Engenharia Química e de Materiais da PUC-Rio. Aprovada pela Comissão Examinadora abaixo.

**Prof. José Roberto Moraes d'Almeida**

Orientador

Departamento de Engenharia Química e de Materiais – PUC-Rio

**Prof. Lucio Rossi de Souza**

CWRU

**Prof. Roberto Ribeiro de Avillez**

Departamento de Engenharia Química e de Materiais – PUC-Rio

**Rio de Janeiro, 28 de Setembro de 2023**

Todos os direitos reservados. É proibida a reprodução total ou parcial do trabalho sem a autorização da universidade, do autor e do orientador.

### **Marcello de Vasconcelos Porto Hermann Tostes**

Graduou-se em Engenharia Química na PUC-Rio (Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro) em 2019. Kursou pós-graduação em *stricto sensu* em Engenharia de Materiais em 2023, especializando-se na área de compósitos, participando diretamente no projeto na utilização de compósitos como proteção de dutos e ligas de aço.

Ficha Catalográfica

Tostes, Marcello de Vasconcelos Porto Hermann

Caracterização químico-mecânica de compósito híbrido de carbono-vidro por envelhecimento UV e jateamento para avaliação do seu potencial uso como proteção em satélites em órbita terrestre baixa / Marcello de Vasconcelos Porto Hermann Tostes ; orientador: José Roberto Moraes d'Almeida. – 2023.

127 f.: il. color. ; 30 cm

Dissertação (mestrado)–Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Química e de Materiais, 2023.

Inclui bibliografia

1. Engenharia Química e de Materiais – Teses. 2. Compósito. 3. Híbrido. 4. CFRP. 5. GRFP. 6. Envelhecimento UV. I. Almeida, José Roberto Moraes d'. II. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Departamento de Engenharia Química e de Materiais. III. Título.

CDD: 620.11

## **Agradecimentos**

Ao meu orientador José d’Almeida, que sempre me instigou, colaborou e foi solícito em todas as vezes para a realização desse trabalho, principalmente pelo olhar tão cuidadoso nas minhas particulares crises e dificuldades.

A PUC-Rio e todos seus profissionais e funcionários, pela infraestrutura, seu corpo técnico, que pode me ajudar a alcançar meus objetivos.

Aos meus pais André e Maria Isabel, além das minhas irmãs Carol, Luíza e Maria, que sempre me motivaram na carreira científica.

Às minhas amigas fora da PUC, Allan, Duncan, Felipe e Gustavo, pelo todo apoio e zelo aos meus momentos de ausência e palavras de apoio.

Às minhas amigas dentro da PUC, da graduação, Alessandra, Bráulio, Christopher, Felipe d’Almeida, Francisco Renan, que fizeram parte do final do bacharelado, compartilhando sucessos mútuos.

Às minhas amigas dentro da PUC, da pós-graduação, Bruno, Cintia, Geovane, Giulia, Priscila e Victor, que me acompanharam de perto e que trabalharam comigo durante dois anos, se mostrando as pessoas mais incríveis e altruístas que já pude conhecer e fizeram me encantar pela pesquisa.

Agradeço ao fomento viabilizado pela empresa PETROBRÁS, durante o período em que eu estive no projeto TCBR-495, de fevereiro de 2021 a junho de 2023.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – CAPES – Código de financiamento 001.

## **Resumo**

Tostes, Marcello de Vasconcelos Porto Hermanny; d'Almeida, José Roberto Moraes. **Caracterização químico-mecânica de compósito híbrido de carbono-vidro por envelhecimento UV e jateamento para avaliação do seu potencial uso como proteção em satélites em órbita terrestre baixa.** Rio de Janeiro, 2023. 127p. Dissertação de Mestrado – Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Materiais compósitos poliméricos reforçados com fibras são materiais que possuem aplicação diversa, sendo considerados “híbridos” pois sua utilização é multifuncional e aplicável em diversas camadas da indústria como um todo. Seu uso foi muito explorado pela indústria aeroespacial no início do período da Guerra Fria, na composição estrutural de foguetes, aeronaves e satélites. Os materiais compósitos reforçados por fibras, tanto de vidro (CRFV) quanto de carbono (CRFC), também oferecem excelentes propriedades mecânicas que mostraram ser os substitutos ideais para a aprimoração tecnológica aeroespacial. Com o fim de se avaliar como se daria a influência de alguns efeitos encontrados na região da órbita terrestre baixa em satélites - como exposições a raios ultravioleta (UV) e impactos de micrometeoritos – estudos foram feitos em compósito híbrido formado por carbono e vidro que seria usado na parte estrutural para analisar se esses efeitos acometeriam alterações significativas nas suas propriedades químicas e mecânicas. Foi realizado o envelhecimento do compósito durante 60, 120 e 180 dias para avaliar os efeitos do UV e envelhecimento em UV combinado com jateamento para simular o impacto do micrometeorito. Resultados mostram que mesmo material compósito apresentando alterações químicas nas amostras após análises por FTIR, o compósito híbrido apresentou estabilidade mecânica nas propriedades de flexão e sutil aumento na tensão máxima de cisalhamento laminar apenas com o envelhecimento em UV; o efeito combinado de UV e jateamento apresentou também estabilidade na propriedade de flexão. observadas nas amostras após análises por FTIR causadas pelo UV.

## **Palavras-chave**

Compósito, híbrido, CFRP, GRFP, LEO (órbita terrestre baixa, do inglês), envelhecimento, UV, flexão, ILSS.

## **Abstract**

Tostes, Marcello de Vasconcelos Porto Hermanny; d’Almeida, José Roberto Moraes. **Characterization of carbon fiber composite (CRFC) by UV aging and sandblasting to evaluate its potential use as protection for satellites in low earth orbit.** Rio de Janeiro, 2023. 127p. Dissertação de Mestrado – Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Polymeric composite materials reinforced with fibers are materials with diverse applications, being considered as “hybrids” by their multifunctional and applicable in many layers of the industry as a whole. Their use was extensively explored by the aerospace industry in the early Cold War period, in the structural composition of rockets, aircraft and satellites. Fiber reinforced composite materials, both glass (GFRP) and carbon (CRFC), also offer excellent mechanical properties proven to be ideal substitutes for aerospace technological advancement. To evaluate some effects encountered in the low Earth orbit region on satellites, such as exposure to ultraviolet rays (UV) and micrometeorites impact – studies were conducted on a hybrid composite reinforced by carbon and glass that could be used as a structural part to analyse whether these effects could commit significant changes in its chemical and mechanical properties. Aging was carried out for 60, 120 and 180 days to evaluate the effects of UV and UV aging combined with blasting was performed to simulate the impacts of micrometeorites. Results showed despite chemical changes observed in the samples after FTIR analysis caused by UV, the hybrid composite demonstrated mechanical stability in flexural Properties and a subtle increase in maximum laminar shear strength only with UV aging; the combined effect of UV and blasting also showed stability in the flexural property.

## **Keywords:**

Composite; hybrid; CFRP; GFRP; LEO (low earth orbit); aging; UV; flexion; ILSS.

## SUMÁRIO

1. Introdução.....	1
2. Revisão bibliográfica.....	3
2.1 Compósitos.....	3
2.2 Tipos de Compósitos .....	4
2.2.1 Compósitos particulados.....	5
2.2.2 Compósitos estruturais .....	6
2.2.2.1 A estrutura laminada.....	6
2.2.2.2 A estrutura sanduíche.....	7
2.2.3 Compósitos reforçados com fibra .....	8
2.2.4 Compósitos Híbridos.....	10
2.3 Compósitos na indústria aeroespacial .....	11
2.4 O CFRC, o CFRP e os compósitos híbridos e suas aplicações na indústria aeroespacial.....	12
2.5 A estrutura sanduíche e sua combinação com CRFP na indústria aeroespacial.....	14
2.6 O comportamento CFRC em compósitos reforçados por fibras.....	15
2.7 Efeitos devido a ciclagem térmica no desempenho mecânico em compósitos reforçados com fibra .....	17
2.7.1 Ciclagem térmica e o coeficiente de expansão térmica .....	17
2.8 Efeitos devido a exposição ao vácuo e ao UV em compósitos reforçados com fibras .....	19
2.9 Efeitos devido ao envelhecimento térmico em compósitos.....	29
2.10 Resistência de compósitos reforçados com fibras à colisões por micrometeoritos e detritos espaciais .....	30
3 Materiais e Métodos .....	36
3.1 Material.....	36

3.1.2 Nomenclatura .....	36
3.2 Métodos Experimentais .....	36
3.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) .....	40
3.2.3 Análise por Infravermelho .....	41
3.2.4 Análise por microscopia ótica .....	42
3.2.5 Envelhecimento de UV .....	45
3.2.6 Jateamento .....	45
3.2.7 Colorimetria .....	47
3.2.8 Ensaio de flexão .....	48
3.2.8.1 Ensaio sonoro .....	48
3.2.8.2 Ensaio mecânico de flexão .....	49
3.2.9 Ensaio de Cisalhamento Interlaminar (ILSS) .....	50
4. Resultados e Discussões .....	52
4.1 MEV .....	52
4.1.1 Caracterização qualitativa da superfície do compósito como fabricado .....	52
4.1.2 Análise por espectroscopia de dispersão de energia .....	55
4.2 Análise por infravermelho (FTIR) .....	58
4.2.1 Compósito como fabricado .....	58
4.2.2.2 UV60 .....	59
4.2.2.3 UV120 .....	60
4.2.2.4 UV180 .....	61
4.2.2.5 Comparação .....	62
4.3 Análise por microscopia ótica .....	63
4.3.1 Morfologia do material .....	63
4.3.2 Análise de área superficial danificada por jateamento .....	68
4.4 Colorimetria .....	73

4.4.1 Análise visual das amostras .....	73
4.5 Ensaio de flexão .....	81
4.5.1 Ensaio sonoro.....	81
4.5.2 Ensaio destrutivo .....	84
4.6 Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar (ILSS) .....	90
4.6.1 Avaliação da propriedade mecânica ao longo do tempo.....	90
4.6.2 Avaliação dos modos de falha .....	92
5. Conclusão.....	96
6. Sugestões de Trabalhos Futuros.....	98
Referências.....	99

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fluxograma de tipos de compósitos[11].....	15
Figura 2 - Curva tensão – deformação de um compósito formado com matriz dúctil e fibra frágil (CALLISTER; RETHWISCH, 2012) .....	17
Figura 3 - Orientações das fibras em compósitos. a) Fibras contínuas e alinhadas; b) Fibras descontínuas e alinhadas; c) Fibras descontínuas e com orientação aleatória.....	17
Figura 4 - Processo de degradação de FRP por UV [51].....	29
Figura 5 - Possíveis reações de degradação de um polímero, pelo efeito da radiação UV [55].....	31
Figura 6 - Efeito da temperatura e UV em compósitos reforçados com fibra [61].....	32
Figura 7 - Diferentes interações entre superfícies orgânicas do compósito com oxigênio atômico e UV no ambiente de LEO. A) Recombinação; B) Espalhamento inelástico; C) Oxidação da superfície polimérica, com aparecimento de grupos funcionais como cetona, álcool e ácido carboxílico; d) Craqueamento e fragilização do compósito; e) Erosão combinada dos efeitos de UV e oxigênio atômico; f) Produtos voláteis da reação entre oxigênio atômico. Adaptado de [55].....	35
Figura 8 – Mecanismos de falha de compressão após impacto: (a) Efeito de entalhe; (b) Encurvamento local; (c) Encurvamento global; (d) Encurvamento local/global. Adaptado de [80]. .....	39
Figura 9- Fluxograma do procedimento experimental para caracterização do compósito como fabricado .....	46
Figura 10 - Fluxograma do procedimento experimental para caracterização do compósito envelhecido .....	47
Figura 11- Fluxograma do procedimento experimental para caracterização do compósito com combinação de efeitos. ....	48
Figura 12 - MEV utilizado para análise estrutural do material compósito. ....	49
Figura 13 - Espectrofotômetro utilizado para análise química do material compósito .....	50

Figura 14 - Lixadeira Aropol 2V utilizada para lixar e polir o material compósito para a microscopia digital.....	51
Figura 15 - Figura 15 - Microscópio ótico AxioCAM ICC-1.....	52
Figura 16 - Microscópio ótico Axio Imager.M2m .....	52
Figura 17 - Distribuição dos corpos de prova de flexão e ILSS dentro de uma das câmaras de UV SOLAB CE-850. ....	53
Figura 18 - Equipamento de jateamento PEENMATIC MICRO 750S .....	54
Figura 19 - Analisador de partículas Malvern Morpholgy 4 .....	55
Figura 20 - Colorímetro Delta Color 450 G .....	56
Figura 21 - Aparelho de ensaio sonoro Sonelastic IED. ....	57
Figura 22 - Posicionamento do corpo de prova no aparelho Sonelastic. O microfone está situado sobre a metade do corpo de prova, enquanto o atuador fica na extremidade .....	57
Figura 23 - Ensaio de flexão na máquina MTS 810. ....	58
Figura 24 - Ensaio de ILSS na máquina MTS ® 810 .....	59
Figura 25 – Imagem de MEV do compósito como fabricado, apresentando a camada superficial do material. É possível observar a presença de vazios/poros e defeitos de fabricação, de tamanhos variados ao longo da superfície da amostra .....	61
Figura 26 - Imagem de MEV do compósito como fabricado com escala de 100 µm, mostrando fibras sem recobrimento em um vazio superficial. Nessa seção, há irregularidade na distribuição das fibras. ....	61
Figura 27– Imagem de MEV do compósito como fabricado genérico com ampliação de 500 µm, apresentando a camada superficial do material, com a presença de poros e possíveis contaminantes dentro dos poros, com o brilho mais acentuado .....	62
Figura 28 – Imagem de MEV do compósito como fabricado de referência com barra de escala de 500 µm, apresentando a camada superficial do material com a presença de erosão de área assimétrica. ....	62
Figura 29 - (a) Imagem de MEV do compósito com baixa de faixa de 400 µm, mostrando a abertura de um dano superficial do material; (b) Espectro correspondente a área analisada na Figura 10 (a), indicando os elementos presentes na superfície da amostra.....	64

Figura 30 - (a) Imagem de MEV do compósito com base de faixa de 400 $\mu\text{m}$ , mostrando a abertura de um dano superficial do material com a presença de fibra; (b) Espectro correspondente a área analisada na Figura 11 (a), indicando os elementos presentes na seção da superfície da amostra.....	64
Figura 31 – Imagem de MEV do compósito com base de faixa de 400 $\mu\text{m}$ , mostrando a abertura de um dano superficial do material com a presença de fibra; (b) Espectro correspondente a área analisada na Figura 12 (a), indicando os elementos presentes na seção da superfície da amostra	65
Figura 32 – Espectro IV do compósito como fabricado .....	67
Figura 33 – Espectro IV da amostra 2 do grupo de amostras envelhecidas em 60 dias.....	68
Figura 34 – Espectro IV da amostra 3 do grupo de amostras envelhecidas em 120 dias. ....	69
Figura 35 – Espectro IV da amostra 9 do grupo de amostras envelhecidas em 180 dias. ....	70
Figura 36 – Espectro IV das amostras sem envelhecimento, UV60-2, UV120-3 e UV180-9. ....	71
Figura 37 – Seção longitudinal da amostra como fabricada. Porosidades e vazios de diferentes geometrias estão presentes nas camadas das fibras de vidro, além da presença da resina epóxi ocupando algumas regiões das fibras.....	72
Figura 38 – Seção longitudinal da amostra como fabricada. É possível observar nessa seção que a disposição das fibras de carbono está paralela ao eixo da amostra que foi analisada. Descontinuidades entre as fibras de vidro devido a presença de vazios são notáveis.....	73
Figura 39 – Seção longitudinal da amostra como fabricada. Descontinuidades entre as fibras e presença de vazios são observados. A proporção das fibras de vidro nesse segmento é maior que as de fibras de carbono, localizadas na parte inferior da Figura .....	73
Figura 40 – Seção longitudinal da amostra como fabricada. O segmento das fibras de carbono nessa seção apresenta ser uniforme, com poucos defeitos apresentados. As fibras de vidro, arranjadas de forma perpendicular à seção, não apresentam alinhamento uniforme .....	74

Figura 41 – Seção longitudinal da amostra como fabricada. É possível observar algumas descontinuidades no segmento das fibras de carbono na Figura. A distribuição de fibras de vidro dispõe a presença de muitos defeitos de diferentes tamanhos e geometrias, como é mostrado na parte superior.....	75
Figura 42 - Amostra JAT-1 com área superficial atingida pelo jateamento. A área jateada possui diferentes profundidades, sem perfil definido na parte mais externa.....	76
Figura 43 – Amostra JAT-8 com área superficial atingida pelo jateamento. O impacto causado pelo jateamento não possui forma definida, e sua deformação provém da formação de trincas se propagando.....	77
Figura 44 – Amostra JAT-8 com área superficial atingida pelo jateamento. O impacto causado pelo jateamento apresenta forma irregular e deformações na parte superficial do corpo de prova .....	78
Figura 45 - Amostras do grupo do compósito híbrido destruído sem envelhecimento.....	81
Figura 46 - Amostras do grupo do compósito híbrido destruído sem envelhecimento.....	81
Figura 47 - Seção transversal do grupo do compósito híbrido sem envelhecimento.....	82
Figura 48 - Amostras do grupo do compósito híbrido 60 dias após envelhecimento em UV. Tons de amarelo conseguem ser visualizados na superfície do material. ....	83
Figura 49 - Amostras do grupo do compósito híbrido 60 dias após envelhecimento em UV. Tons de amarelo conseguem ser visualizados na área transversal do material. ....	84
Figura 50 - Amostras do grupo do compósito híbrido 120 dias após envelhecimento em UV. Tons de bege conseguem ser visualizados na área superfície do material. ....	84
Figura 51 - Amostras do grupo do compósito híbrido 120 dias após envelhecimento em UV. Tons de amarelo conseguem ser visualizados na seção transversal do material. ....	85

Figura 52 - Amostras do grupo do compósito híbrido 180 dias após envelhecimento em UV. Tons dourados conseguem ser visualizados na superfície do material. ....	86
Figura 53 - Amostras do grupo do compósito híbrido 180 dias após envelhecimento em UV. Tons amarelos conseguem ser visualizados na seção transversal do material. ....	86
Figura 54 - Boxplot dos resultados do módulo de flexão sem envelhecimento e com envelhecimento de 60, 120 e 180 dias obtidos pelo ensaio sonoro .....	90
Figura 55 - Boxplot dos resultados do módulo de flexão das amostras jateadas e com os demais efeitos combinados, obtidos pelo ensaio sonoro. ....	92
Figura 56 - Boxplot dos resultados da Tensão máxima flexional das amostras sem envelhecimento e com envelhecimento de 60, 120 e 180 dias obtidos pelo ensaio destrutivo.....	93
Figura 57 - Boxplot dos resultados do módulo de elasticidade flexional das amostras sem envelhecimento e com envelhecimento de 60, 120 e 180 dias obtidos pelo ensaio destrutivo.....	94
Figura 58 - Gráfico de carga (kN) em função do deslocamento(mm) do ensaio de flexão .....	94
Figura 59 - Boxplot dos resultados da tensão máxima flexional das amostras jateadas e com os demais efeitos combinados, obtidos pelo ensaio destrutivo .....	96
Figura 60 - Boxplot dos resultados do módulo de flexão das amostras jateadas e com os demais efeitos combinados, obtidos pelo ensaio destrutivo .....	96
Figura 61 - Gráfico de força aplicada (kN) em função do deslocamento(mm) do ensaio de flexão.....	97
Figura 62 - Boxplot da tensão máxima de ILSS em função do tempo	99
Figura 63 - Gráfico de força aplicada (kN) em função do deslocamento(mm) do ensaio de ILSS.....	99
Figura 64 - Amostra REF - 9 após o ensaio de ILSS, apresentando modo de deformação inelástica. ....	102

Figura 65 - Amostra UV60-8 após ensaio de ILSS, apresentando modo de de deformação inelástica com fissuras ao longo do eixo longitudinal.	102
Figura 66 - Amostra UV120-10 após ensaio de ILSS, apresentando modo de compressão, com a presença de fissuras ao longo do eixo longitudinal. .....	102
Figura 67- Amostra UV180-9 após ensaio de ILSS, apresentando modo de deformação inelástica, com a presença de fissuras ao longo do eixo longitudinal. ....	103

## Lista de Tabelas

Tabela 1 – Dados mecânicos e térmicos dos compósitos CFRC, CFRP e GFRP com fração volumétrica de fibras de 60% .....	21
Tabela 2 - Termofixos e termoplásticos utilizados para a formação de compósito estrutural sanduíche .....	22
Tabela 3 - Fibras utilizadas como reforço na estrutura sanduíche .....	23
Tabela 4 - Ranking de materiais capazes de absorver energia mecânica de impacto .....	40
Tabela 5 – Valores de Pv (pico-a-vale), Pp (pico-a-pico) e Pt (altura total da textura).....	79
Tabela 6 - Parâmetros CIELAB da superfície do compósito híbrido sem envelhecimento.....	82
Tabela 7 - Parâmetros CIELAB da seção transversal do compósito híbrido sem envelhecimento .....	82
Tabela 8 - Parâmetros CIELAB da superfície do compósito híbrido com 60 dias de envelhecimento.....	87
Tabela 9 - Parâmetros CIELAB da superfície do compósito híbrido com 120 dias de envelhecimento.....	87
Tabela 10 - Parâmetros CIELAB da superfície do compósito híbrido com 180 dias de envelhecimento .....	87
Tabela 11 - Parâmetros CIELAB da seção transversal do compósito híbrido com 60 dias de envelhecimento .....	87
Tabela 12 - Parâmetros CIELAB da seção transversal do compósito híbrido com 120 dias de envelhecimento .....	88
Tabela 13 - Parâmetros CIELAB da seção transversal do compósito híbrido com 180 dias de envelhecimento .....	88
Tabela 14 - Avaliação da superfície das amostras envelhecidas a partir dos parâmetros do sistema CIELAB.....	88
Tabela 15 - Avaliação da seção transversal das amostras envelhecidas a partir dos parâmetros do sistema CIELAB.....	89
Tabela 16 - Valores médios dos módulos de elasticidade nas amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 60, 120 e 180 dias obtidos por ensaio sonoro .....	90

Tabela 17 - Valores médios dos módulos de elasticidade nas amostras jateadas e nas amostras com efeitos combinados obtidos por ensaio sonoro .....	91
Tabela 18 - Valores médios dos módulos de elasticidade nas amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 60, 120 e 180 dias obtidos por ensaio sonoro .....	93
Tabela 19 - Valores médios dos módulos de elasticidade nas amostras jateadas e nas amostras com efeitos combinados obtidos por ensaio destrutivo .....	95
Tabela 20 - Valores médios e desvios-padrões das amostras após ensaio mecânico de ILSS .....	98
Tabela 21 - Análise estatística de t de student entre as amostras de ILSS. ....	101

## 1. Introdução

Nas últimas décadas, a busca por novas evidências de fenômenos físicos, químicos e astrofísicos, como o descobrimento de exo-planetats habitáveis, detecção de cátion metila - molécula fundamental para o surgimento de vida – e a detecção de ondas gravitacionais [1], esses descobrimentos científicos têm sido explorados por diversas áreas entusiasmadas da engenharia. Essas descobertas vem sendo a força-motriz necessária para expandir a frente tecnológica em vários ramos: desde a utilização novas fontes de energia, para produzir combustíveis de maior eficiência e com maior alcance, até para os circuitos eletrônicos para manter a base interna de dados, responsáveis pela compilação e armazenamento de dados para estudos sobre esses eventos que circundam o universo.

Diante dos evidentes desafios para investigar diferentes campos da ciência do universo, a comunidade científica projeta, há tempos, simulações do ambiente aeroespacial para que se consiga estudar a melhor estrutura aeroespacial, capaz de ter a melhor performance, ser adaptável, segura e ser o mais funcional possível. Materiais como ligas de alumínio e ligas de titânio já foram usados como fuselagem, *flaps*, compressores e motores durante muitos anos [2], porém os compósitos poliméricos têm obtido sucesso nas pesquisas em que o ambiente agressivo do espaço afeta a operação, com aumento gradual do seu uso até os tempos atuais.

O ambiente espacial possui regiões bastante hostis, como a órbita terrestre baixa. Nesta região, um material pode estar condicionado à diferentes fenômenos, como a radiação ultravioleta, impactos causados por micrometeoritos em diferentes velocidades e outras eventualidades - como a presença de oxigênio atômico e as constantes alterações térmicas. Esses eventos citados são alguns dos vários desafios enfrentados pelos pesquisadores, pois são potenciais causadores de danos para satélites, aeronaves e estações espaciais, podendo provocar alterações químicas e mecânicas, que os materiais em geral, incluindo os compósitos, podem sofrer ao longo do tempo [3]. Para isso, é necessário avaliar se esses materiais têm a capacidade de garantir a segurança e a qualidade necessárias para que essas adversidades não alterem e danifiquem o funcionamento da estrutura aeroespacial.

Compósitos híbridos, principalmente os reforçados por vidro e carbono, são considerados os mais desejáveis na indústria aeronáutica, já que possuem diversificação de funções, sejam elas estruturais ou protetivas. Apesar da matriz epóxi reforçada com fibras de vidro e carbono ter sua utilização limitada a baixas temperaturas, geralmente abaixo de 121°C, essa limitação não é debilitante para a fibra de carbono, visto que suas propriedades mecânicas são inalteradas em temperaturas abaixo de 500°C, enquanto as fibras de vidro estão limitadas a uma temperatura útil de 200°C. Em relação às fibras de vidro, elas possuem alta resistência e rigidez específicas, características que possibilitam uma gama de opções para os projetistas de aeronaves, além de possuírem um custo muito mais acessível. As indústrias civil, marinha e telecomunicação também se beneficiam desse mesmo material [4].

Na indústria aeroespacial, alguns materiais compósitos híbridos já estão sendo usados. Para garantir proteção estrutural, o uso de poli(éter-éter-cetona) (*poly-ether-ether ketone, PEEK*) como matriz polimérica reforçada por diferentes fibras, este compósito promove estabilidade térmica, comportamento dúctil e alta tenacidade, promovendo-se como excelente material ablativo [5].

Por mais que os compósitos híbridos já estavam sendo aplicados na indústria aeroespacial, o efeito combinado do envelhecimento em ultravioleta e de impactos de baixa velocidade é menos estudado.

No presente trabalho, um compósito laminado de epóxi reforçado por fibras de vidro e carbono foi usado para avaliar se suas propriedades mecânicas e químicas sofrem alterações com os efeitos do envelhecimento em ultravioleta e de impactos de baixa velocidade tendo como objetivo avaliar seu potencial uso para a indústria aeroespacial. Para isso, o material compósito foi envelhecido em uma câmara de ultravioleta e jateado. O efeito combinado desses dois processos de degradação também foi avaliado. O efeito combinado desses dois processos de degradação também foi avaliado. Para avaliar o efeito desses processos sobre o compósito, foram avaliadas as propriedades mecânicas de flexão de resistência ao cisalhamento interlaminar, enquanto as propriedades químicas e estruturais foram avaliadas por FTIR, MEV, microscopia ótica e colorimetria.

## 2. Revisão bibliográfica

### 2.1 Compósitos

Um compósito é um material que é obtido pela união de dois ou mais materiais e que reúne, de maneira equilibrada, propriedades intrínsecas dos materiais que o compõe. A sinergia entre materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos possibilita o surgimento de novas características mecânicas, físicas e/ou químicas, permitindo a otimização em vários campos de aplicação. Algumas propriedades tais como rigidez, densidade e condutividade térmica podem ser obtidas de maneira única dependendo da finalidade de uso [6].

A união entre dois materiais, sendo um que suporta altas cargas e outro que apresenta menor resistência é a base para síntese de um material compósito. Enquanto o material mais resistente é classificado, por definição, como um reforço, o material de menor resistência é classificado como matriz e tem a função primária de manter a orientação do reforço e a forma do produto desejado [7].

A junção de uma matriz e um reforço de baixa densidade gera um material que terá também baixa densidade; entretanto, ao uni-los, é possível obter um material que em alguns casos consegue ser mais resistente e eficiente que a matriz e o reforço isoladamente. Por exemplo, compósitos podem substituir o aço em construções civis e não sofrerem algumas adversidades que o aço sofre, como, por exemplo, a corrosão [8].

Na indústria aeroespacial, por exemplo, a aplicação de compósitos foi decisiva para momentos cruciais na história, como na 2ª Guerra Mundial. O seu uso em aeronaves militares contribuiu para que os aviões diminuíssem seu peso, possibilitando economia e menor gasto de combustível, promovendo tempos de voo maiores [9].

Os compósitos também são comumente utilizados como reparos na indústria aeroespacial, inclusive sendo usados com muito maior limite de fadiga quando comparado com reparos de alumínio [10].

Apesar dos pontos positivos, algumas características dos compósitos não conseguem ser superiores a, por exemplo, algumas ligas metálicas. Por exemplo, seus custos de matéria-prima são mais altos, danos por impacto não são visíveis a olho nu e os reparos são diferentes quando comparados a estruturas de ligas metálicas [7].

## **2.2 Tipos de Compósitos**

A Figura 1 mostra esquematicamente todas as possíveis formas, atualmente definidas, de como os compósitos são caracterizados em função dos seus reforços e, também, os tipos de compósitos estruturais [11].

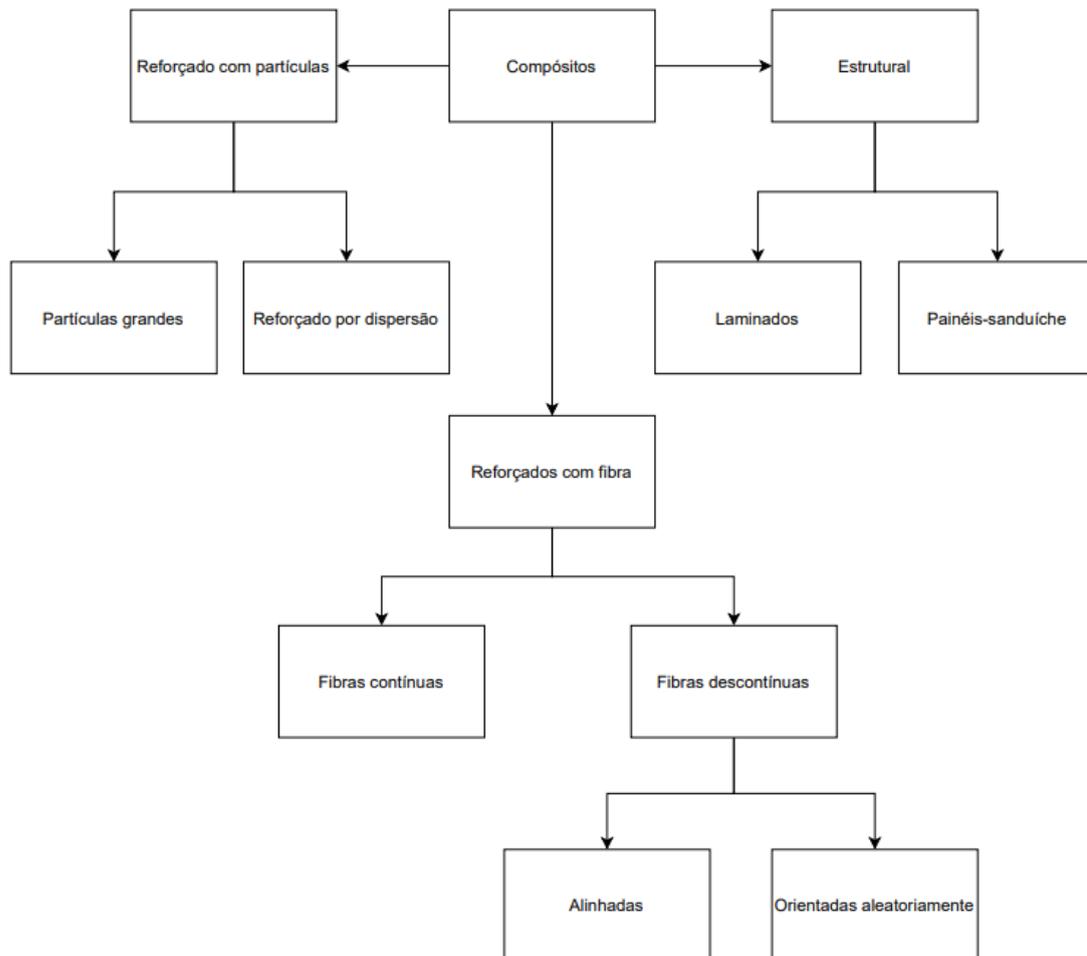


Figura 1- Fluxograma de tipos de compósitos[11].

### 2.2.1 Compósitos particulados

Nesses compósitos, diferentes tamanhos de particulados são inseridos, com uma distribuição aleatória definido em uma matriz. A fase particulada, mais rígida e dura, dificulta a deformação da matriz. A tensão imposta ao compósito é distribuída parcialmente nas partículas e o aumento da fração de particulado na matriz pode levar a um aumento significativo nas propriedades mecânicas como um todo [6].

Estudos relatam que o tamanho dos particulados pode influenciar diretamente na rigidez, tensão e tenacidade de materiais compósitos poliméricos, como o caso do polipropileno (PP) reforçado com carbonato de cálcio. Nesse compósito, tamanhos de partículas entre 21 e 39 nm foram usados e o compósito com o particulado de menor tamanho apresentou um módulo de elasticidade maior [12]. O mesmo compósito também mostrou que diferentes diâmetros do particulado retornam diferentes valores para a resistência à tração [13].

## 2.2.2 Compósitos estruturais

### 2.2.2.1 A estrutura laminada

O compósito é constituído por uma justaposição de lâminas, camadas ou películas sucessivas umas às outras, podendo ter orientações iguais ou distintas. Para uma análise mais aprofundada, considera-se que as lâminas têm aderência total, sem haver possibilidade de escorregamento entre elas. Por possuírem diversas formas de orientação, denominações apropriadas são usadas para sua identificação [14]:

- Laminados unidirecionais *on-axis*: A orientação do laminado unidirecional *on-axis* é tal que as fibras se estendem ao longo do eixo principal do laminado. Essa orientação é chamada de "*on-axis*" porque o eixo de cada camada é colocado paralelo ao eixo de referência, e as camadas são empilhadas umas sobre as outras para formar o laminado.
- Laminados unidirecionais *off-axis*: As lâminas são orientadas em um ângulo em relação ao eixo longitudinal do laminado. Ao contrário dos laminados unidirecionais *on-axis*, onde as lâminas estão alinhadas com o eixo principal, os laminados *off-axis* têm as lâminas orientadas em um ângulo específico, geralmente de 45 ou 60°.
- Laminados *angle-ply*: A orientação das lâminas possui diferentes ângulos de orientação específicos em relação ao eixo principal do laminado. A orientação mais comum é de  $\pm 45^\circ$ , mas outros ângulos também podem ser usados como de 30, 60, 75° e assim por diante.

- Laminados *cross-ply* ou laminados cruzados: As lâminas ficam orientadas perpendicularmente umas em relação às outras. Este arranjo é comumente referido como “0/90” por que a primeira camada é alinhada com a direção do comprimento da placa ( $0^\circ$ ) e a segunda camada é alinhada com a direção da largura da placa ( $90^\circ$ ).

- Laminados simétricos: As orientações das camadas são geralmente simétricas em relação à camada central, resultando em um laminado que é simétrico em relação ao eixo central. A orientação das camadas do laminado simétrico pode ser designada usando a notação  $[\theta/\alpha/\beta/\theta/\alpha]_s$ , onde  $\theta$  é a orientação da camada em relação ao eixo longitudinal do laminado,  $\alpha$  é a orientação da camada em relação ao eixo transversal e  $\beta$  é a orientação da camada em relação ao plano médio do laminado. O índice “s” indica que o laminado é simétrico.

Laminados anti-simétricos: A orientação das camadas em um laminado anti-simétrico ocorre em relação a superfície central do material. Se uma camada está inclinada em um ângulo positivo ( $\theta$ ) em relação ao plano médio, a camada oposta estará inclinada no mesmo ângulo, porém em direção oposta ( $-\theta$ ).

- Laminados assimétricos: Não há simetria nem anti-simetria entre as lâminas. Exemplo:  $[+\theta_1, +\theta_2, -\theta_2, +\theta_1]$ .

- Laminados híbridos: Suas lâminas são formadas por diferentes materiais de reforço, como, por exemplo lâminas formadas por fibra de carbono e lâminas formadas por fibra de vidro.

### 2.2.2.2 A estrutura sanduíche

A estrutura sanduíche consiste na união de três camadas: duas lâminas finas de reforço externas, podendo ser feitas de metais ou de compósitos reforçados com fibra para promover resistência ao material, adesivadas a um material interno, geralmente sendo de baixa densidade, como poliuretano. O material que compõe a parte central possui menor resistência em comparação às camadas de reforço externas, porém tem a função de redistribuir a carga quando submetido à uma tensão aplicada [15].

Como tendência geral, as lâminas de reforço externas são preparadas com metais ou compósitos reforçados com fibras que fornecem alta rigidez e resistência. Os laminados de face externa são unidos com um material que compõe o núcleo, resultando numa estrutura sanduíche. Essa aderência é fundamental para evitar que possíveis delaminações possam ocorrer quando a estrutura está submetida a algum ambiente danoso. Laminados de aço, por exemplo, apresentam uma aderência muito limitada com os núcleos poliméricos devido as suas diferentes propriedades térmicas e elétricas, que dificultam o processo de aderência, como soldagem e/ou aderência mecânica [16].

A estrutura sanduíche também pode ser formada por estruturas de treliças com diferentes conformações geométricas, permitindo que o compósito com o seu comportamento anisotrópico consiga ter suas propriedades maximizadas em uma dada direção. As estruturas treliçadas permitem uma combinação sinérgica de material compósito e geometria, onde a geometria alinha as forças aplicadas nas direções das fibras [17].

### **2.2.3 Compósitos reforçados com fibra**

Essa classe de compósito é considerada a mais importante. Sua fase dispersa garante elevadas propriedades mecânicas, como alta resistência e elevado módulo de elasticidade, somado com a baixa densidade, característica da matriz. Geralmente, a resistência do material depende da capacidade da matriz em redistribuir a carga que está submetida ao compósito para as fibras, restando uma pequena porcentagem para a própria matriz. O material que compõe a matriz deve ser dúctil, assim como o módulo de elasticidade das fibras que compõem o compósito deve ser superior ao da matriz, como apresentado na Figura 2. A matriz adquire uma função de proteção aos danos na superfície, por consequência de danos como abrasão ou reações químicas em que o material está exposto, evitando a propagação de falhas ou ruptura das fibras [6].

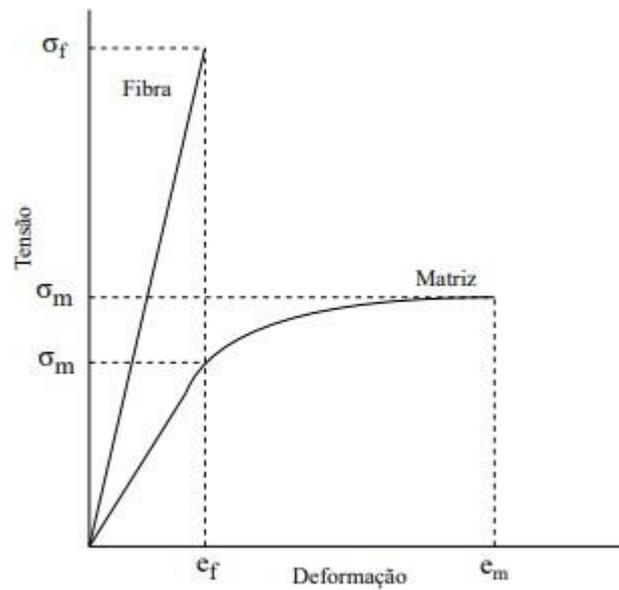


Figura 2- Curva tensão – deformação de um compósito formado com matriz dúctil e fibra frágil (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Dependendo de como estão dispostas as fibras na matriz, o comportamento mecânico do material pode sofrer alterações. Entre as possíveis orientações que as fibras podem assumir têm-se as fibras orientadas de forma contínua e descontínua, sendo a última de maneira alinhada ou aleatória, como apresentado na Figura 3.

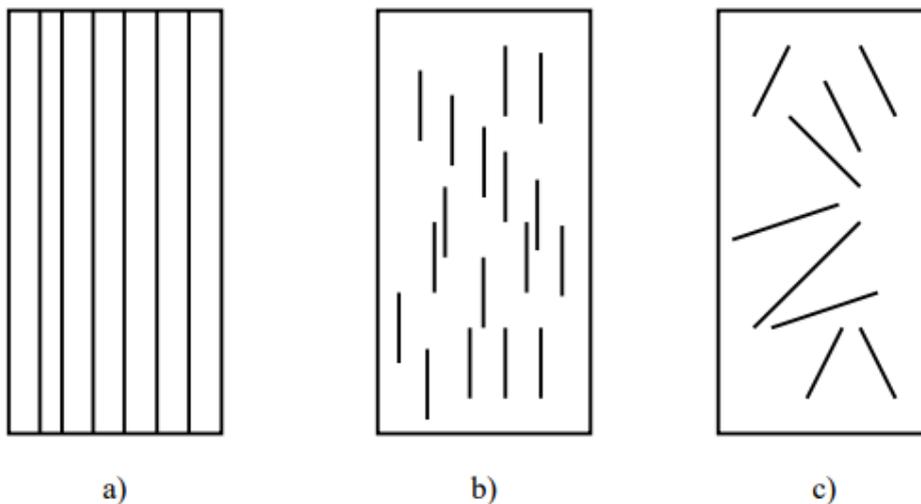


Figura 3 - Orientações das fibras em compósitos. a) Fibras contínuas e alinhadas; b) Fibras descontínuas e alinhadas; c) Fibras descontínuas e com orientação aleatória.

## 2.2.4 Compósitos Híbridos

Compósitos híbridos são formados por duas ou mais de fibras diferentes em uma única matriz, apresentando melhor combinação geral de propriedades em comparação com os compósitos que possuem apenas um único tipo de fibra.

O número de aplicações para compósitos reforçados por diferentes fibras é cada vez maior. Ao misturar dois ou mais tipos de fibra em uma resina, pode ser possível criar um material que possua as vantagens combinadas dos componentes individuais e, simultaneamente, mitigue suas qualidades menos desejáveis. É possível também adaptar as propriedades de tais materiais para atender requisitos específicos [4].

A hibridização do compósito de fibra de vidro-carbono atraiu o interesse da pesquisa em materiais nos últimos anos. Comparativamente, enquanto as fibras de vidro oferecem baixa rigidez e alta deformação na ruptura, as fibras de carbono possuem alta rigidez e baixa ductilidade. Portanto, a união das duas fibras proporciona melhor ductilidade bem como resistência a impacto aprimorada, alta resistência e rigidez, com sua produção a menor custo [18].

As propriedades dos compósitos híbridos são conhecidas pelo efeito sinérgico. Esse efeito também é definido como desvio positivo ou negativo de uma determinada propriedade mecânica nas regras das misturas. A adição de fibras de vidro pode aumentar a deformação na ruptura em compósitos reforçados com fibra de carbono (CRFC) em até 50 %, indicando efeito híbrido positivo, enquanto os efeitos da energia de fratura mostram efeitos híbridos negativos [19].

Considerando que cada fibra e matriz deformem igualmente, o módulo de elasticidade do laminado híbrido é a soma do produto do módulo de elasticidade de uma lâmina específica com a fração volumétrica de fibras em relação ao total de fibras naquele laminado. O módulo de elasticidade de um laminado híbrido típico ( $E_{hc}$ ) de  $n$  tipos diferentes de lâminas é definido pela Equação 1:

$$E_{hc} = \sum_{i=1}^n (E_{fi} V_{ci}) \quad (1)$$

Onde  $E_{hc}$  é o módulo elástico da fibra e  $V_{ci}$  é a fração volumétrica, que é definida pela Equação 2:

$$V_{ci} = \frac{V_{fi}}{\sum_{i=1}^n V_{fi}} \quad (2)$$

Os compósitos híbridos são muito utilizados como materiais que possuem memória de forma (*shape memory alloys, SME*). A introdução de materiais metálicos que possuem propriedades termoelásticas em matrizes poliméricas reforçadas por fibras oferecem uma melhor combinação para redução de peso em aplicações de estruturais aeroespaciais - contribuindo para melhor eficiência no consumo de combustível - além de serem moldáveis para melhorar a aerodinâmica e oferecendo maior resistência, rigidez, ductilidade, maior amortecimento a vibração, resistência a impactos e maior resistência à fadiga [20]

### 2.3 Compósitos na indústria aeroespacial

Ao longo do tempo, ampliou-se o uso de materiais compósitos na fabricação de aviões, espaçonaves e jatos supersônicos – uma resposta dada às desvantagens dos metais, por conta de sua maior densidade e por sofrerem corrosão ao longo do seu tempo de uso.

As vantagens dos compósitos são evidentes [7], já que as suas características básicas se contrapõem aos metais e suas ligas:

- Levaram a redução do peso total dos componentes;
- Design mais adaptável sem perda de suas propriedades originais;
- Mais resistente a danos, possibilitando menor probabilidade de acidentes e aumentando o índice de sobrevivência;
- Alguns compósitos como os formados por matriz polimérica e reforçados com fibra de vidro, conhecidos como *glass fiber reinforced polymer* (GFRP) se tornaram excelentes substitutos às ligas metálicas na composição dos

- transportes aéreos, por não serem bons condutores elétricos, evitando, por exemplo, corrosão galvânica como as antigas aeronaves eram expostas;
- Já os compósitos formados por matriz polimérica e reforçados com fibra de carbono, conhecidos como *carbon fiber reinforced polymer* (CFRP) são extremamente resistentes e rígidos, ajudando a manter a integridade da estrutura, além de ter boa resistência à impacto [21];
- Compósitos de carbono reforçados com fibra de carbono, conhecidos como *carbon fiber reinforced carbon matrix composites* (CFRC) ou *carbon/carbon composites*, assim como o CFRP, conferem resistência e rigidez, porém maior resistência à fadiga, enquanto a matriz de carbono mantém as fibras unidas. Há um efeito sinérgico entre a fibra e a matriz de carbono, resultando em um material de alta tenacidade à fratura, além de alta resistência específica e módulo de elasticidade [22].

Além disso, a classe dos compósitos estruturais vem ocupando maior espaço na fabricação das aeronaves. Os painéis sanduíche, destacando-se os que possuem forma de favos conhecidos como *honeycomb*, são utilizados em regiões estratégicas para a elaboração de espaçonaves como o *Boeing 767-200* [23].

Esta classe de compósito também é usada na produção de satélites, e apresentou diversos resultados positivos em sua aplicação, como uma alternativa às ligas metálicas, pois diminuiu o peso da estrutura e garantiu maior rigidez. Uma outra grande vantagem relatada do uso do compósito estrutural de estrutura *honeycomb* é a capacidade de absorver energia cinética gerada por impactos externos, com maior resistência a choques mecânicos quando se comparado a painéis de proteção formados apenas por CRFC [24,25]

#### **2.4 O CFRC, o CFRP e os compósitos híbridos e suas aplicações na indústria aeroespacial**

Compósitos de carbono reforçados com fibra de carbono (*carbon fiber reinforced carbon*, CFRC) foram introduzidos há pelo menos 60 anos, focados principalmente nas indústrias aeroespacial e automotiva. Com a finalidade de serem utilizados como escudo térmico, material ablativo e elemento de fricção, seu uso foi direcionado principalmente na confecção de tubeiras em foguetes espaciais. Seu

perfil é de ser um isolante térmico e possuir uma dissipação térmica controlada, projetado para atuar como um reservatório de calor [21].

O compósito polimérico reforçado com carbono é visto como uma vantagem “eco-eficiente”, baseado no seu ciclo de vida. Há uma redução de 109 kg de dióxido de carbono para cada quilograma de *CFRP* (*carbon fiber reinforced polymer*) sintetizado para a produção de peças em aeronaves [26].

O avanço de compósitos reforçados com duas ou mais fibras diferentes (como vidro e carbono) na indústria aeroespacial mostrou que é possível desenvolver uma estrutura que possa melhorar o desempenho mecânico em aeronaves. A hibridização dessas fibras, em comparação com compósitos puramente reforçados com fibra de vidro, apresenta maior resistência e estabilidade da estrutura em algumas partes essenciais em aeronaves, como *spoilers* e o *cockpit*. Além de ser um material mais barato, o uso desse compósito híbrido mostra uma redução de 8 a 10 % do peso total de naves aeroespaciais, resultando em menor consumo de combustível e maior capacidade de carga [27].

Como as fibras de vidro têm um módulo à tração mais baixo e maior falha de deformação de ruptura em comparação com a fibra de carbono, a fibra de carbono atua como uma melhoria para a estrutura do compósito híbrido. O módulo de elasticidade e a resistência à tração melhorada do compósito híbrido podem ter um impacto maior na aplicação na indústria aeroespacial [28].

As vantagens dos compósitos híbridos são evidenciadas por meio da melhoria na rigidez e resistência, propriedades de flexão, maior estabilidade quanto à distorção, menor custo de produção e redução de peso, resistência à fadiga aprimorada, maior tenacidade à fratura e menor capacidade de propagação de trincas, além de resistência ao impacto. Os compósitos híbridos podem ser considerados entre as melhores opções de design de materiais, pois seus diversos aspectos favorecem seu uso em comparação aos compósitos com único tipo de fibra [29].

A Tabela 1 apresenta dados de compósitos comumente utilizados na indústria aeroespacial.

**Tabela 1** – Dados mecânicos e térmicos dos compósitos CFRC, CFRP e GFRP com fração volumétrica de fibras de 60% [30].

Propriedade	Epóxi – GFRP	CRFC com fibras unidirecionais de alto módulo	CFRP com fibras unidirecionais de alto módulo
Módulo de elasticidade (GPa)	12,3	95	17
Densidade (g.cm <sup>-3</sup> )	1,8	1,5	1,6
Módulo de cisalhamento (GPa)	30	240	33
Capacidade térmica específica (J.kg <sup>-1</sup> . K <sup>-1</sup> )	960	760	795
Condutividade térmica (W.m <sup>-1</sup> . K <sup>-1</sup> )	1,2 – 1,5	40	15
Difusividade térmica (m <sup>2</sup> .s <sup>-1</sup> )	1,63 x 10 <sup>-7</sup> – 1,77 x 10 <sup>-7</sup>	2,16 x 10 <sup>-4</sup>	1,60 x 10 <sup>-7</sup> – 2,20 x 10 <sup>-7</sup>
Coefficiente de expansão térmica (% K <sup>-1</sup> )	-2,8 x 10 <sup>-6</sup>	4 x 10 <sup>-6</sup>	-1,2 x 10 <sup>-6</sup>

## 2.5 A estrutura sanduíche e sua combinação com CRFP na indústria aeroespacial

Inicialmente, a seleção de componentes para a formação da estrutura sanduíche é decisiva e deve ser cuidadosamente apurada em função do seu objetivo. Primeiramente, estabelece-se a escolha entre as resinas poliméricas: termofixos ou termoplásticas como matrizes. O epóxi é usualmente o polímero termofixo mais utilizado para a produção de compósitos para aeronaves e espaçonaves devido ao seu baixo peso, alta rigidez e sua precisão dimensional, características cruciais para esse fim. Outro ponto importante do epóxi para sua escolha é devido ao seu perfil de retração ser menor que, comparativamente, com o poliéster insaturado e o vinil-éster [30].

A Tabela 2 apresenta diferentes materiais poliméricos que podem compor estruturas sanduíche.

**Tabela 2** - Termofixos e termoplásticos utilizados para a formação de compósito estrutural sanduíche [30].

Material	Densidade (kg/m <sup>3</sup> )	Módulo de elasticidade (GPa)	Resistência à tração (MPa)	Temperatura máxima de operação (°C)
<b>Termofixos</b>				
Epóxi	1,2 -1,4	2,5 – 5,2	50 – 130	80 – 125
Poliéster insaturado	1,1 -1,4	1,6 – 4,1	35 – 95	60 – 150
Vinil-éster	1,1 -1,3	3,0 – 3,5	73 – 81	60 – 150
Fenólico	1,1 -1,4	2,7 -4,1	35 – 60	70 – 120
Éster-cianato	1,2 -1,3	2,6 -3,5	70 – 125	150 – 250

Bismaleimida	1,2 -1,3	3,9 – 4,6	120 – 180	230 – 320
<b>Termoplásticos</b>				
<b>Polipropileno</b>	1,2 -1,4	1,15 – 1,57	31,0 – 41,9	50 – 135
<b>Poliamida</b>	1,2 -1,4	0,25 – 3,84	35,2 – 167,6	75 – 150
<b>Policarbonato</b>	1,2 -1,4	2,20 – 2,41	62,7 – 73,3	115
<b>Polisulfano</b>	1,2 -1,4	2,51 – 2,72	60,0 – 74,7	150
<b>Poliétersulfona</b>	1,2 -1,4	2,44 – 2,86	68,3 – 100,6	180
<b>Poliimida</b>	1,2 -1,4	2,10 – 4,02	72,4 – 119,4	170
<b>Poli (sulfeto de p-fenileno)</b>	1,2 -1,4	3,28 – 3,42	48,3 – 87,3	120 – 220
<b>Polieterimida</b>	1,2 -1,4	2,72 – 4,02	62,1 – 150,2	170
<b>Poli (éter-éter-cetona)</b>	1,2 -1,4	3,63	70,3 – 104,8	120 – 250

As fibras de carbono devido a seu baixo peso específico, alta rigidez e resistência à tração são as mais comumente usadas como reforço dos laminados que formam a estrutura sanduíche. Vidro e aramida são também outras opções de reforço que podem ser apropriadas de forma alternativa, ao pensar que a fibra de vidro tem um custo inferior comparativamente com as outras [31]. A Tabela 3 fornece os dados das principais fibras aplicadas nas lâminas superficiais dos compósitos sanduíche.

**Tabela 3** - Fibras utilizadas como reforço na estrutura sanduíche [30]

Fibra	Densidade (kg/m <sup>3</sup> )	Módulo de elasticidade (GPa)	Resistência a tração (GPa)	Ponto de fusão (°C)	Custo relativo
<b>Vidro E*</b>	2,54	70	3450	≥ 1540	Baixo
<b>Vidro S*</b>	2,50	86	4500	≥ 1540	Moderado
<b>Carbono de alto módulo</b>	1,90	400	1800	≥ 3500	Alto
<b>Carbono de alta resistência</b>	1,70	240	2600	≥ 3500	Alto
<b>Boro</b>	2,6	400	3500	2300	Alto
<b>Aramida (Kevlar® 29)</b>	1,45	80	2800	500	Moderado
<b>Aramida (Kevlar® 49)</b>	1,45	130	2800	500	Moderado

## 2.6 O comportamento CFR/Cem compósitos reforçados por fibras

A exposição em condições comuns do meio ambiente, como umidade e radiação, pode afetar o desempenho e características próprias de compósitos de matriz poliméricas reforçados com fibras. A estabilidade desse tipo de compósito pode ser comprometida quando algum aquecimento externo tende a alcançar temperaturas na faixa da transição vítrea dos polímeros que compõem o material [32].

Altas temperaturas causadas por radiações UV podem também causar aceleração nas reações nos grupos laterais e acabar originando novos grupos moleculares ou radicais em compósitos de carbono reforçados com fibra de carbono (CRFC). Esses novos radicais oriundos destas reações se transformam em “*scavengers*” e acabam roubando ligações de outras cadeias poliméricas, levando a degradação do próprio material e se tornando um processo irreversível [33].

A radiação UV é conhecida por ser um fator ambiental que causa elevada degradação e que, conseqüentemente, compromete as propriedades inerentes dos compósitos poliméricos, principalmente se tratando em uso ao ar livre. Como base de comparação, a energia dos raios UV que alcançam a superfície terrestre varia na faixa entre 290 e 460 kJ/mol, energia equivalente e comparável a energia necessária para a dissociação das ligações covalentes nas moléculas poliméricas. Durante a exposição aos raios UV, fótons reagem com as moléculas poliméricas que acabam formando alguns grupos radicais como: alcóxi, grupos aquila e radicais peróxidos. A luz UV absorvida com a presença de moléculas de hidrogênio altera a estrutura química do compósito polimérico e devido a reação química de fotoredução, pode gerar a cisão das ligações químicas ou casualmente formar ligações cruzadas indesejadas. Uma das conseqüências desses efeitos é, por exemplo, a perda do peso do material. Outros efeitos da degradação via UV podem resultar em microfissuras na superfície, contribuindo para um menor suporte de carga e uma distribuição não-uniforme da tensão térmica através da espessura do material [34].

Estudos mostram que a adição em peso entre 1 a 3% de “*organo-nanoargilas*” em compósitos de matriz epóxi reforçada com fibras de carbono expostos a radiação UV contribuiu não só com o impedimento da perda de propriedades mecânicas longitudinais, como também aumentou propriedades viscoelásticas, no caso a temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ) com o conteúdo da argila adicionado. Porém, foi constatado que longos períodos de exposição desse

material, pelo sinergismo entre o UV e a umidade no ambiente, podem causar tantos danos que a transferência de carga entre a matriz e as fibras não será mais possível devido ao desgaste da matriz [33].

## **2.7 Efeitos devido a ciclagem térmica no desempenho mecânico em compósitos reforçados com fibra**

### **2.7.1 Ciclagem térmica e o coeficiente de expansão térmica**

O coeficiente de expansão térmica ( $\alpha$ ), em inglês *coefficient of thermal expansion (CTE)*, é uma propriedade física fundamental para o desenvolvimento e produção de estruturas sujeitas a variações de temperaturas. No caso dos CRFP's, devido a sua estrutura de fibras e matriz, suas propriedades variam em função das orientações das fibras e sua proporção, além de outros fatores. Em casos gerais, o coeficiente de expansão térmica fica em torno de  $10^{-5}/^{\circ}\text{K}$  [35]. Esta propriedade pode ser definida pela seguinte Equação 3, de forma unidirecional:

$$\alpha = \frac{\varepsilon}{\Delta T} \quad (3)$$

onde  $\varepsilon$  é deformação do material (mm/mm) e  $\Delta T$  é a variação de temperatura em Kelvin.

Devido à grande diferença no coeficiente de expansão térmica entre fibras e matrizes poliméricas, tensões térmicas podem ser geradas repetidamente em compósitos expostos a um campo de temperatura alternada. Consequentemente, a ciclagem térmica pode causar descolamento interfacial e micro fissuração da matriz dos compósitos, o que pode promover ainda mais sua degradação. Delaminação pode ser um potencial dano causado pela rápida transição entre altas e baixas temperaturas [36–38].

Uma das consequências entre os diferentes coeficientes de expansão térmica das fibras de carbono e da matriz polimérica é o surgimento de pré-tensionamento durante o processo de cura. Exposições repetidas entre temperaturas muito baixas e muito altas, consideradas como ciclagem térmica, podem gerar danos acumulados na matriz polimérica [39]

Muitos satélites, expostos a severas variações repentinas de temperatura, necessitam de alta estabilidade para lidar com constantes quedas e subidas abruptas dessa variável. Para reduzir possíveis deformações, o CRFP é utilizado nas tubulações, estrutura e conexões dos satélites justamente por obter baixo coeficiente de expansão térmica e alta rigidez [40].

A combinação dos efeitos de vácuo e radiação de prótons em um compósito laminado de resina de bismaleimida reforçado com fibras de carbono mostrou que a decorrência desses efeitos causou perda de massa desse material, chegando a menos de 1,00%, assim como também causou quedas tanto na tensão flexural quanto na sua resistência ao cisalhamento interlaminar, reduzindo o seu desempenho como proteção e diminuindo sua vida útil, mesmo que esses valores tenham se estabilizados mesmo com o aumento da irradiação aplicada.[41].

Foram observadas alterações tanto nos coeficientes de expansão térmica quanto nas propriedades mecânicas em compósitos carbono-carbono durante o processo de ciclagem térmica. O aumento de ciclos ao longo do tempo inicialmente causou queda, mas, posteriormente, ocorreu recuperação do coeficiente de expansão térmica. Da mesma forma, a resistência à flexão diminuiu em 30 ciclos e apresentou uma tendência de recuperação após 100 ciclos [42].

Em outra pesquisa, o CRFP laminado foi utilizado como refletor e foi avaliado para determinar quais tipos de deformações foram causadas pela exposição ao calor dentro de uma câmara termostática. Concluiu-se que houve uma deformação não-simétrica gerada por um erro de orientação de suas fibras, indicando que o ângulo de orientação das fibras presentes no CFRP necessita ser manipulado de forma muito precisa para que essas deformações sejam evitadas para garantir a função desejada [43].

Já em condições de criogenia, foi visto que o coeficiente de expansão do CRFP é quase imutável, principalmente em estruturas onde o compósito CRFP é laminado [44].

Os danos causados pela ciclagem térmica de um compósito, após sua exposição a muitos ciclos térmicos que variaram entre -170 e 145°C, foram avaliados por St Laurant e colaboradores [45]. Foi possível detectar em observações microscópicas três tipos diferentes de danos: microfissuras transversais, descolamento entre as fibras e a matriz e delaminação. Esses danos contribuíram

para que as propriedades mecânicas da matriz fossem afetadas pela ciclagem térmica.

Análises de uma estrutura formada por uma impressora 3D de um CRFP (CF/PEEK) após alguns ensaios térmicos (*Arc Heating Test*) mostraram que o módulo de elasticidade não teve alterações significativas após ciclos térmicos e exposição à radiação UV. Porém, a tensão de cisalhamento caiu, assim como o peso das amostras que passaram por estes ensaios. A taxa de expansão da superfície foi maior do que a taxa de contração da superfície, gerando expansão. No geral, a exposição do material durante a combinação entre os ciclos térmicos e a radiação UV não causou efeito significativo nas propriedades das amostras, tornando esse material um potencial candidato para uma proteção térmica, como um escudo térmico [46].

O efeito da ciclagem térmica à vácuo em compósitos com estrutura de painéis sanduíche causou o surgimento de ligações cruzadas na matriz polimérica, perda de massa por desgaseificação da matriz, além da queda da resistência à compressão fora do plano [47].

O crescimento na taxa de formação de trincas em um compósito formado por fibra de carbono bidirecional e epóxi posto em uma câmara térmica à vácuo foi correlacionado à diferença entre os coeficientes de expansão térmica nas duas direções da fibra de carbono. Houve concentração de tensão entre as camadas no compósito, afetando principalmente a matriz epóxi [48].

Efeitos de condições criogênicas sob ciclagem térmica também foram avaliados em laminados de CRFC. Temperaturas oscilando entre -196,15 a 25,15°C apresentaram resultados significativos de degradação na resistência à tração, devido ao surgimento e crescimento de microfissuras. Entretanto, houve aumento no desempenho das propriedades mecânicas dos laminados, especialmente no módulo de flexão, devido a densificação da matriz polimérica [49].

## **2.8 Efeitos devido a exposição ao vácuo e ao UV em compósitos reforçados com fibras**

Uma variável importante de se destacar para materiais em condições de operação para a indústria aeroespacial é a condição de vácuo a qual o material está exposto. Compósitos poliméricos no vácuo estão sujeitos, por longos períodos, não

apenas a raios UV, mas a diferentes tipos de radiação como x e gama, entre outros fatores. Logo, é importante determinar as possíveis consequências que essas radiações podem gerar na matriz ou nas fibras que compõem o compósito.

A energia concentrada no fóton que produz UV é dada pela Equação 4:

$$E = hc/\lambda \quad (4)$$

onde h é a constante de Planck, c é a velocidade da luz e  $\lambda$  o comprimento de onda de UV.

O menor comprimento de onda, com a maior energia de fótons é mais absorvido na maioria dos materiais poliméricos, com risco de romper ligações químicas[50]

No caso geral, é muito importante o estudo do efeito da exposição a UV em compósitos reforçados com fibras, independentemente das fibras que compõe os compósitos poliméricos. A Figura 4 apresenta um fluxograma que detalha o encadeamento do processo de envelhecimento em ultravioleta [51]:

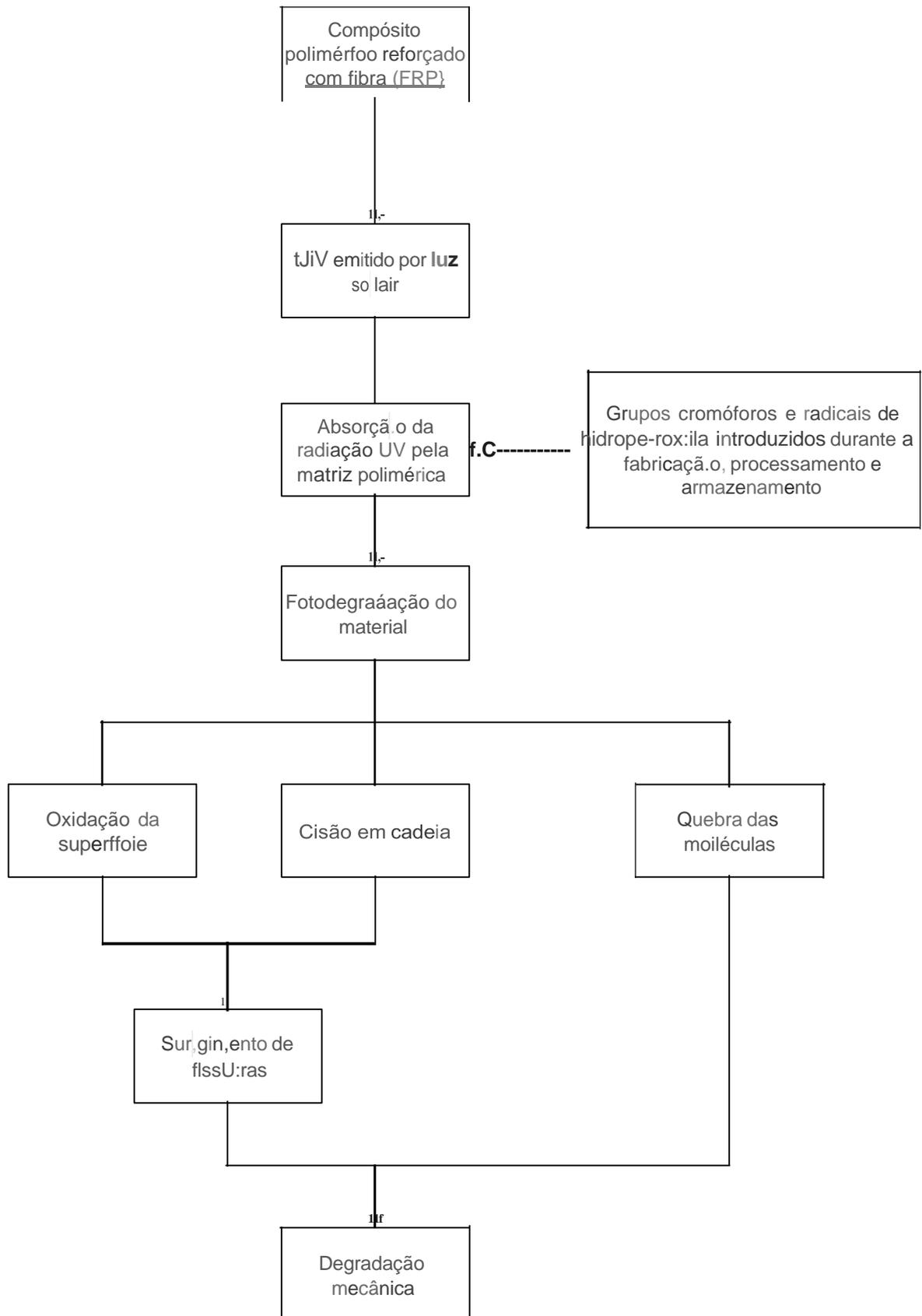


Figura 4 - Processo de degradação de FRP por UV [51]

Análises mecânicas são fundamentais para avaliar os efeitos causados pela exposição de compósitos em UV para avaliar o desempenho mecânico do material, sendo já considerados diversos métodos para avaliação, como ensaios de dureza, resistência à tração, alongamento e resistência ao impacto. Entretanto, estas análises podem apresentar imprecisão nos resultados, pois é notado que o processo de degradação por UV é um processo não-homogêneo. O efeito do UV não causa apenas reatividade química, mas também afeta a estrutura cristalina e a morfologia do material, importantes variáveis que influenciam na determinação dos parâmetros de desempenho mecânico. É necessário grande número de amostras a serem expostas a fim de se obter dados razoáveis [52].

O mecanismo de degradação causado pelo envelhecimento em ultravioleta em compósitos pode ocorrer de dois modos simultaneamente: descoloração do material e perda da integridade mecânica. O dano começa a surgir no momento em que os fótons de luz interagem com as cadeias moleculares que compõem a parte superficial nas estruturas poliméricas [53].

Compósitos de grafite-epóxi com fibras unidirecionais foram analisados após longos ciclos de simulação de órbita terrestre baixa. A queda de massa do material compósito foi de 1,00 %, causada pela desgaseificação do material, liberando produtos como  $H_2O$ ,  $N_2$  e  $C_6H_5$ . Além disso, o coeficiente de expansão térmica, a resistência e a rigidez dos compósitos após a exposição diminuíram com o aumento dos ciclos térmicos, destacando-se as mudanças na resistência à flexão, enquanto a resistência ao cisalhamento laminar manteve-se constante [54].

Materiais compósitos, como CFRP, são suscetíveis a degradação via UV devido às muitas ligações químicas, que são excelentes absorvedores de UV (conhecido como cromóforos), facilitando e iniciando reações fotoquímicas. A degradação causada pelo UV está mostrada esquematicamente no esquema da Figura 5. À medida que a radiação UV for absorvida pelo compósito polimérico (representado por RH), as ligações químicas se tornam mais fracas e radicais livres são formados (R e H), como mostrado em (1). A formação de compostos químicos energizados ( $AB^*$ ) ocorre em (2). Em seguida, possíveis reações podem ocorrer: a dissociação dos compostos químicos (3), a recombinação com outros compostos (C) (4), a isomerização (5) e/ou ionização dos compostos químicos energizados (6) [55].



Figura 1 - Possíveis reações de degradação de um polímero, pelo efeito da radiação UV [55].

Em condições de grandes fluxos de emissão de UV, a degradação do material pode alterar a coloração dele. Amarelamento e escurecimento são fortes indícios de que houve absorção de UV por parte do compósito, e a avaliação de alteração de cor é uma forma vantajosa de se caracterizar o material, visto que é um ensaio em que não se danifica amostras [52,55].

Ensaio de envelhecimento com a exposição à radiação UV de *Kevlar*®, *Vectran*®, *Spectra*®, e PBO (*Zylon* –) - fibras de alta resistência para aplicações aeroespaciais - causaram diversas alterações no comportamento mecânico (com exceção a *Spectra*®), como queda da resistência à tração de 40 a 60% após 40 horas em ensaio em *Weather-Ometer*. Uma das possibilidades da fibra *Spectra*® não ter sofrido alterações mecânicas é dada pelo fato de ser formada por polietileno, que não é um cromóforo [56].

Outros efeitos que se desenvolvem no material compósito polimérico exposto à radiação UV que podem comprometer seu desempenho, são a formação de ligações cruzadas gerando endurecimento no compósito e a cisão de ligações químicas covalentes, causando a perda de massa e tornando-o mais frágil [57].

Análises feitas em ensaios de degradação do CRFP sob irradiação mostraram que houve queda da resistência à flexão após ensaios de 400 minutos, além de detectar sob cromatografia gasosa altos níveis de formação de metano, cetonas e aldeídos [58].

A exposição de CRFP à raios UV se limita aos primeiros microns da superfície do material que, após longos períodos, causa degradação na superfície e pode afetar desproporcionalmente as propriedades mecânicas, visto que as falhas resultantes da degradação podem servir como concentradores de tensão e iniciar

fratura em níveis de tensão muito mais baixos do que para amostras não expostas. Redução no módulo de flexão e o descolamento entre a matriz e as fibras são consequências geradas por esse efeito [59].

Compósitos poliméricos reforçados com fibras são suscetíveis à degradação química sob radiação UV. Em exposição ambiental, a oxidação da superfície pode ocorrer no nível da matriz, quebrando as ligações químicas entre as moléculas e afetando o brilho da superfície do material. Se a temperatura ambiente estiver próxima ou acima da temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ) do material compósito, a matriz polimérica ficará mais maleável [60]. Esse mecanismo de degradação é mostrado na Figura 6 [61].

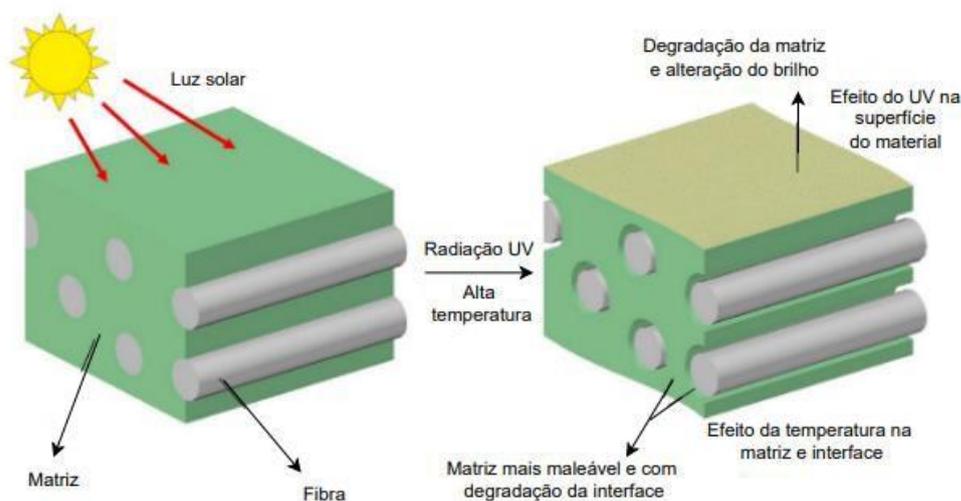


Figura 6 - Efeito da temperatura e UV em compósitos reforçados com fibra [61].

Outras pesquisas sugerem que a radiação UV alcança apenas 10 microns de profundidade em materiais poliméricos, acarretando alterações na coloração, na resistência à tração e no alongamento do material [62].

Materiais à base de poliéster submetidos à radiação UV por 264 dias mostraram diminuição na resistência à flexão e aumento no módulo de flexão. Comparativamente, a resistência de materiais à base de poliéster e vinil-éster foi testada por 125 dias, relatando que os materiais à base de vinil-éster apresentaram menor degradação na resistência à tração [63].

A resistência a UV em materiais compósitos à base de vinil-éster apresentou pouca degradação em relação às propriedades mecânicas de resistência à flexão

longitudinal, enquanto uma degradação relativamente maior no módulo de flexão foi observada [61].

A utilização de nanotubos de carbono de multicamadas (*multi-wall nanotube*, *MWNT*) para aprimorar a resistência contra as condições na órbita terrestre baixa foi avaliada em diferentes propriedades. Em 20 horas de exposição, o material compósito de epóxi reforçado com fibra de carbono revestido com *MWNT* apresentou aumento na propriedade de resistência à tração, reduzindo também o crescimento e a propagação de trincas no material. Entretanto, o módulo de tração apresentou queda [64].

A adição de éter-glicídico em diferentes proporções de peso em CRFP de resina epóxi como forma de prover melhor resistência à LEO aumentou tanto a resistência à flexão quanto o módulo de elasticidade à flexão. Além disso, a exposição a UV não alterou a estrutura química do CFRP com a adição do éter-glicídico [65].

Um estudo focado na resposta à fadiga de um compósito laminado exposto a umidade e radiação UV apresentou danos na matriz polimérica havendo sinergia dos efeitos. Presumia-se que esses danos eram considerados pequenos para ter qualquer efeito sobre as características mecânicas, entretanto a degradação da matriz polimérica compromete a transferência de carga para as fibras, diminuindo o módulo de flexão devido ao envelhecimento nesse ambiente. Vários tipos de trincas foram observadas na matriz utilizando o MEV, em função da erosão da matriz na superfície, podendo promover delaminação do material compósito [66].

Compósitos de carbono-epóxi foram expostos a ciclos alternados de radiação UV em combinação com vapor d'água em uma câmara de envelhecimento acelerado, avaliando os efeitos do envelhecimento no material por meio de espectroscopia de infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) e por *ILSS* (*interlaminar shear strength*, resistência ao cisalhamento laminar). Os resultados mostraram mudanças na estrutura química do material, avaliadas devido ao aparecimento ou aumento da intensidade dos estiramentos das ligações aromáticas C=C, C-O-C de éter, C=O em aldeídos e em C-N, sugerindo que as ligações na matriz epóxi são afetadas pelo envelhecimento. O surgimento de bandas de amida no espectro de infravermelho também sugere que a matriz polimérica sofreu degradação oxidativa. Os resultados de *ILSS* mostraram que há um sutil aumento

na resistência mecânica nas amostras em comparação com as que não sofreram envelhecimento acelerado, apesar deste aumento estar dentro do desvio-padrão [67].

Sistemas simulando vácuo com emissões de irradiação UV em compósitos de grafite/epóxi e vidro/epóxi durante 6 meses mostraram que o mecanismo de fratura não foi tão alterado. Porém, em ambos os compósitos a tensão de cisalhamento diminuiu com o aumento da irradiação ao longo do tempo, independentemente do ambiente de irradiação, mesmo que essa redução não tivesse sido significativa. Queda de massa nas amostras e microfissuras foram iniciadas devido a exposição a UV, que se propagaram através de seguidos choques térmicos [68].

Outras condições de operação testadas, como uma simulação de “*low earth orbit, LEO*” – termo utilizado para relacionar uma escala da órbita terrestre, que se encontra abaixo de 2000 km – onde se opera alto vácuo, radiação UV, ciclagem térmica e atmosfera com presença de oxigênio atômico (*AO, atomic oxygen*) foram aplicadas em compósitos de grafite/epóxi. Danos consideráveis causados pelo ambiente *LEO* e seus efeitos sinérgicos foram detectados por microscópio eletrônico de varredura (MEV), como microfissuras tanto nas fibras quanto na matriz, além de perda de massa das amostras. Foi possível afirmar que a presença de *AO* foi o principal constituinte do ambiente simulado para erodir a massa dos compósitos. Porém em combinação a radiação UV a perda de massa ficou mais severa. Simulação *LEO* também foi realizada para determinar o ciclo de falha em compósitos de grafite/epóxi, mostrando uma grande queda de resistência [69].

*LEO* pode ser considerado como um ambiente perigoso para materiais poliméricos já que além da presença oxigênio atômico, é composto também por hélio, hidrogênio, nitrogênio e alguns gases nobres que podem causar corrosão no material e, paulatinamente, deterioração do mesmo. A reação do oxigênio atômico com materiais poliméricos pode levar a formação de produtos de oxidação voláteis e erosão dos materiais poliméricos, surgindo compostos como  $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}_2$ ,  $\text{HCO}_2$  e  $\text{CH}_3$  [55]. A Figura 7 apresenta as possíveis interações do oxigênio atômico com a atuação de UV.

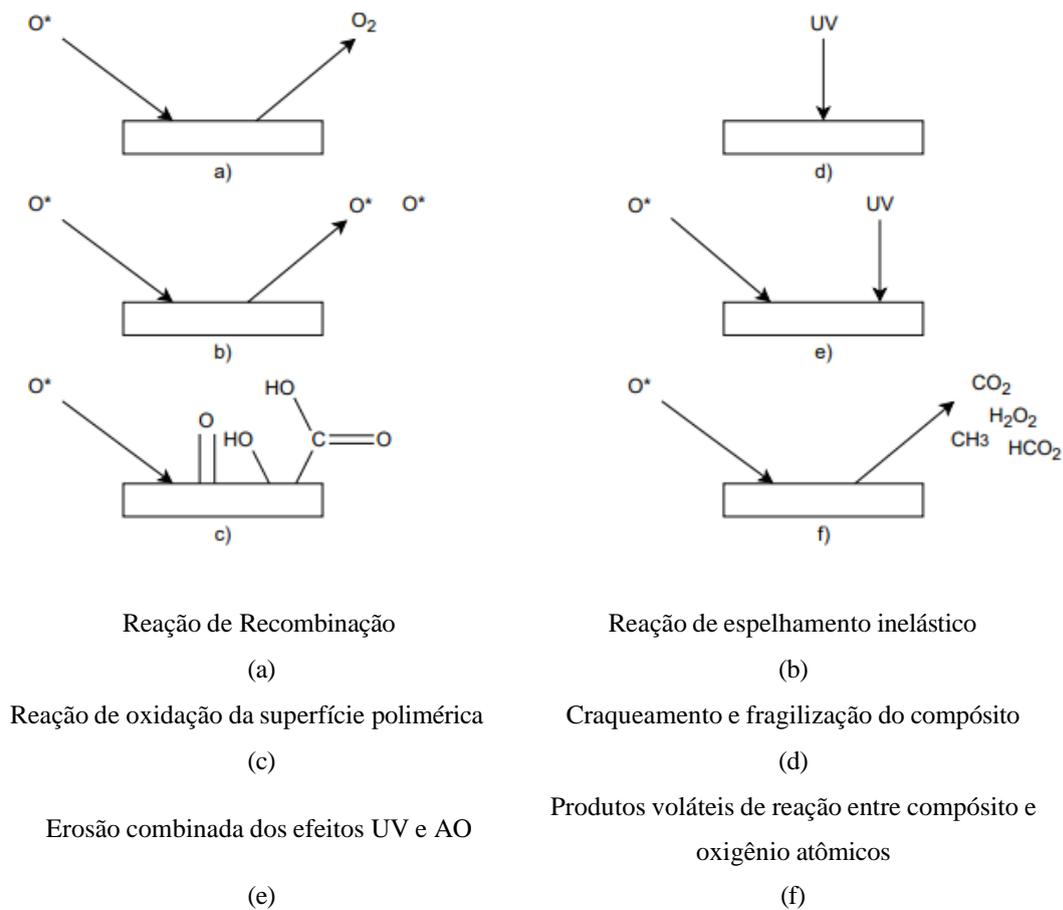


Figura 7 - Diferentes interações entre superfícies orgânicas do compósito com oxigênio atômico e UV no ambiente de LEO. A) Recombinação; B) Espalhamento inelástico; C) Oxidação da superfície polimérica, com aparecimento de grupos funcionais como cetona, álcool e ácido carboxílico; d) Craqueamento e fragilização do compósito; e) Erosão combinada dos efeitos de UV e oxigênio atômico; f) Produtos voláteis da reação entre oxigênio atômico. Adaptado de [55].

Estudo de simulação *LEO* realizado com CFRP com memória de forma, envolvendo condições de vácuo, exposição à radiação UV e atmosfera de AO, foi realizado individualmente com cada uma das condições para avaliação do módulo dinâmico, usando testes acelerados conduzidos em diferentes temperaturas. Na temperatura mais alta, a 150°C, a temperatura de transição vítrea apresentou maior aumento e foi a temperatura que causou maior perda de massa das amostras em comparação com as demais temperaturas, de 70 e 110°C. Ligações cruzadas surgiram no material compósito pelo efeito direto da atmosfera AO e pela radiação UV. O módulo dinâmico apresentou alterações ao longo do tempo nos testes

acelerados, mas não houve ganho ou perda no módulo ao fim do ensaio, assim como não houveram mudanças na memória de forma do CFRP [70].

Degradações moleculares na superfície de diferentes materiais compósitos também foram observadas em diferentes compósitos em condições da *LEO* por consequência da sinergia dos fatores envolvidos. *NanoC*, *CRFC* e *GFRP* foram caracterizados por XPS, SIMS e por MEV antes e depois de uma exposição de simulação em *LEO*. Foi detectado que a quantidade molecular de carbono em cada um desses compósitos diminuiu com a exposição da *LEO* e deu surgimento de grupos funcionais como C=O, O=C=O e N-C=O. Já na estrutura do material, o *CRFC* apresentou resíduos cinzas após a exposição, produtos de oxidação com *AO*, enquanto o *GFRP* apresentou algumas ondulações, assemelhando-se como efeito de enrugamento, e descamação foi observada no *NanoC* por consequência da erosão causada pelo *AO* na resina epóxi que o formava [71].

Ensaio envolvendo a combinação de dois fatores da *LEO*, como a aplicação de vácuo, ciclagem térmica variando de 120 a -175 °C mostraram que três tipos de materiais *CRFC* apresentaram a formação de microvazios no início da ciclagem térmica e delaminação entre as interfaces da fibra-matriz ao fim dos ciclos, exibindo um acúmulo gradual de danos. A tensão de cisalhamento nas três amostras não foi muito reduzida, porém o módulo de flexão foi afetado principalmente em uma das amostras, com uma perda de 22,1% ao ser comparada com seu valor original [72].

No caso dos materiais compósitos poliméricos reforçados com fibra de vidro (*GFRP*), amostras de *GFRP* foram envelhecidas em UV por 1080 horas, sendo testadas em intervalos de 360 horas. O efeito da radiação causou um aumento na resistência ao cisalhamento interlaminar (ILSS) nos primeiros 15 dias, seguido por uma ligeira diminuição após cada subsequente exposição de 15 dias. O aumento inicial na ILSS pode ser atribuído à cura devido ao UV, e a subsequente diminuição nos valores pode ser devido à degradação. A temperatura de transição vítrea não apresentou alterações significativas, assim como foram sutis as alterações nos espectros FTIR para as amostras a cada 15 dias de exposição [73].

Foi observado que compósitos reforçados com fibra de vidro em matriz de poliéster sob testes acelerados de radiação UV mostraram que o mecanismo de degradação causado pelo UV não é um fenômeno espontâneo. No entanto, algumas amostras expostas por mais de 40 horas apresentaram degradação nas propriedades

de tração e cisalhamento, entretanto não tiveram mudanças perceptíveis na resistência à compressão [53].

A utilização de nanotubos de carbono dispersos em uma matriz epóxi reforçada com fibra de vidro foi usada para produzir um compósito *GFRP* que fosse resistente a raios UV. A investigação experimental relatou que a incorporação de nanotubos de carbono apresentou uma melhora significativa na resistência à tração com apenas a dispersão de 0,50 % em peso de nanotubos de carbono, além de ter protegido o compósito *GFRP* diante a degradação UV. Foi notado também por espectroscopia em infravermelho (*FTIR*) que os nanotubos de carbono introduzidos ao *GFRP* mostraram menores quebras de ligações químicas, apresentando estabilidade química da matriz epóxi, ao se comparar com o *GFRP* puro após o envelhecimento de UV. Além disso, a adição de 1,00% em peso de nanotubos de carbono ao *GFRP* foi capaz de evitar o surgimento de microfissuras causadas pela exposição à UV em comparação às amostras de *GFRP* puro [74].

Em um estudo que avaliava o efeito combinado e individual do impacto de baixa energia com a exposição de UV em compósitos híbridos de fibras de carbono-vidro e em compósitos reforçados com fibra de vidro (*GFRP*), revelou que a aplicação de um impacto de baixa energia exerceu maior influência nas amostras *GFRP*, com diminuição significativa da resistência à flexão, quando comparado às amostras de compósito híbrido. O efeito do UV na resistência à flexão foi maior nas amostras de *GFRP*, também apresentando queda da resistência à flexão, em comparação com o compósito híbrido. O efeito combinado tanto da radiação UV quanto o impacto de baixa energia afetaram negativamente a resistência à flexão tanto do *GFRP* e do compósito híbrido, com ambos obtendo uma queda na propriedade em mais de 50% [75].

## **2.9 Efeitos devido ao envelhecimento térmico em compósitos**

Compósitos estão sujeitos ao envelhecimento térmico caso usados por longos períodos sob temperatura, podendo comprometer seu desempenho. Condições térmicas severas e deletérias costumam alterar a natureza química do material, causando mudança em suas propriedades. Foi descoberto que em temperaturas próximas a 250°C essa condição foi capaz de carbonizar a superfície de um compósito de fibra de carbono/bismaleimida [76]. Perda de massa, alteração

da temperatura de transição vítrea e ruptura da interface entre fibra/matriz foram colocadas como pontos importantes como resultantes das variações das propriedades mecânicas da fibra de carbono/bismaleimida. Testes realizados com compósito fibra de carbono/bismaleimida durante 2000 h sob temperaturas acima de 200 °C mostraram que as resistências tanto de flexão quanto de cisalhamento se deterioraram, em função do aparecimento de microfissuras. O processo de envelhecimento também gerou pós-cura da matriz polimérica, que acabou comprometendo propriedades mecânicas diante as altas temperaturas [77,78].

O envelhecimento térmico também comprometeu as propriedades de resistência à tração e a tensão de cisalhamento do compósito formado por fibra de carbono/bismaleimida. Estas variáveis diminuíram de acordo com o aumento do tempo de envelhecimento, resultante da degradação da matriz de bismaleimida, com a formação de microfissuras resultantes do envelhecimento térmico [79].

## **2.10 Resistência de compósitos reforçados com fibras à colisões por micrometeoritos e detritos espaciais**

Quando em operação, satélites estão expostos a colisões tanto de micrometeoritos quanto por lixo espacial, sendo esta consequência direta das ações humanas ao longo da história, por conta da exploração espacial. É possível estimar que existam mais de 22 mil objetos de, aproximadamente, 10 centímetros e que alguns destes objetos deixados na órbita terrestre, destacando-se principalmente os presentes na *LEO*, conseguem alcançar velocidades máximas de até 10 km/s acumulando energia cinética o suficiente para causar danos consideráveis em estações espaciais (NASA, 2019).

O impacto de micrometeoritos ou detritos espaciais/orbitais com os materiais de proteção são fortes o suficiente para gerarem vaporização do material de proteção no momento do impacto, ou causarem crateras na superfície, chegando a ter uma ordem de magnitude maior que a própria partícula impactante [52].

O impacto de baixa velocidade (*LVI, Low Velocity Impact*) e o impacto de alta velocidade (*HVI, High Velocity Impact*) são dois fenômenos distintos com respostas e danos estruturais diferentes. O LVI é causado por objetos de baixo peso com velocidade moderada e gera uma resposta local controlada devido aos tempos de impacto curto. Já o *HVI* se caracteriza por velocidades muito altas, de 70m/s a

70 km/s, podendo causar danos transversais elevados e queda de resistência ao choque induzidas pelo projétil. O impacto por *HVI* resulta em delaminações no material compósito, enquanto o *LVI* permite que o material compósito laminado deforme de um modo essencialmente estático [80].

O dano por impacto é causado pela interação de deformação e deflexão global, enquanto o dano de deformação pura em compósitos laminados e compósitos de estrutura sanduíche é observado quando a face traseira do material de proteção é suportada ou quando o efeito da deflexão global é insignificante. Danos por indentação e impacto em laminados envolvem um número de características de dano comuns, como trincas na matriz, delaminações e fratura de fibras, embora o dano de indentação seja muito mais localizado. Para impactos que causam grandes deflexões, as deformações planares serão significativas, especialmente perto do centro do impacto [80].

A falha por compressão de laminados impactados inclui uma série de mecanismos de falha - como o entalhe, encurvamento local, o encurvamento global e encurvamento local/global como é apresentado na Figura 8 [80].

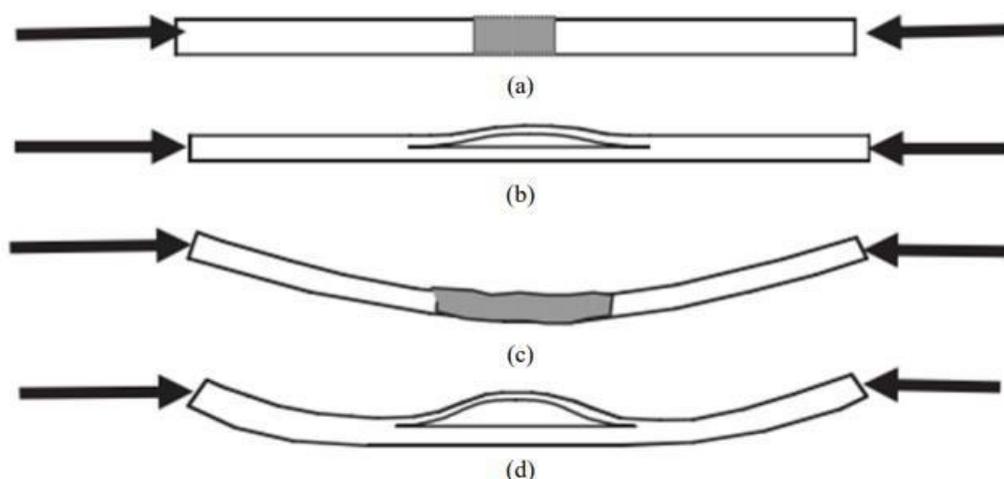


Figura 8 – Mecanismos de falha de compressão após impacto: (a) Efeito de entalhe; (b) Encurvamento local; (c) Encurvamento global; (d) Encurvamento local/global. Adaptado de [80].

O ranking de materiais poliméricos e metálicos efetivos contra detritos espaciais pode ser observado na Tabela.

**Tabela 4** - Ranking de materiais capazes de absorver energia mecânica de impacto [81]

Posição	Material	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Resistência à tração (MPa)	Resistência/peso (MPa-m <sup>3</sup> /kg)	Módulo de elasticidade à tração (MPa)	Carga crítica de falha por unidade de massa (N/kg)
1	Kevlar 29	1,44	3620	2,51	82740	105580
2	Spectra 900	0,97	2620	2,70	117215	39045
3	Nextel 312	2,70	1724	0,64	151690	13059
4	Al 7075T6	2,80	524	0,19	71708	2553
5	Al 2219T87	2,85	462	0,16	73087	1947
6	Al 6061T6	2,71	310	0,11	68950	931

A incorporação de polímeros oligoméricos de silsesquioxano (*Polyhedral Oligomeric Silsesquioxane - POSS*) em cadeias poliméricas pode levar à formação de copolímeros híbridos, proporcionando uma camada de proteção diante a ambientes oxidantes. Estes polímeros apresentaram resistência mecânica e estabilidade química diante do impacto de detritos e à exposição a oxigênio atômico após impacto [81].

Estudos tentando avaliar e estimar o tempo de vida útil de fadiga em compósitos de resina epóxi com fibras de carbono, com avaliações de impacto de detritos sob condições de ciclagem térmica, mostraram que a combinação desses efeitos causou a propagação de trincas e descolamento entre as fibras de carbono com a resina epóxi. O impacto dos detritos na presença de ciclos térmicos no material compósito aumentou as tensões de cisalhamento interlaminar entre a fibra e a resina epóxi, resultando em propagação de trincas e fratura, consequentemente reduzindo a vida útil do material compósito [82].

Utilizando o CFRP como escudo de proteção de aeronaves para a indústria aeroespacial, em comparação com liga de alumínio com a mesma função, o CFRP

induziu uma proteção e absorção maior da energia cinética acumulada por detritos quando estes possuíam um diâmetro menor que a espessura do CFRP, lhe garantindo uma função de para-choque [83].

Experimentos foram realizados para investigar o processo de impacto causado por ensaios balísticos em compósitos laminados de CFRP, com diferentes espessuras, para avaliar a eficiência de absorção de energia (*energy absorption efficiency – EAE*). Os resultados mostraram que o *EAE* dos laminados de CFRP sob impacto de alta velocidade é comparativamente maior do que o de placas de aço inoxidável 304. Por outro lado, o *EAE* consegue ser superior em laminados mais espessos em impactos de velocidade baixa [84].

Foi visto também que a energia absorvida no CFRP como proteção foi 7% maior que em liga de alumínio quando ambos foram expostos a diversas condições presentes na *LEO*, com simulação de projéteis com velocidades de 1 km/s. Diferentes angulações de incidência dos compósitos que eram atingidos com projéteis indicavam impactos de menor energia, quando estavam posicionados até 60° que em 0° [85].

A utilização de CFRP revestido com polibenzimidazol (PBI) como escudo em ensaios de impacto em *LEO* não mostrou ser capaz de absorver a energia cinética diante a um impacto de hipervelocidade quando comparado ao CFRP sem revestimento, mostrando que o revestimento de PBI não cumpriu com a função de aumentar a proteção [86].

Modelos matemáticos também buscaram reproduzir os impactos mecânicos causados pela hipervelocidade adquirida pelas partículas em órbita. Em compósitos sanduíche formados por CFRP como face externa e alumínio como núcleo de formato *honeycomb*, o modelo mostrou que este tipo de estrutura não possuiu êxito como proteção ao impacto em ensaios balísticos. No entanto, os estilhaços gerados pelo impacto de projeteis não penetraram na estrutura pois foram fortemente contidos pelos núcleos do *honeycomb* [87].

Estudos balísticos com diferentes velocidades de projéteis de alumínio em baixas temperaturas, realizados para avaliar o impacto em escudos de proteção de compósitos CFRP, mostraram que as ondas de choque produzidas pelos projéteis induziram forças de cisalhamento, causando esfoliação e a fragmentação do

compósito. Porém, grande parte dos danos causados pelo impacto são controláveis dependendo da orientação da seção laminada do compósito [88].

Ensaio balísticos de hipervelocidades com CFRP com nanotubos de carbono (*multi-wall carbon nanotube, MWNT*) realizados com projéteis de alumínio, sob condições da *LEO*, avaliaram o efeito do envelhecimento do compósito causado pelo ambiente na capacidade da absorção da energia do impacto do projétil. Os resultados mostraram que a adição de *MWNT* não melhorou no desempenho de absorção da energia de impacto no compósito quando atingido pelos projéteis, visto que por consequência do envelhecimento na *LEO* há o enfraquecimento da adesão entre a matriz e a fibra do compósito, além da eventual delaminação do CRFP [89].

Materiais compósitos submetidos a impactos de hipervelocidade por detritos espaciais (representados por esferas de alumínio) com velocidade nominal de 7,0 km/s foram testados para avaliar a capacidade de proteção. Os dados experimentais relataram que o dano induzido por esses impactos dependem de alguns parâmetros, como a energia mecânica acumulada pelo projétil e o grau de entrelaçamento das camadas de filamentos das fibras [90].

Um estudo consistindo em testes de impacto de hipervelocidade em compósitos carbono-carbono em diferentes velocidades avaliou o comportamento do material compósito e a resistência residual à flexão. A resistência residual à flexão dos compósitos carbono-carbono diminuiu em 30,6 a 43,5%. A resistência à flexão do material após o impacto balístico a 2,5 km/s foi maior em comparação após ensaios balísticos a 3,5 km/s. Danos, como fissuras na matriz e rompimento das fibras, evoluíram para delaminação ao longo da direção do impacto nos ensaios balísticos [91].

Ensaio experimentais foram realizados para investigar o impacto de baixa velocidade em compósitos de carbono-aramida submetidos a diferentes níveis de energia de impacto, avaliando o comportamento da propriedade de flexão após o impacto correspondente. Os resultados mostram que os corpos de prova após impacto não apresentaram fraturas e as perdas de resistência à flexão são menores em comparação com outros resultados relatados na literatura para compósitos de carbono/epóxi e vidro/epóxi [92].

Uma avaliação que investigou os efeitos de particulados de nanoargila nas propriedades de impacto e flexão de compósitos de poliéster insaturado (*UP – unsaturated polyester*) reforçados com fibra de vidro apresentam resultados que a adição de nanoargila até 1.5 % em peso melhorou a resistência ao cisalhamento interlaminar após os ensaios de *HVI*, aumentando a resistência à delaminação no compósito polimérico [93].

Para avaliar o efeito sinérgico entre exposição a raios UV por 48 horas com ensaios de impacto de baixa velocidade, entre 0,61 a 36,6 m/s, uma pesquisa demonstrou que a combinação desses dois fatores em compósitos laminados de resina epóxi reforçado com fibra de vidro teve um efeito substancial na redução da rigidez das amostras, aumentando a carga máxima de impacto e apresentando um encurvamento compressivo nos corpos de prova após serem ensaiados [94].

Um estudo avaliando o desempenho de um compósito laminado de matriz epóxi reforçado com fibra de vidro a disparos balísticos, com uma velocidade média de 328 m/s, revelou a formação de grandes delaminações que surgiram após os disparos, porém a presença delas não afetou a resistência à tração do material, assim como as fibras presentes permaneceram intactas. O surgimento da delaminação não indicou que houve mudanças significativas na resposta mecânica à tração do compósito [95].

Em ensaios experimentais de impacto de baixa energia, fazendo o uso combinado de fibras de carbono e fibras de vidro para a produção de compósitos híbridos, os laminados híbridos foram capazes de conter o dano gerado pelo ensaio próximo à superfície de impacto, enquanto a propagação do dano nos laminados não-híbridos foi severa. Além disso, os laminados híbridos apresentaram áreas de danos maiores na superfície de impacto e uma área de dano muito menor na parte inferior ao serem comparados com os danos registrados pelos laminados não-híbridos [96].

Um estudo investigou os efeitos gerados por diferentes sequências de empilhamento de fibras para a produção de materiais compósitos híbridos, usando Kevlar, carbono e vidro como fibras e realizando ensaios de impacto a uma velocidade de 182 m/s, para avaliar a capacidade de absorção de energia em diferentes amostras. O melhor desempenho de absorção de energia estava na

combinação das fibras de carbono e vidro, quando estes estavam nas camadas mais centrais do compósito, enquanto o uso de fibra de carbono na parte mais superficial obteve o pior resultado [97].

### **3 Materiais e Métodos**

#### **3.1 Material**

O material que foi utilizado neste estudo é um compósito híbrido de matriz epóxi reforçado com 30 % de fibra de carbono e 70 % de fibra de vidro. Foram usinados 100 corpos de prova para ensaios de flexão, com suas dimensões recomendadas pela norma ASTM D2344/D2344M e 60 corpos de prova para ensaios resistência ao cisalhamento interlaminar, com suas dimensões recomendadas pela norma ASTM D790.

##### **3.1.2 Nomenclatura**

As amostras que passaram por envelhecimento e jateamento são identificadas através da combinação dos seguintes códigos alfanuméricos:

- i) JAT, UV, REF: referentes aos compósitos caso tenha sido jateado, envelhecido em UV ou como ele foi fabricado, respectivamente;
- ii) Símbolo “+”: referente a combinação dos efeitos de UV e jateamento;
- iii) Número após a sigla UV citada em i): número referente aos dias de envelhecimento (60, 120 e 180 dias);
- iv) Número final: número da amostra.

Exemplo 1: Amostra UV60+JAT+UV120-1 – Amostra 1, envelhecida por 60 dias, depois jateada e envelhecida por mais 120 dias.

Exemplo 2: Amostra JAT-2 – Amostra 2 puramente jateada.

#### **3.2 Métodos Experimentais**

Os fluxogramas mostrados nas Figuras 9, 10 e 11 apresentam os procedimentos experimentais empregados. Na Figura 9, 10 amostras usinadas foram caracterizadas mecânica e quimicamente na condição de “como fabricado”, sendo que foram todas usadas no ensaio de FTIR, seguidamente pelo ensaio de colorimetria, utilizando 3 delas, e por fim todas usadas pelos ensaios de flexão sonoro e destrutivo, nessa ordem. As 15 amostras usinadas de ILSS não fizeram parte dos ensaios de caracterização química e estrutural. Os ensaios de MEV e microscopia ótica não usaram o conjunto dessas amostras, utilizando apenas pequenas amostragens para fins qualitativos.

Na Figura 10, 30 amostras de flexão e 45 amostras de ILSS do compósito foram envelhecidos por um só lado quando expostos à radiação UV e tiveram suas propriedades avaliadas ao longo do tempo de envelhecimento. Os procedimentos de FTIR, colorimetria e os ensaios destrutivos seguiram a mesma lógica comentada sobre a Figura 9. As 45 amostras usinadas de ILSS não fizeram parte dos ensaios de caracterização química e estrutural.

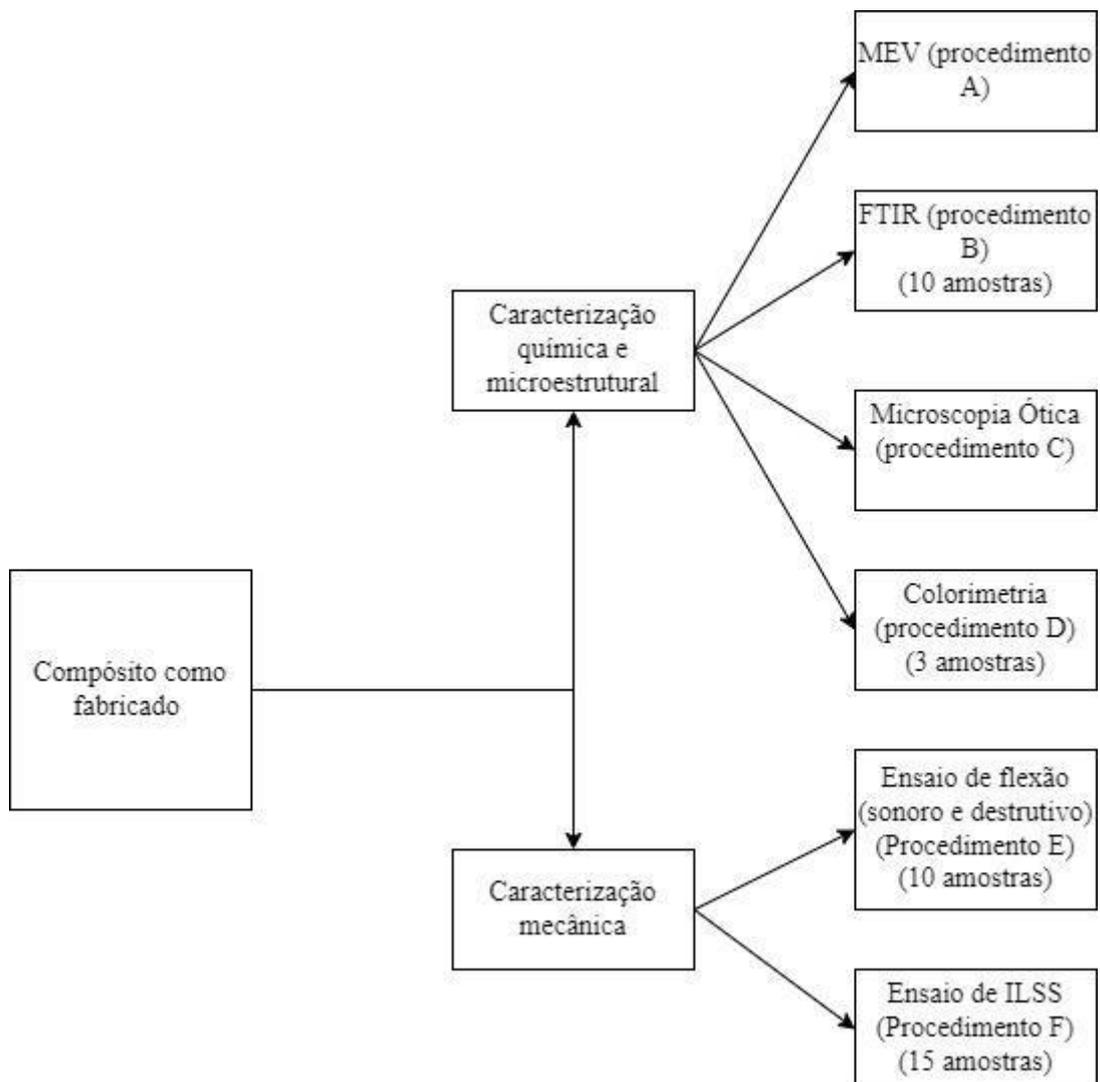


Figura 9- Fluxograma do procedimento experimental para caracterização do compósito como fabricado.

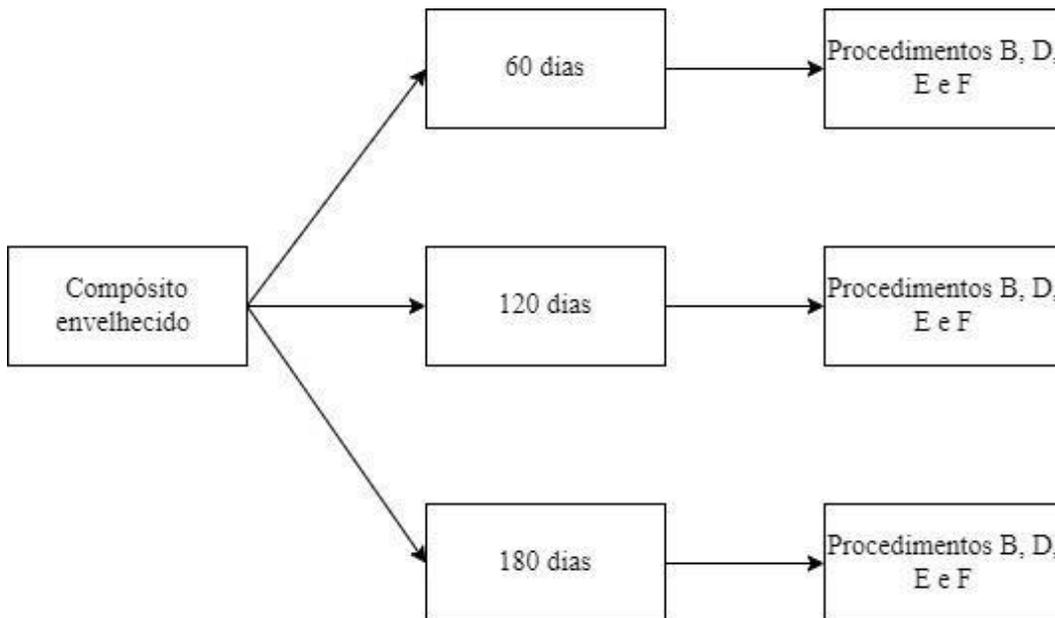


Figura 10 - Fluxograma do procedimento experimental para caracterização do compósito envelhecido.

Para avaliar os efeitos causados no compósito no mesmo lado devido ao jateamento, junto com o efeito de envelhecimento por UV, foram apenas realizados ensaios mecânicos de flexão (defeitos mecânicos + exposição ao UV), variando os tempos de exposição após a introdução do defeito mecânico, Figura 11.

Foram criados seis grupos, com 10 corpos de prova de flexão cada, que foram submetidos a diferentes combinações de envelhecimento por UV e jateamento, sendo essas combinações realizadas em um só lado, além de um grupo que foi apenas jateado em apenas um lado para obter também o perfil deixado pelo jateamento analisado por microscopia ótica, seguido do ensaio de flexão:

- O grupo 1 foi envelhecido por UV por 60 dias, depois foi jateado e envelhecido por mais 60 dias;
- grupo 2 foi envelhecido por UV por 60 dias, depois jateado e envelhecido por mais 120 dias;
- O grupo 3 foi envelhecido por UV por 120 dias e depois jateado;
- O grupo 4 foi envelhecido por UV por 60 dias e jateado;
- O grupo 5 foi jateado e envelhecido por UV por 120 dias.
- O grupo 6 foi apenas jateado.

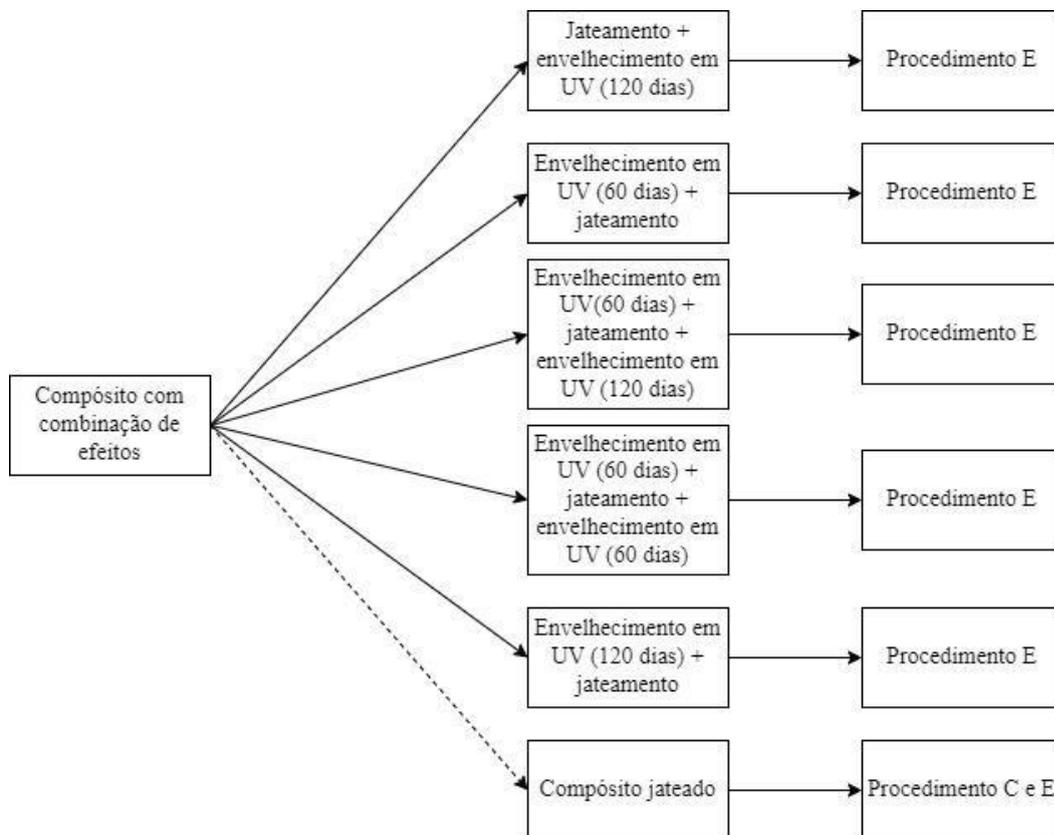


Figura 11- Fluxograma do procedimento experimental para caracterização do compósito com combinação de efeitos.

### 3.2.1 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

O material compósito foi analisado tal como fabricado, realizando uma análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV). O MEV utilizado foi o de bancada (Hitachi, modelo TM3000) acoplado ao detector EDS, modelo SwiftED 3000 (Figura 12). Foi empregada uma voltagem de aceleração dos elétrons de 15 kV para avaliar a estrutura e a morfologia do material, no Laboratório de Microscopia Eletrônica (LME) do DEQM da PUC-Rio.

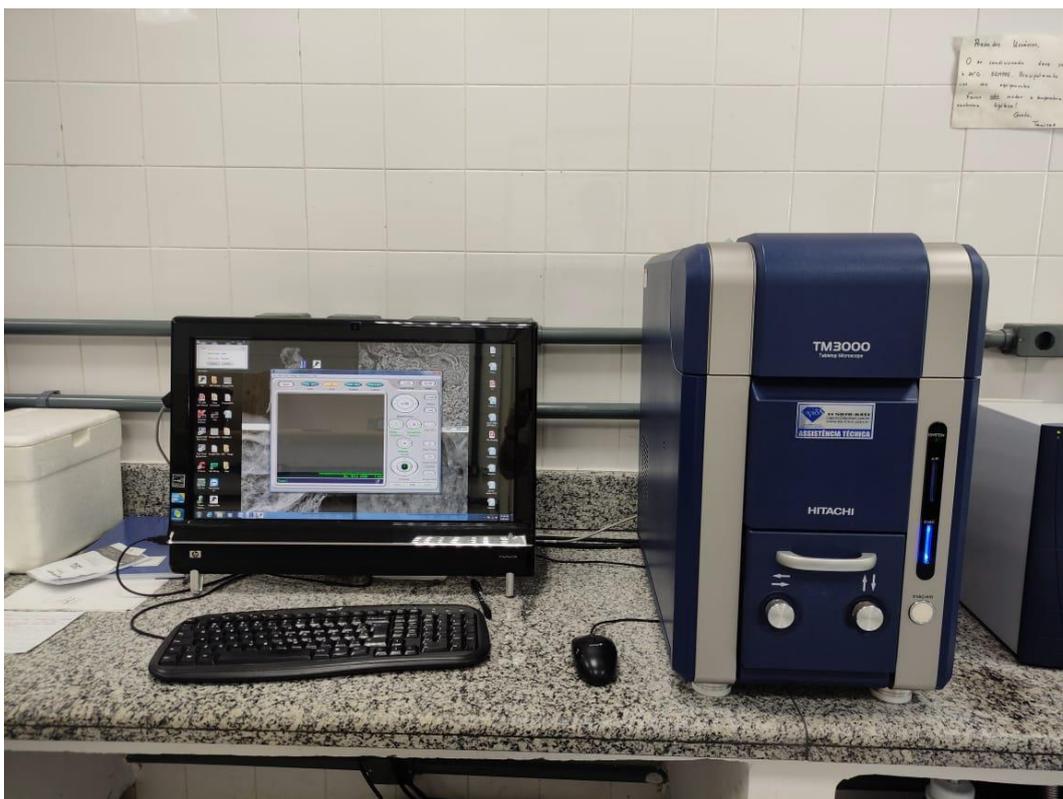


Figura 12 - MEV utilizado para análise estrutural do material compósito.

### 3.2.2 Análise por Infravermelho

A análise por infravermelho (FTIR) é uma técnica usada para determinar as mudanças na estrutura química dos materiais. É uma ferramenta valiosa para verificar a presença de grupos funcionais específicos, como hidroxila, amida e éster, entre outros.

A comparação dos espectros antes e depois do envelhecimento permite determinar se surgiram novos grupos funcionais ou se houve mudanças na intensidade de bandas específicas, o que indicaria uma mudança na estrutura química do material. Os espectros de absorção na região do infravermelho médio foram obtidos em um espectrofotômetro Bruker ® Alpha II (Figura 13), utilizando a técnica ATR com 32 varreduras, no laboratório da Central Analítica Pe. Leopoldo Hainberger do Departamento de Química da PUC-Rio.

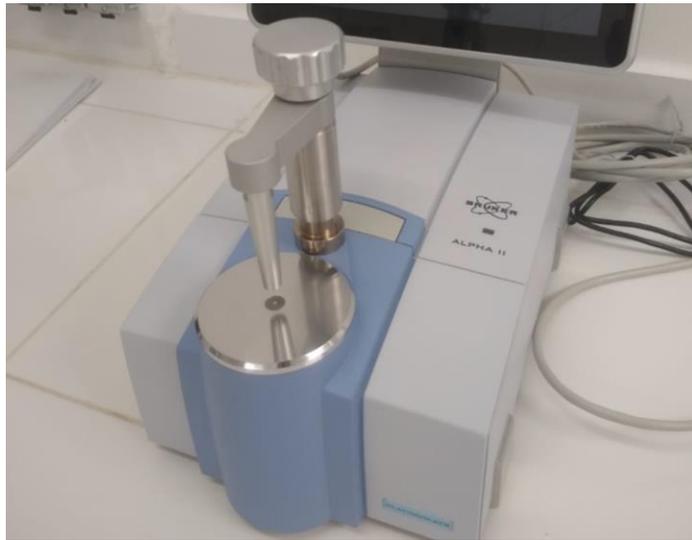


Figura 13 - Espectrofotômetro utilizado para análise química do material compósito.

### 3.2.3 Análise por microscopia ótica

Para obter maiores detalhes sobre a estrutura do compósito, a microscopia ótica é uma técnica que permite a visualização da estrutura em diferentes escalas, possibilitando avaliar a distribuição de fibras do material, a orientação das fibras e se existem falhas na fabricação do material, como trincas ou vazios. Além disso, a microscopia ótica também será importante para avaliar o dano gerado pelo jateamento no compósito, fornecendo imagem aproximada do dano causado e a profundidade do impacto gerado pelo ensaio.

Para avaliar a estrutura do material, o material foi lixado e, em seguida, foi polido. Foram usadas lixas com quatro granulometrias, passando-se da mais grossa para as mais finas, a saber: lixas metalográficas de 200, 400, 600 e 800. O lixamento foi realizado no equipamento Aropol 2V da AROTEC® (Figura 14). Em seguida, foi feito o polimento com alumina a 0,3  $\mu\text{m}$ , em pano para polimento metalográfico modelo FVL. Por fim, a visualização foi feita no microscópio ótico AxioCAM ICC-1 (Figura 15), com ampliações de 5, 10 e 20 vezes de aproximação, no Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos do DEQM da PUC-Rio.

Para avaliar o dano causado pelo jateamento, foi utilizada a técnica de mosaico onde várias imagens obtidas de áreas adjacentes da amostra, são sobrepostas [98]. Essa análise feita no microscópio ótico Axio Imager.M2m (Figura

16), com magnificação de 5 vezes, no laboratório de Microscopia Digital do DEQM da PUC-Rio.



Figura 14 - Lixadeira Aropol 2V utilizada para lixar e polir o material compósito para a microscopia digital.

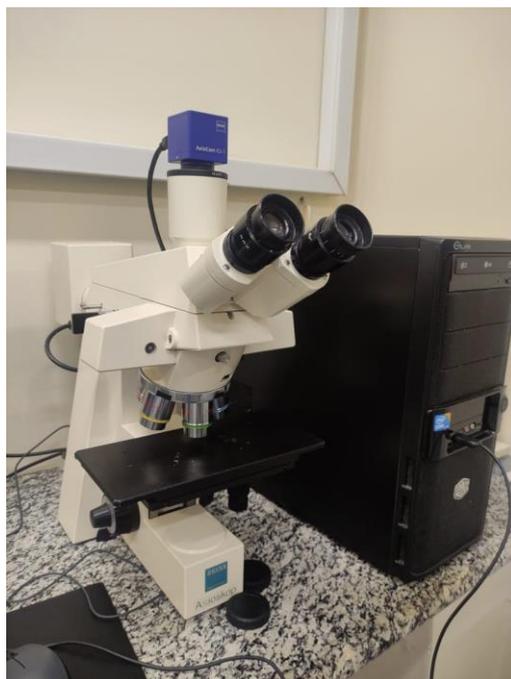


Figura 15 - Figura 15 - Microscópio ótico AxioCAM ICC-1.



Figura 16 - Microscópio ótico Axio Imager.M2m.

### 3.2.4 Envelhecimento de UV

Para avaliar os efeitos causados pelo envelhecimento por radiação UV em materiais compósitos, é comum realizar ensaios de exposição em câmaras de envelhecimento que simulam as condições ambientais e os efeitos do UV. A radiação pode afetar a estrutura química, morfológica e mecânica do material em longos períodos [99], sendo a variável de maior relevância nesse estudo de caso.

As amostras de flexão e de ILSS foram submetidas ao envelhecimento por UV em um único lado, empregando uma lâmpada com comprimento de onda de 234 nm, em períodos de 60, 120 e 180 dias, em duas câmaras UV, da empresa CIENLAB, modelo CE-850 (Figura 17) no Laboratório de Compósitos da PUC-Rio.



Figura 17 - Distribuição dos corpos de prova de flexão e ILSS dentro de uma das câmaras de UV SOLAB CE-850.

### 3.2.5 Jateamento

Jateamento é uma técnica que usa jatos de partículas (como grãos de areia, dióxido de silício, entre outros) para remover camadas superficiais de materiais. No caso dos materiais compósitos analisados nesse trabalho, o jateamento foi usado

como uma forma de simular a degradação por fatores externos, como a erosão e a abrasão devido a exposição do compósito ao choque com micrometeoritos.

O material compósito foi jateado em um único lado usando o aparelho PEENMATIC® MICRO 750S (Figura 18) no Laboratório de Engenharia Veicular do TECGRAF-PUC-Rio, com uma saída de 3,2 bar utilizando dióxido de silício, como agente do jateamento durante 2 minutos. Esse tempo foi escolhido experimentalmente para causar um dano na superfície do material para simular impacto de baixa velocidade e gerar entalhamento na amostra [80]. O dióxido de silício teve sua granulometria realizada pelo aparelho analisador de partículas Malvern Morphology 4 (Figura 19), no Laboratório de Caracterização de Partículas do DEQM-PUC-Rio.



Figura 18 - Equipamento de jateamento PEENMATIC MICRO 750S.

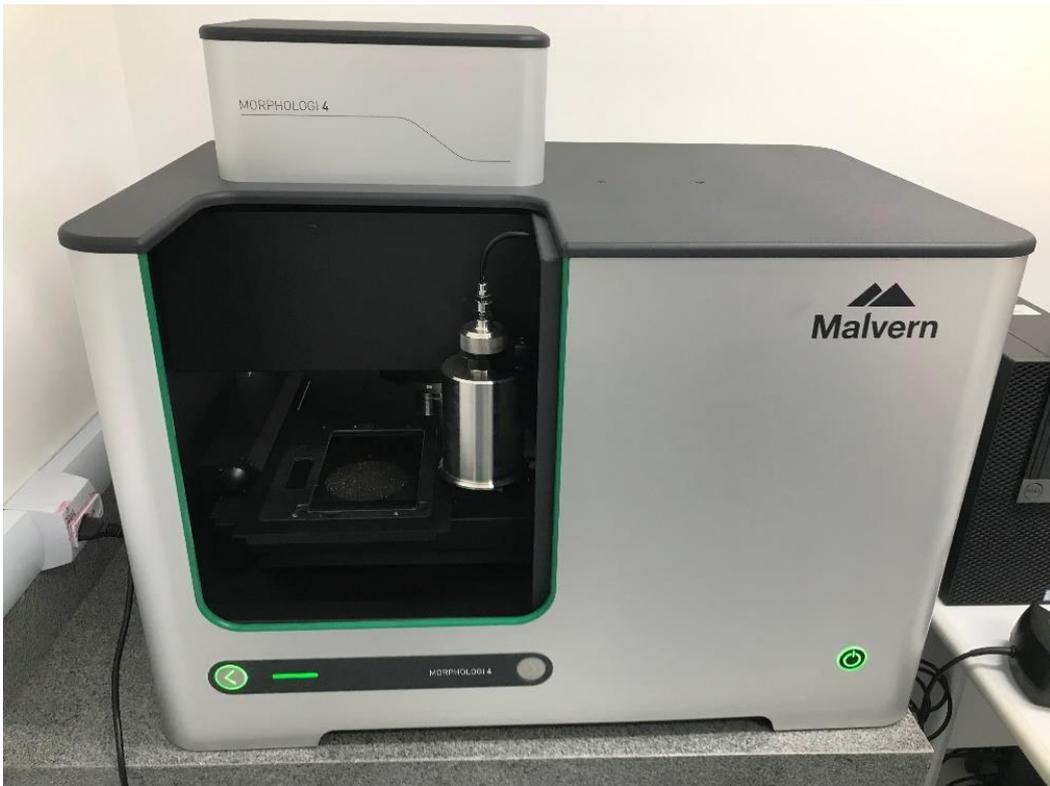


Figura 19 - Analisador de partículas Malvern Morpholgy 4.

### 3.2.6 Colorimetria

O colorímetro é um dispositivo utilizado para medir a cor de uma amostra. No contexto de envelhecimento de compósitos, pode ser usado para analisar as mudanças na coloração dos compósitos com o tempo e devido à exposição a diferentes condições ambientais.

A aquisição desses dados é importante para correlações com a mudança das propriedades físicas e mecânicas do material compósito. Foi feita a análise em 4 grupos de compósitos em triplicata, a saber: para o compósito como fabricado e após 60, 120 e 180 dias de envelhecimento por UV. As leituras de cor foram realizadas tanto na superfície quanto na lateral dos corpos de prova, com 5 medições em cada um dos dois eixos, utilizando como base o sistema CIELAB. O colorímetro utilizado foi o da Delta Color 450 G (Figura 20), e as medições foram realizadas no Laboratório de Compósitos da PUC-Rio.



Figura 20 - Colorímetro Delta Color 450 G.

### **3.2.7 Ensaio de flexão**

Foram usinados 100 corpos de prova para serem submetidos aos ensaios de flexão, com geometria e dimensões de acordo com as normas ASTM D790.

#### **3.2.7.1 Ensaio sonoro**

O ensaio sonoro é um método não destrutivo para determinar o módulo de elasticidade flexural de materiais, incluindo compósitos. Foi empregado o equipamento Sonelastic, modelo IED (Figura 21), para este ensaio e foram feitos 40 ciclos de detecção de frequência para cada corpo de prova, com o atuador calibrado a 4 V. O microfone centralizado no meio do corpo de prova capta a frequência obtida pelo atuador, localizado na extremidade do corpo de prova (Figura 22), e o software do equipamento retorna o valor do módulo de elasticidade à flexão do compósito.



Figura 21 - Aparelho de ensaio sonoro Sonelastic IED.



Figura 22 - Posicionamento do corpo de prova no aparelho Sonelastic. O microfone está situado sobre a metade do corpo de prova, enquanto o atuador fica na extremidade.

### 3.2.7.2 Ensaio mecânico de flexão

O ensaio mecânico de flexão mecânico em 3 pontos é um método utilizado para avaliar as propriedades mecânicas de um material compósito. Ele consiste em aplicar uma força centralizada em uma amostra retangular, que está apoiada em dois suportes, Figura 23.

Esses ensaios de flexão de 3 pontos, padronizados pela norma ASTM D790, foram realizados a uma taxa de carregamento de 3 mm/min utilizando uma célula de carga de 5 kN, no equipamento de ensaio MTS ® 810 (Figura 23), no Laboratório

de Ensaio Mecânico (LEM) do Departamento de Engenharia Civil e Ambiental da PUC-Rio.



Figura 23 - Ensaio de flexão na máquina MTS 810.

### 3.2.8 Ensaio de Cisalhamento Interlaminar (ILSS)

O ensaio de cisalhamento interlaminar (*Interlaminar Shear Strength (ILSS)*) é utilizado para avaliar a resistência ao cisalhamento interlaminar e os possíveis modos de falha em materiais compósitos. O ensaio consiste em aplicar uma carga centralizada em uma amostra retangular, em direção perpendicular às camadas do compósito apoiada em dois suportes para provocar esforço de cisalhamento.

Foram usinados 60 corpos de prova para serem submetidos aos ensaios de ILSS, divididos em 4 grupos de 15 de amostras - como apresentado no procedimento F nas Figuras 1 e 2 - com geometria e dimensões de acordo com as normas ASTM D2344. Os ensaios foram realizados a uma taxa de carregamento de 1 mm/min, usando uma célula de carga de 5 kN, no equipamento de ensaio MTS ® 810 (Figura 24), no Laboratório de Ensaios Mecânicos (LEM) da PUC-Rio.

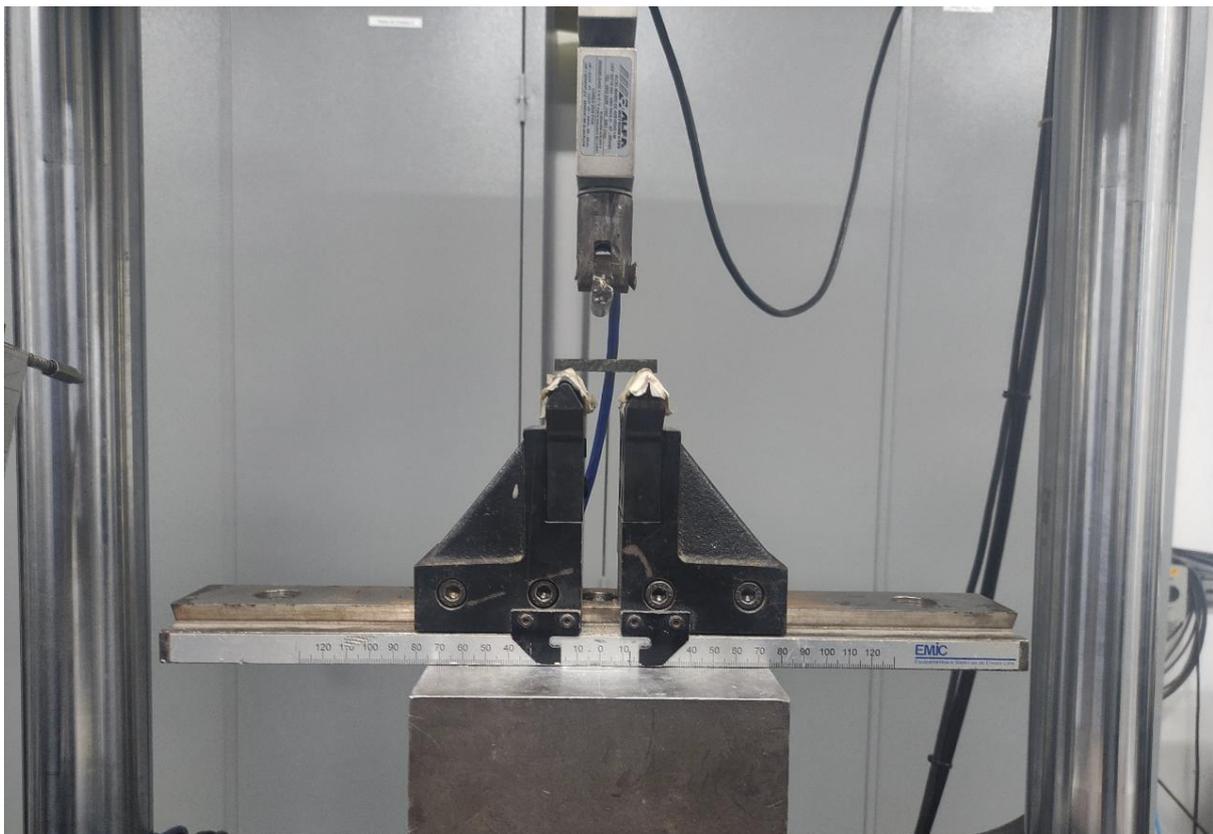


Figura 24 - Ensaio de ILSS na máquina MTS ® 810.

## **4. Resultados e Discussões**

Nesse capítulo serão apresentados e analisados os resultados obtidos após a realização dos ensaios de caracterização microestrutural por MEV, dos ensaios de caracterização por FTIR e por microscopia ótica, análise das alterações de cor, além dos ensaios de ILSS e flexão, além do ensaio não destrutivo de excitação por impulso do compósito híbrido de fibra de vidro e carbono.

### **4.1 MEV**

#### **4.1.1 Caracterização qualitativa da superfície do compósito como fabricado**

A morfologia do material compósito como fabricado foi avaliada por microscopia eletrônica de varredura para investigar sua superfície, a fim de se observar defeitos ou danos prévios do processo da sua fabricação. As Figuras 25-28 mostram as imagens da superfície do material compósito em diferentes ampliações, com escalas de 500  $\mu\text{m}$ , 200  $\mu\text{m}$  e 100  $\mu\text{m}$ .

No geral, a superfície do compósito apresenta alguns defeitos de fabricação, como entalhes, que não são considerados defeitos críticos, que causam degradações localizadas que atingem diretamente a resistência e a rigidez do material dependendo da sua profundidade e muitas porosidades/vazios, que possuem tamanhos e distribuição aleatórias, que podem causar concentrações de tensão localizadas. Outros defeitos também presentes são possíveis contaminações que podem ser devidas ao processo de fabricação ou pela absorção de umidade onde as amostras estavam sendo envelhecidas [100].

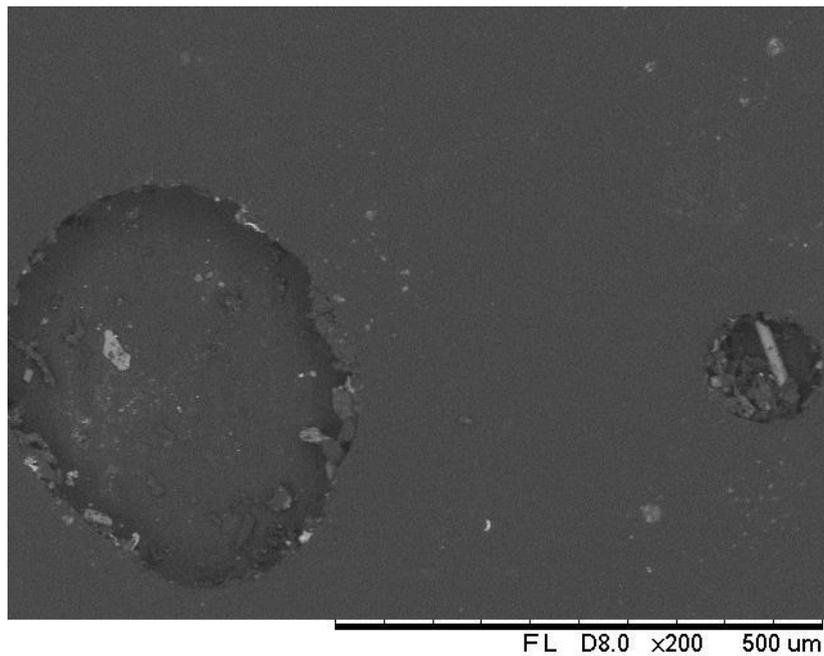


Figura 25– Imagem de MEV do compósito como fabricado, apresentando a camada superficial do material. É possível observar a presença de vazios/poros e defeitos de fabricação, de tamanhos variados ao longo da superfície da amostra.

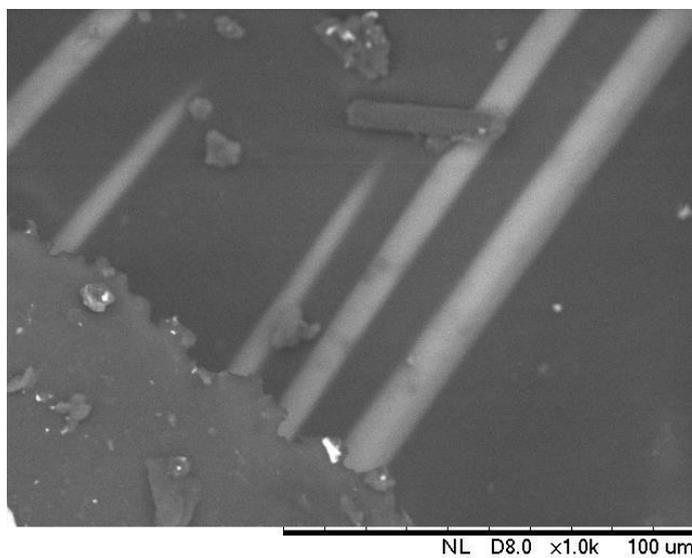


Figura 26- Imagem de MEV do compósito como fabricado com escala de 100  $\mu\text{m}$ , mostrando fibras sem recobrimento em um vazio superficial. Nessa seção, há irregularidade na distribuição das fibras.

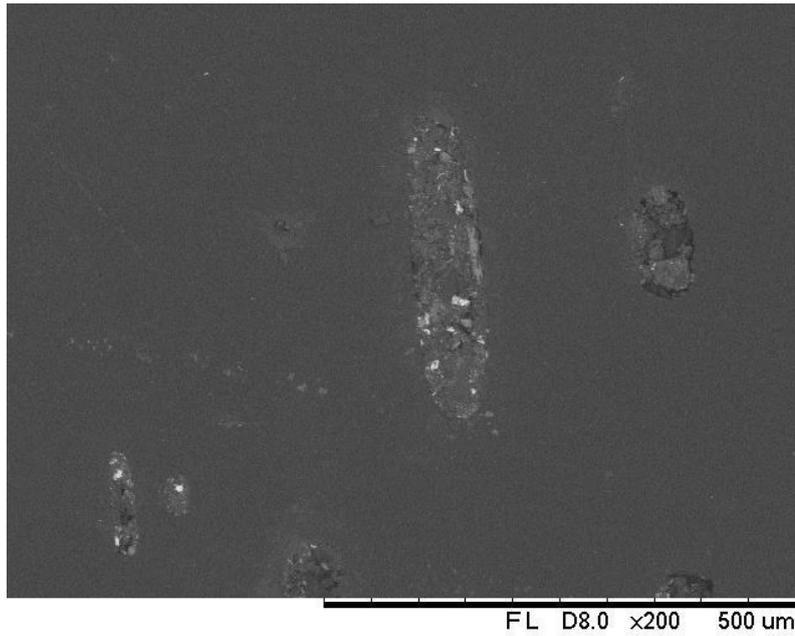


Figura 27– Imagem de MEV do compósito como fabricado genérico com ampliação de 500  $\mu\text{m}$ , apresentando a camada superficial do material, com a presença de poros e possíveis contaminantes dentro dos poros, com o brilho mais acentuado.

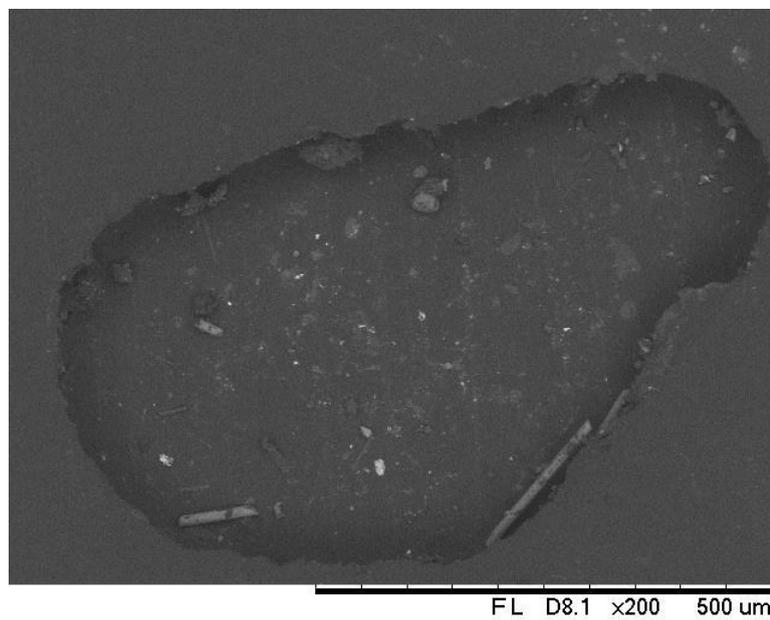
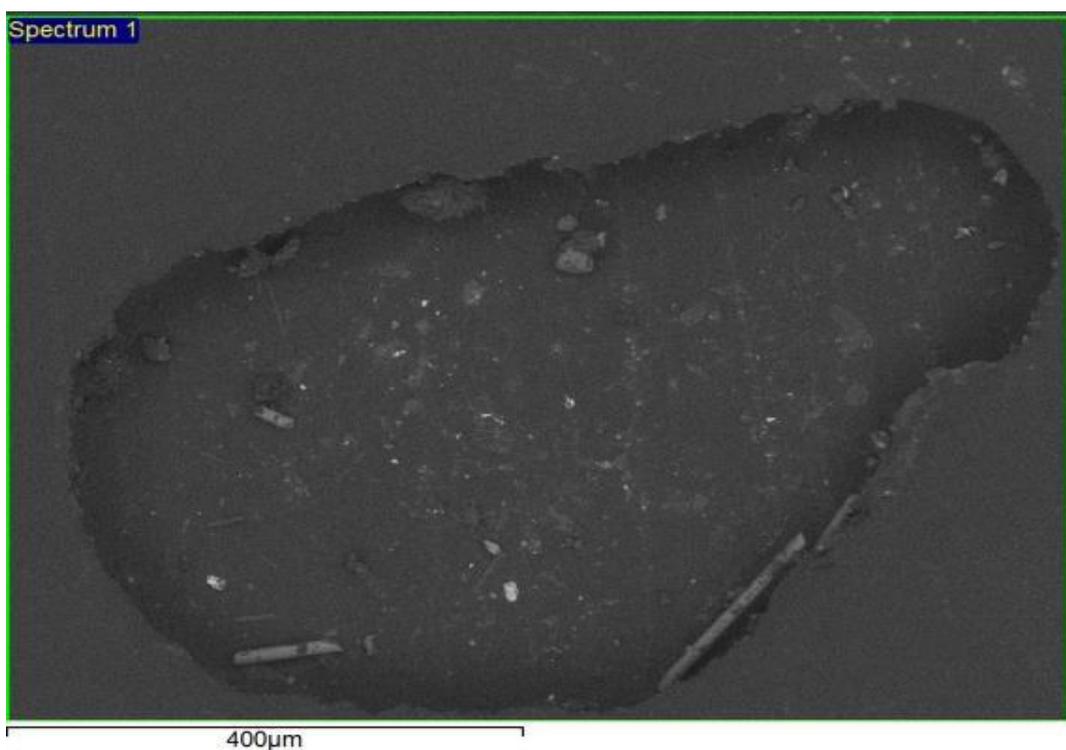


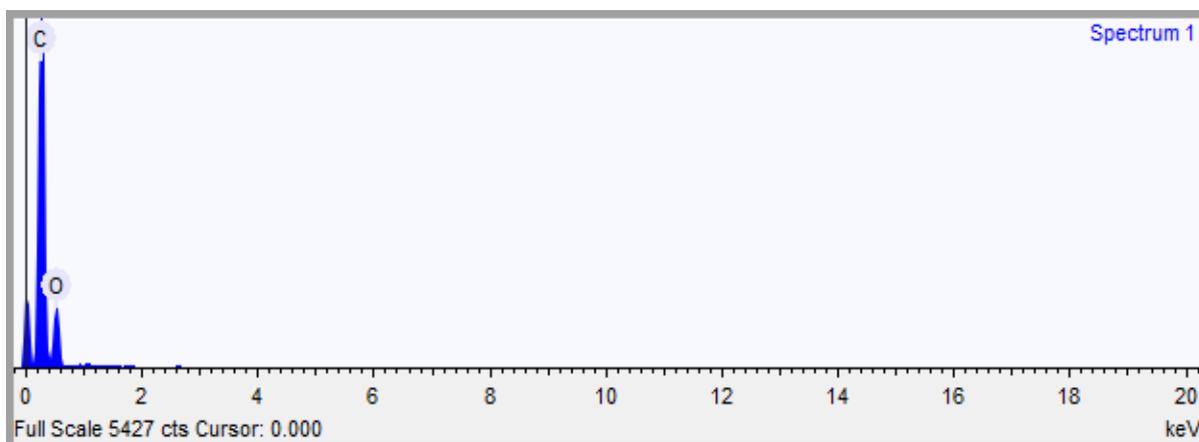
Figura 28– Imagem de MEV do compósito como fabricado de referência com barra de escala de 500  $\mu\text{m}$ , apresentando a camada superficial do material com a presença de erosão de área assimétrica.

#### 4.1.2 Análise por espectroscopia de dispersão de energia

A análise por espectroscopia de dispersão de energia (EDS) acoplada com a análise MEV foi realizada para obter informações sobre a composição química e a distribuição dos elementos no compósito. As Figuras 29-31 apresentam os espectros de EDS com a identificação dos elementos e a presença de impurezas e/ou contaminantes.

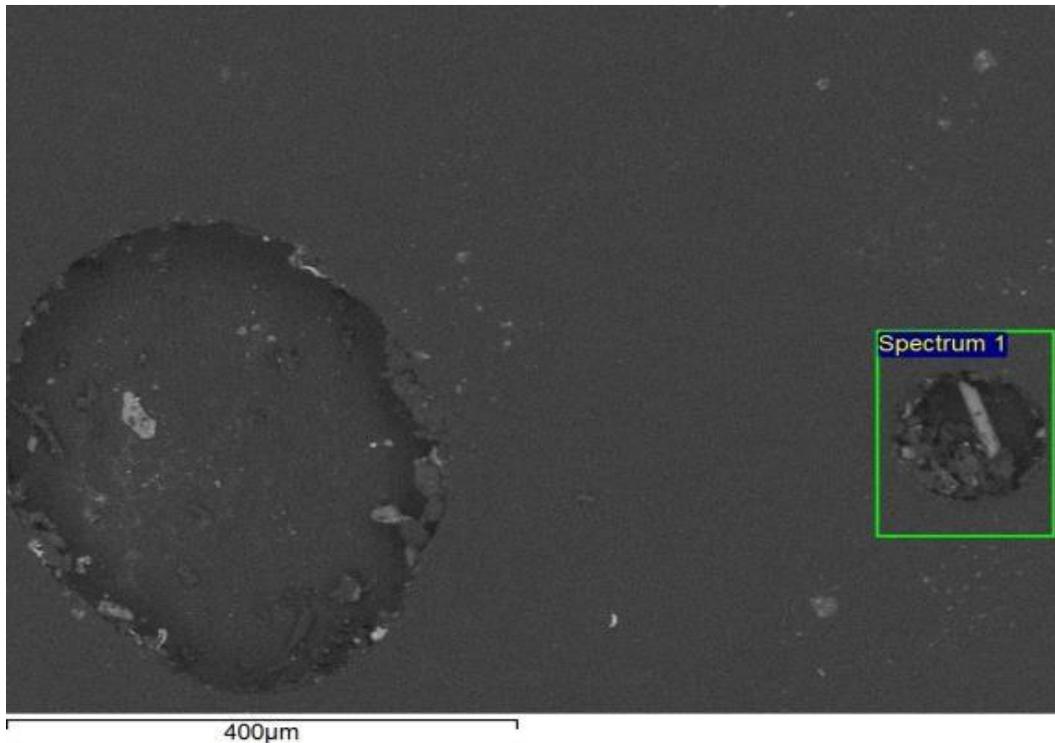


(a)

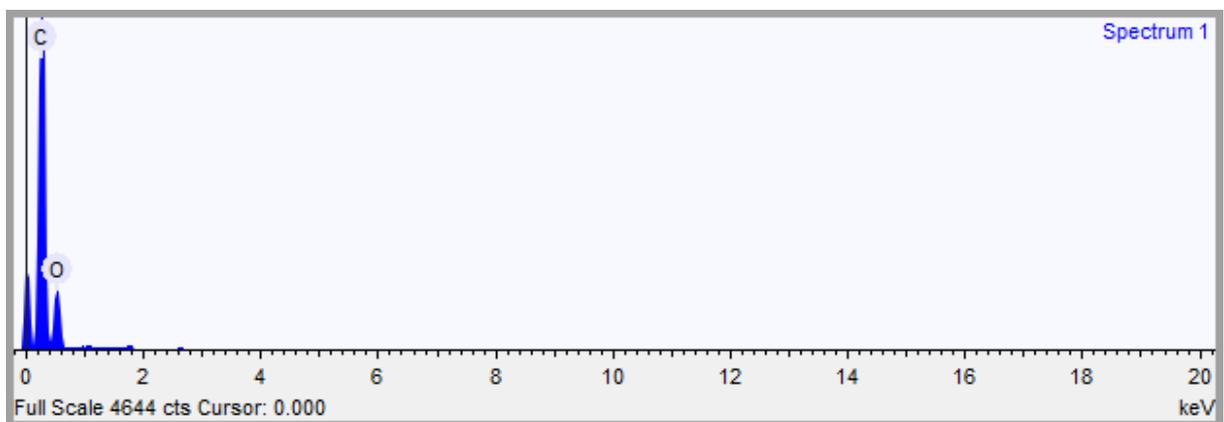


(b)

Figura 29- (a) Imagem de MEV do compósito com baixa de faixa de 400  $\mu\text{m}$ , mostrando a abertura de um dano superficial do material; (b) Espectro correspondente a área analisada na Figura 10 (a), indicando os elementos presentes na superfície da amostra.

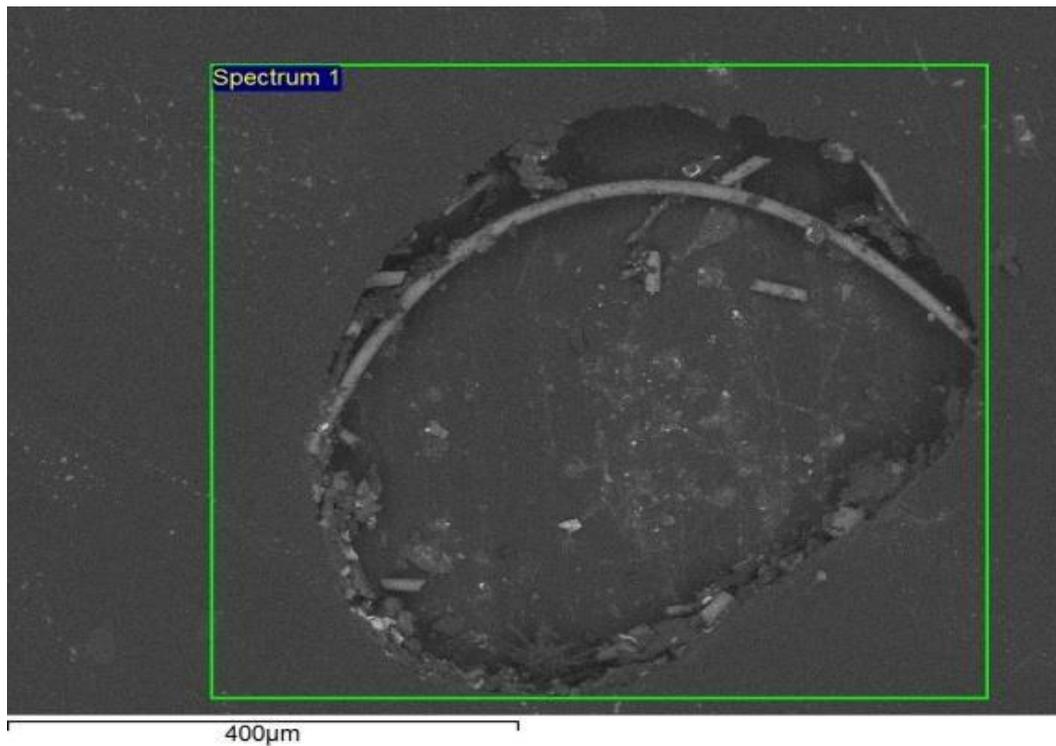


(a)

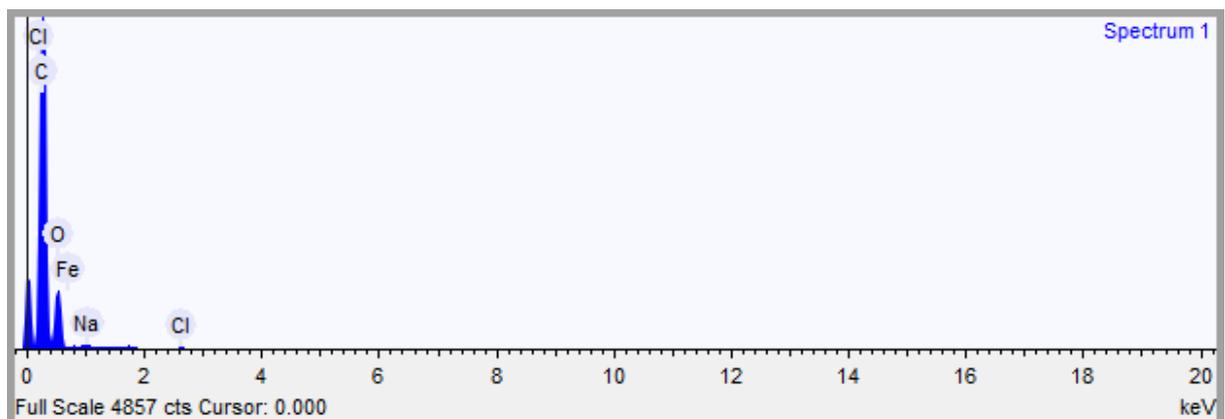


(b)

Figura 30 - (a) Imagem de MEV do compósito com base de faixa de 400  $\mu\text{m}$ , mostrando a abertura de um dano superficial do material com a presença de fibra; (b) Espectro correspondente a área analisada na Figura 11 (a), indicando os elementos presentes na seção da superfície da amostra.



(a)



(b)

Figura 31– Imagem de MEV do compósito com base de faixa de 400 μm, mostrando a abertura de um dano superficial do material com a presença de fibra; (b) Espectro correspondente a área analisada na Figura 12 (a), indicando os elementos presentes na seção da superfície da amostra.

A alta concentração de carbono e oxigênio encontrada nos espectros EDS está relacionada à matriz do compósito e aos reforços de fibras de carbono presentes na estrutura do material. Esses elementos que estão apresentados nas Figuras 30 (b) e 31 (b), são esperados, considerando a estrutura química do compósito e de seus componentes. Enquanto o carbono confirma sua presença associada à matriz

polimérica e uma das fibras que o compõe, o oxigênio está associado a matriz polimérica que compõe o compósito, devido aos grupos funcionais existentes, como éteres e ésteres.

A presença de ferro no espectro EDS, destacado na Figura 31 (b), pode ser atribuída ao processo de corte das amostras, que possivelmente introduziu partículas metálicas na superfície do compósito. Vale ressaltar que esse tipo de contaminação é comum durante a preparação de amostras. Além disso, Figura 31 (b) revela espectros indicando uma pequena presença de sódio e cloro, elementos contaminantes que podem ser oriundos da presença da umidade e sal no ambiente do laboratório onde os compósitos foram armazenados. Apesar desses contaminantes, o EDS revela que a composição elementar no compósito é predominantemente formada por carbono e oxigênio, garantindo homogeneidade na distribuição dos elementos na superfície do material.

## 4.2 Análise por infravermelho (FTIR)

### 4.2.1 Compósito como fabricado

A Figura 32 apresenta o espectro do material compósito como fabricado. É possível reparar pelo menos em 7 bandas, nas seguintes regiões: na faixa entre 3400-3200  $\text{cm}^{-1}$  a presença de -OH por absorção da umidade no ambiente, na faixa entre 2850-3000  $\text{cm}^{-1}$ , observa-se a presença da ligação C-H (de hidrocarboneto alifático), na faixa 1750-1680  $\text{cm}^{-1}$  ligação C=O (carbonila), na faixa 1500-1450  $\text{cm}^{-1}$  ligação C-C em anéis aromáticos, na faixa entre 1300-1200  $\text{cm}^{-1}$  ligações C-O-C (éteres), na faixa entre 1100-1000  $\text{cm}^{-1}$  ligações C-O (ésteres), entre 800-700  $\text{cm}^{-1}$  ligações C-H (aromáticos). Os resultados corroboram com os espectros analisados por DAO et al. e por TIAN e HODGKIN [101,102], em relação a matrizes epóxi sem envelhecimento. É comum que a banda referente a unidade funcional de resina epóxi esteja no número de onda próximo a 916  $\text{cm}^{-1}$  [103], porém o que o espectro indica é que o epóxi é formado pelos monômeros de tetra-glicidil- diamino-difenil-metano (*tetraglycidyl-diamino-diphenylmethane*, TGDDM), que

estão sendo representados pelo espectro C-C em anéis aromáticos [101].

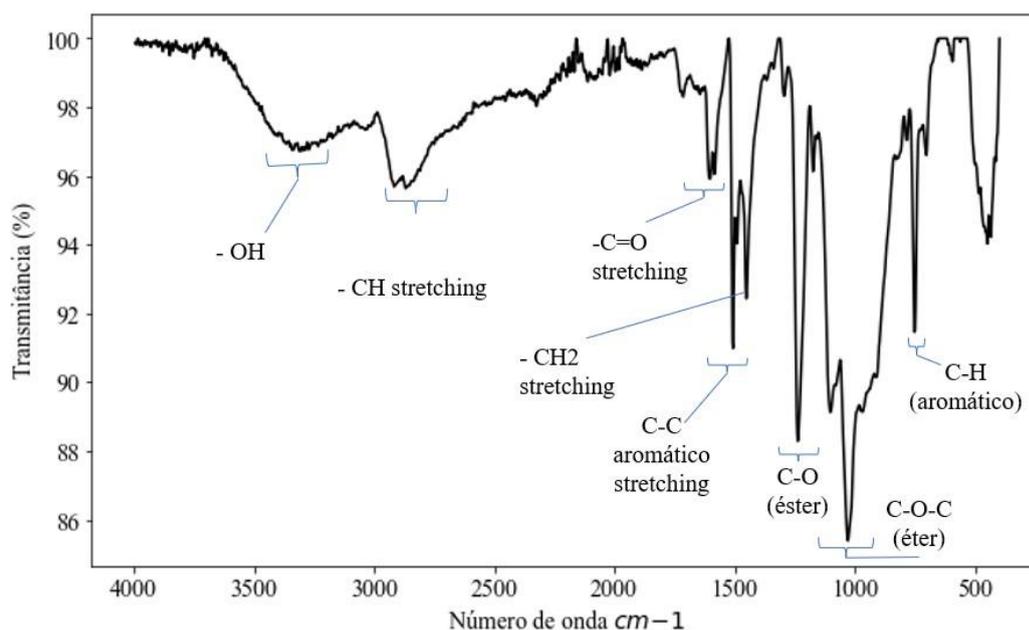


Figura 32– Espectro IV do compósito como fabricado.

#### 4.2.2.2 UV60

A Figura 33 apresenta os espectros do material compósito após 60 dias de exposição ao UV. É possível reparar que as bandas de transmitância na amostra envelhecida revelam vibrações nas mesmas faixas da Figura 32, destacando-se nas faixas entre 3400-3200  $\text{cm}^{-1}$  com presença de -OH, por provável absorção de umidade e entre 3000-2850  $\text{cm}^{-1}$  com a presença de hidrocarbonetos alifáticos. Nota-se que entre 1700-1450  $\text{cm}^{-1}$  três picos de transmitância correspondentes as energias de ligação C=O, C=C (1700-1500  $\text{cm}^{-1}$ ), correspondente à molécula TGDDM, e um possível dobramento de -CH<sub>2</sub>- (1465  $\text{cm}^{-1}$ ). Na faixa entre 1250-1000  $\text{cm}^{-1}$  observam-se picos com possíveis energias de ligação C-O, tendo o pico de transmitância mais agudo em 1245  $\text{cm}^{-1}$ . As regiões de com o comprimento de onda entre 900-500  $\text{cm}^{-1}$  podem estar relacionadas a ligações C-H de anéis aromáticos, com dobramentos para fora do plano. Em comparação ao compósito não envelhecido, a molécula -OH na banda próxima a 3440  $\text{cm}^{-1}$  se alarga mais e a molécula TGDDM tem seu pico reduzido.

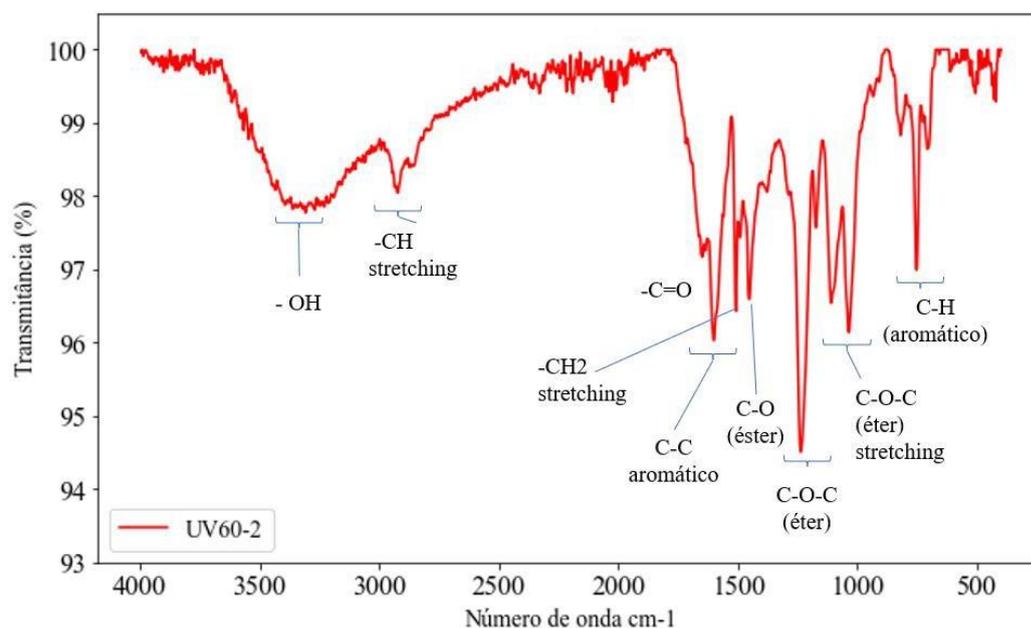


Figura 33 – Espectro IV da amostra 2 do grupo de amostras envelhecidas em 60 dias.

#### 4.2.2.3 UV120

É possível reparar pelo gráfico na Figura 34 que não há surgimento de novas bandas indicando alterações químicas no material compósito, passados 120 em exposição a UV. Os comprimentos de onda se assemelham com os da amostra UV60-2, sem indícios que novos grupos funcionais possam ter surgidos ao longo do envelhecimento. Destacam-se maiores alargamentos de bandas nas faixas entre  $3400-3200\text{ cm}^{-1}$ , que representa -OH,  $3000-2850\text{ cm}^{-1}$  referente a banda da ligação -CH alifático,  $1700-1450\text{ cm}^{-1}$ , que representam as bandas de TGDDM, -CH<sub>2</sub> alifático e em  $1250-1000\text{ cm}^{-1}$ , referente às bandas de éster e éter.

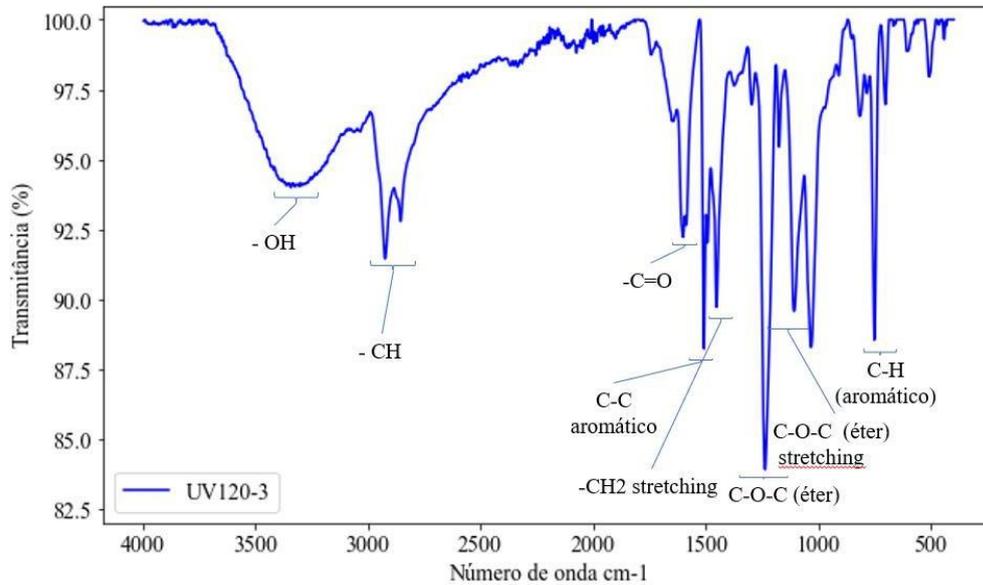


Figura 34– Espectro IV da amostra 3 do grupo de amostras envelhecidas em 120 dias.

#### 4.2.2.4 UV180

Para os espectros do material compósito após 180 dias em exposição UV, é possível reparar pelo gráfico na Figura 35 que não houve o surgimento de novas bandas indicando alterações químicas no material compósito passados 180 dias de envelhecimento em comparação aos envelhecidos após 60 e 120 dias. Apesar de grande parte dos comprimentos de onda se assemelharem com os relatados nas Figura 33 e 34, há consideráveis picos entre 1800-1600, entre 1250-1000 e entre 700-500  $\text{cm}^{-1}$ .

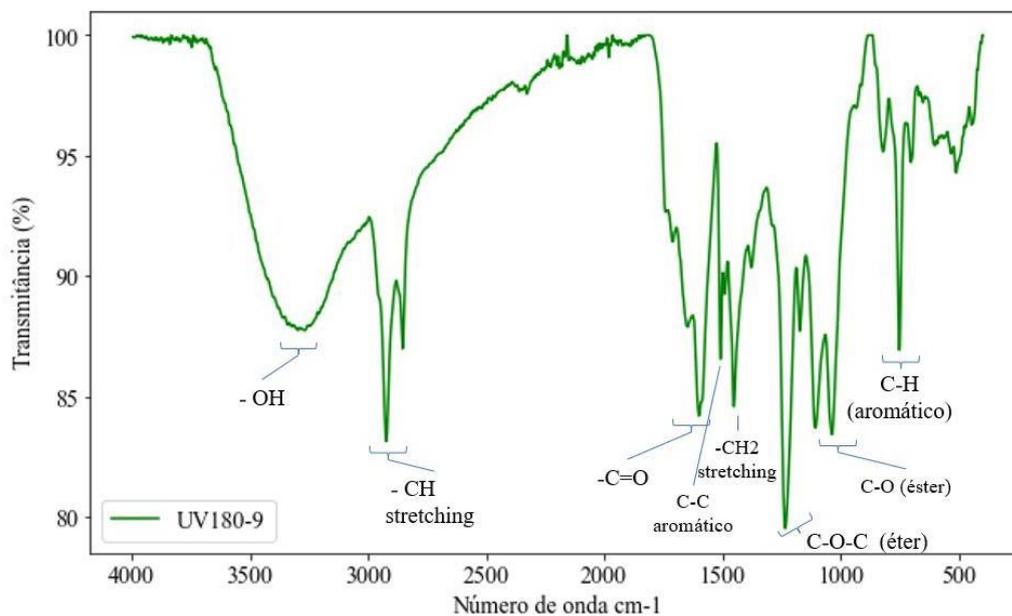


Figura 35 – Espectro IV da amostra 9 do grupo de amostras envelhecidas em 180 dias.

#### 4.2.2.5 Comparação

Após o envelhecimento de 60, 120 e 180 dias, é conveniente analisar os espectros de cada amostra após o envelhecimento. A Figura 36 apresenta as comparações entre os três compósitos envelhecidos.

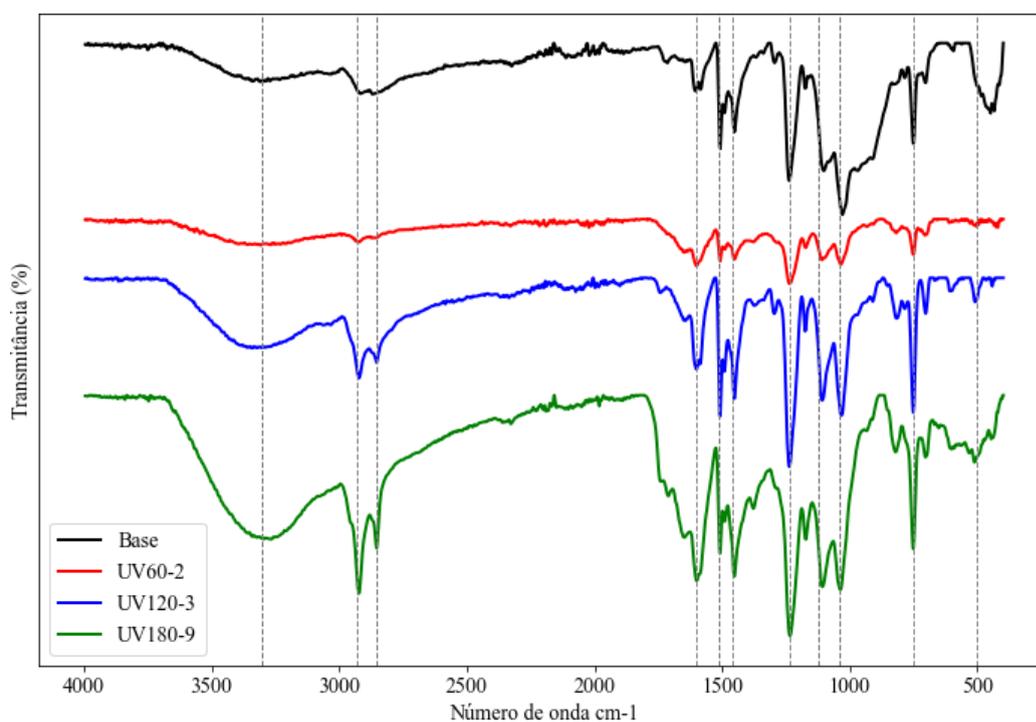


Figura 36– Espectro IV das amostras sem envelhecimento, UV60-2, UV120-3 e UV180-9.

Avalia-se que os picos de maiores intensidades registrados em cada envelhecimento tiveram maiores intensidades nas amostras envelhecidas após 180 dias, seguido das amostras envelhecidas a 120 dias e das amostras envelhecidas a 60 dias. A radiação por UV desempenha um papel crucial como um ambiente de reforço para intensificar a reação e geração de mais unidades de -CH (alcanos com estiramento), maiores unidades de grupos carbonila e -OH. A radiação UV com o oxigênio presente em que estavam armazenadas as amostras nas câmaras de envelhecimento promove a formação de produtos resultantes tanto por hidrólise quanto por fotóxiredução de grupos aromáticos que compõem a resina epóxi, gerando maior cura da resina e levando a formação de hiperóxidos, alcoois, ésteres e cetonas, sendo os picos de absorbância da hidroxila e da carbonila os mais intensos detectados [103], sendo considerados indicativos principais de degradação ao longo do processo de envelhecimento.

É possível afirmar também que o aumento da transmitância do número de onda referente aos grupos éter é atribuído ao envelhecimento por UV [104]. No entanto, essas reações ocorrem a nível molecular na superfície, não necessariamente se estendendo ao longo do material e alterando suas propriedades mecânicas.

### **4.3 Análise por microscopia ótica**

#### **4.3.1 Morfologia do material**

A Figuras 37-41 apresentam a seção longitudinal do material compósito como fabricado, a fim de avaliar como está organizada a microestrutura do material, ou seja, a distribuição das fibras de vidro e carbono na matriz e possíveis defeitos.

É possível observar em todas as Figuras que o compósito possui as fibras de vidro dispostas, preferencialmente, transversais a seção transversal que estava sendo analisada. Além disso, observa-se uma proporção maior das fibras de vidro em comparação com as fibras de carbono. É possível observar mais claramente as fibras de carbono apenas com as maiores ampliações (10x e 20x, Figuras 39-41). A direção das fibras de carbono está, preferencialmente, paralela à seção transversal

analisada, sugerindo que a disposição das duas fibras forma, no compósito laminado, um arranjo do tipo  $0^\circ/90^\circ$  e, de acordo com o observado nas Figuras 38 e 40, as fibras estão organizadas de forma simétrica.

É possível também notar por essa análise que há defeitos de fabricação do compósito híbrido. Em algumas partes, há variação na distribuição de fibras, onde a organização entre elas não fica totalmente simétrica e o desalinhamento/descontinuidade entre as fibras, muitos desses defeitos devido à presença de vazios/poros [100].



Figura 37– Seção longitudinal da amostra como fabricada. Porosidades e vazios de diferentes geometrias estão presentes nas camadas das fibras de vidro, além da presença da resina epóxi ocupando algumas regiões das fibras.

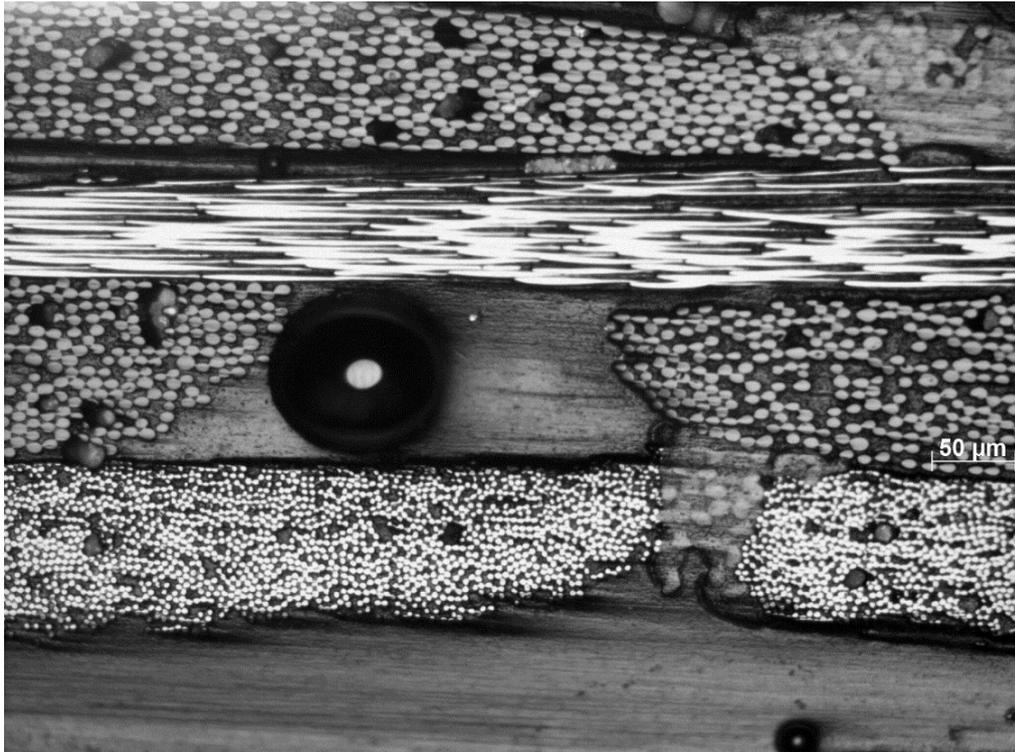


Figura 38 – Seção longitudinal da amostra como fabricada. É possível observar nessa seção que a disposição das fibras de carbono está paralela ao eixo da amostra que foi analisada. Descontinuidades entre as fibras de vidro devido a presença de vazios são notáveis.

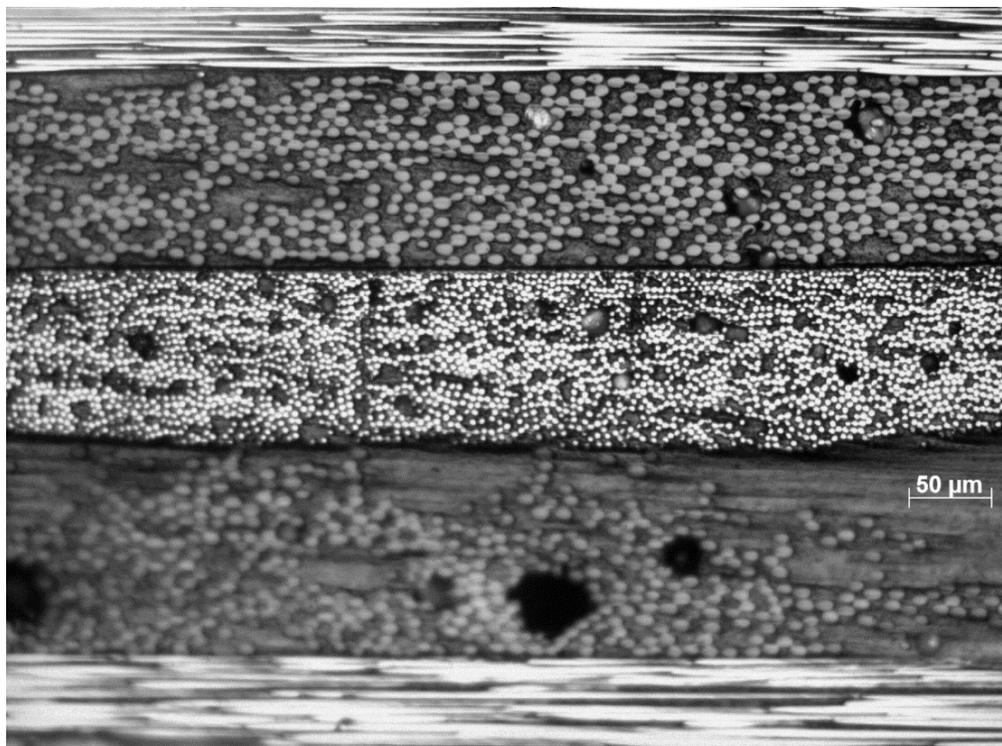


Figura 39 – Seção longitudinal da amostra como fabricada. Descontinuidades entre as fibras e presença de vazios são observados. A proporção das fibras de vidro nesse segmento é maior que as de fibras de carbono, localizadas na parte inferior da Figura.

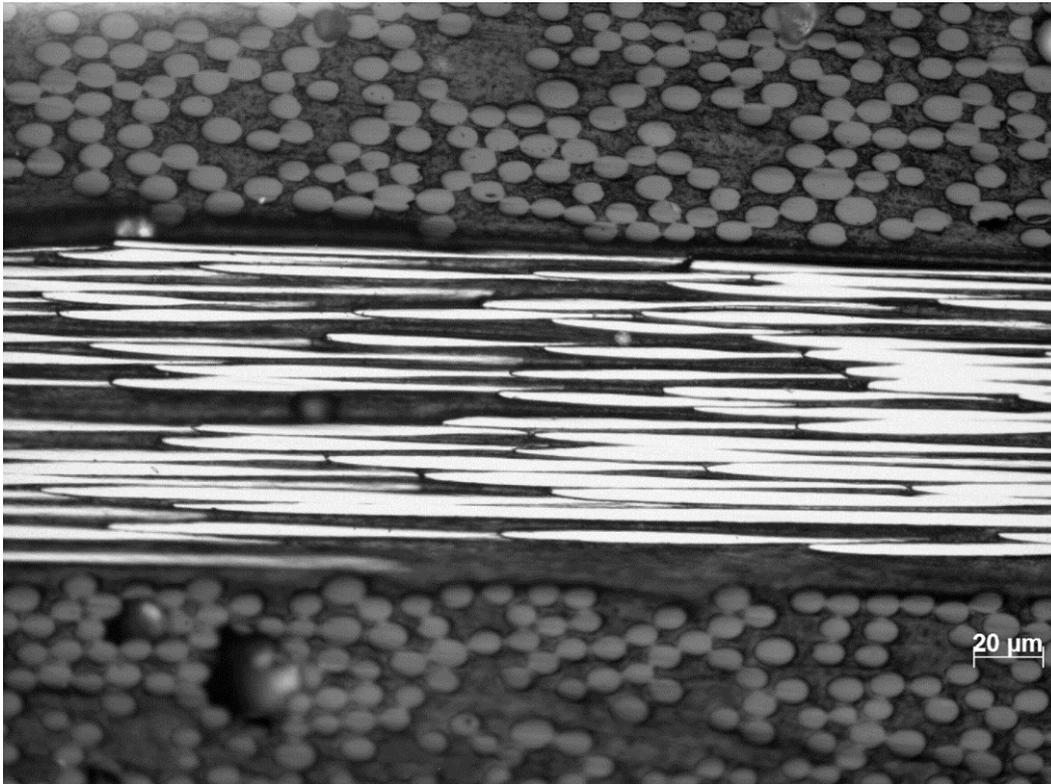


Figura 40– Seção longitudinal da amostra como fabricada. O segmento das fibras de carbono nessa seção apresenta ser uniforme, com poucos defeitos apresentados. As fibras de vidro, arranjadas de forma perpendicular à seção, não apresentam alinhamento uniforme.

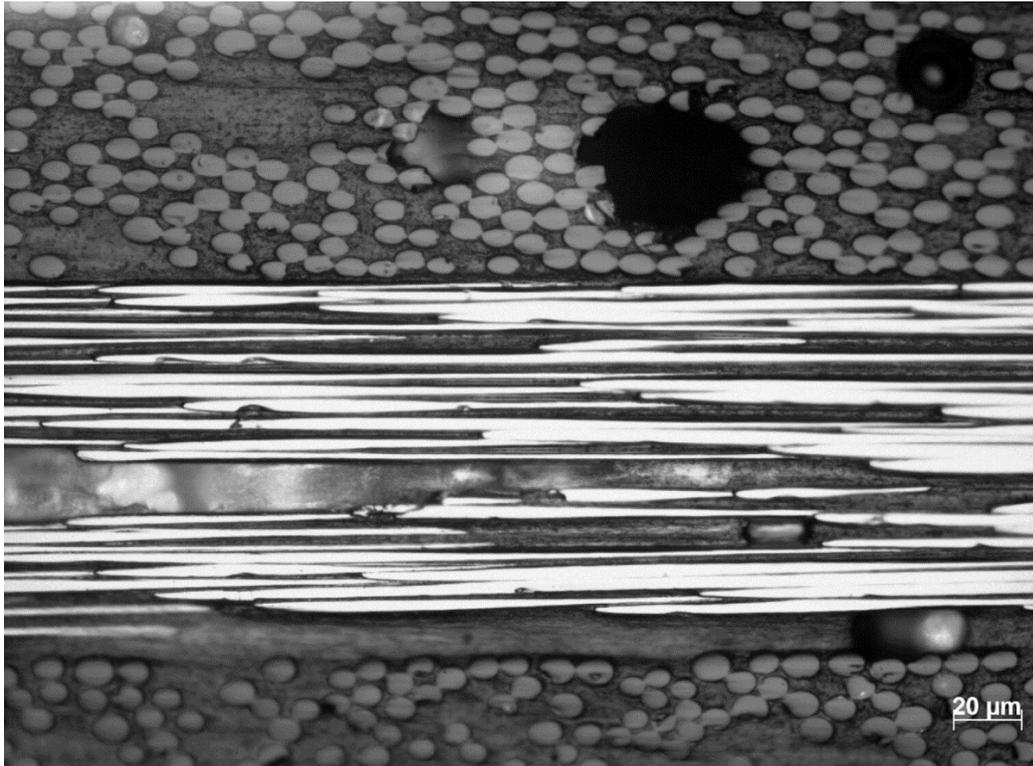


Figura 41– Seção longitudinal da amostra como fabricada. É possível observar algumas descontinuidades no segmento das fibras de carbono na Figura. A distribuição de fibras de vidro dispõe a presença de muitos defeitos de diferentes tamanhos e geometrias, como é mostrado na parte superior

As Figuras 37-41 mostram diferentes defeitos posicionados de forma aleatória e sem simetria ao longo da seção longitudinal. Grande parte das Figuras apresentam defeitos como meso-vazios, de formatos esféricos e irregulares, assim como vazios inter-laminares[105], como apresentado nas Figuras 37 e 38, que comprometem na distribuição e no alinhamento das fibras. Esse defeito observa-se na seção onde se encontram as fibras de carbono, sendo um defeito devido ao processamento na fabricação do compósito. A concentração de defeitos durante a fabricação de compósitos pode comprometer algumas propriedades mecânicas do material, defeitos esses que estão linearmente correlacionados com a queda do módulo de resistência ao cisalhamento interlaminar, além da redução do módulo de elasticidade flexional em função da forma e do tamanho dos vazios em que estão localizados, afetando também as propriedades de tração e compressão [100,105].

#### 4.3.2 Análise de área superficial danificada por jateamento

O conjunto de amostras que foram puramente jateadas foi avaliado para determinar o perfil da cratera causada pelo jateamento, além de determinar a profundidade causada desse efeito. Foi considerado que todas as amostras que foram submetidas a jateamento, mesmo quando submetidas ao envelhecimento por UV, apresentaram o mesmo tipo de dano.

As Figuras 42-44 apresentam diferentes amostras com conformações causadas pelo jateamento, com aproximação de 5x.

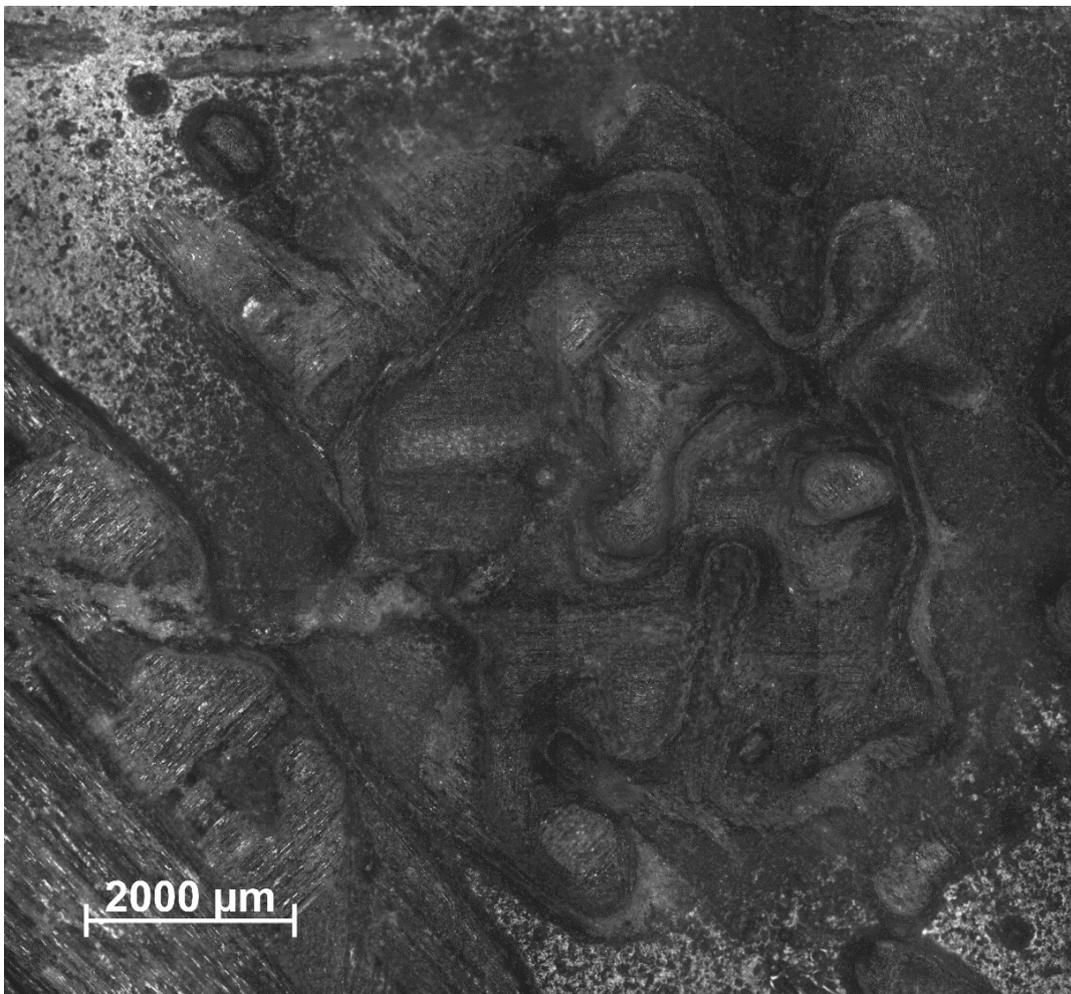


Figura 42 - Amostra JAT-1 com área superficial atingida pelo jateamento. A área jateada possui diferentes profundidades, sem perfil definido na parte mais externa.

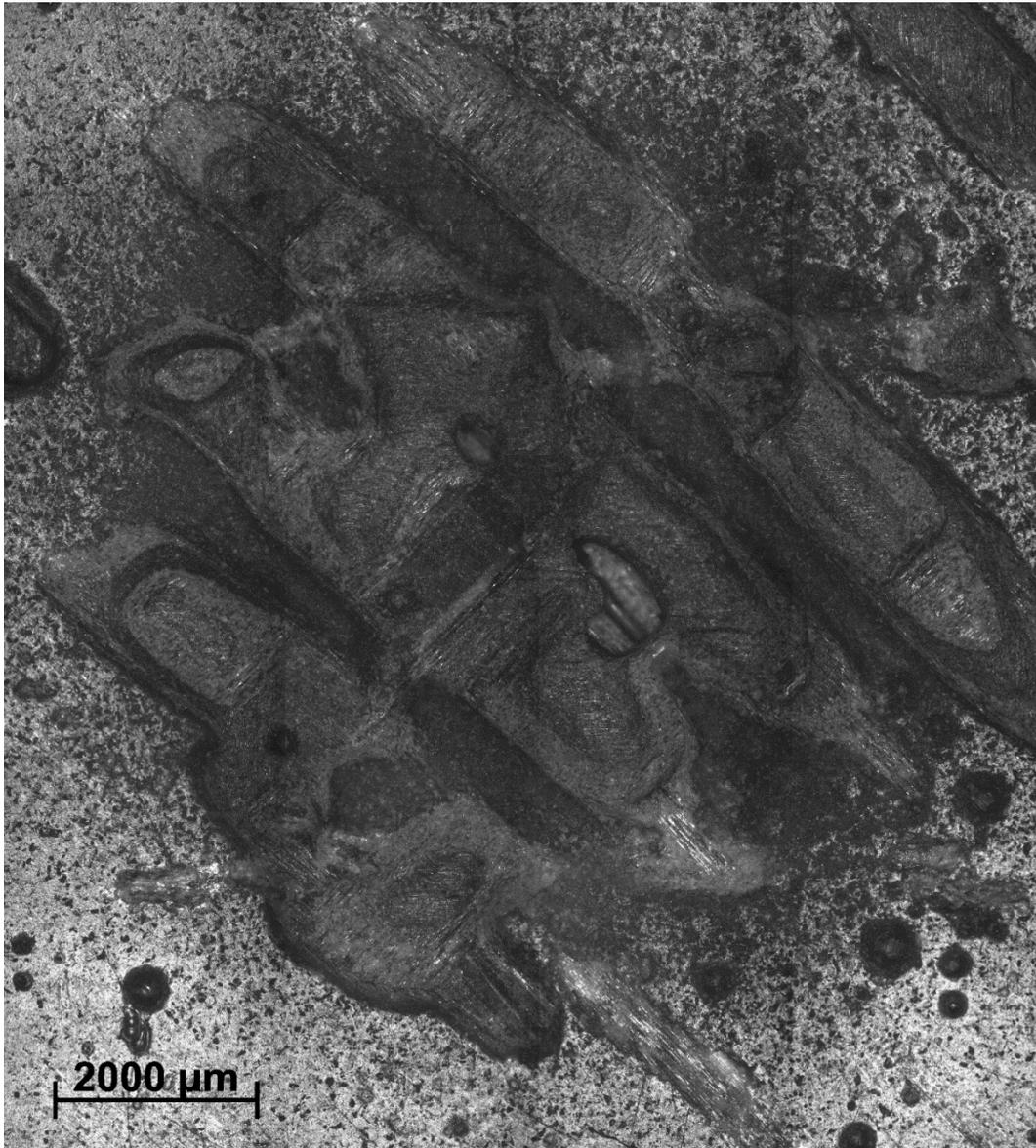


Figura 43– Amostra JAT-8 com área superficial atingida pelo jateamento. O impacto causado pelo jateamento não possui forma definida, e sua deformação provém da formação de trincas se propagando.

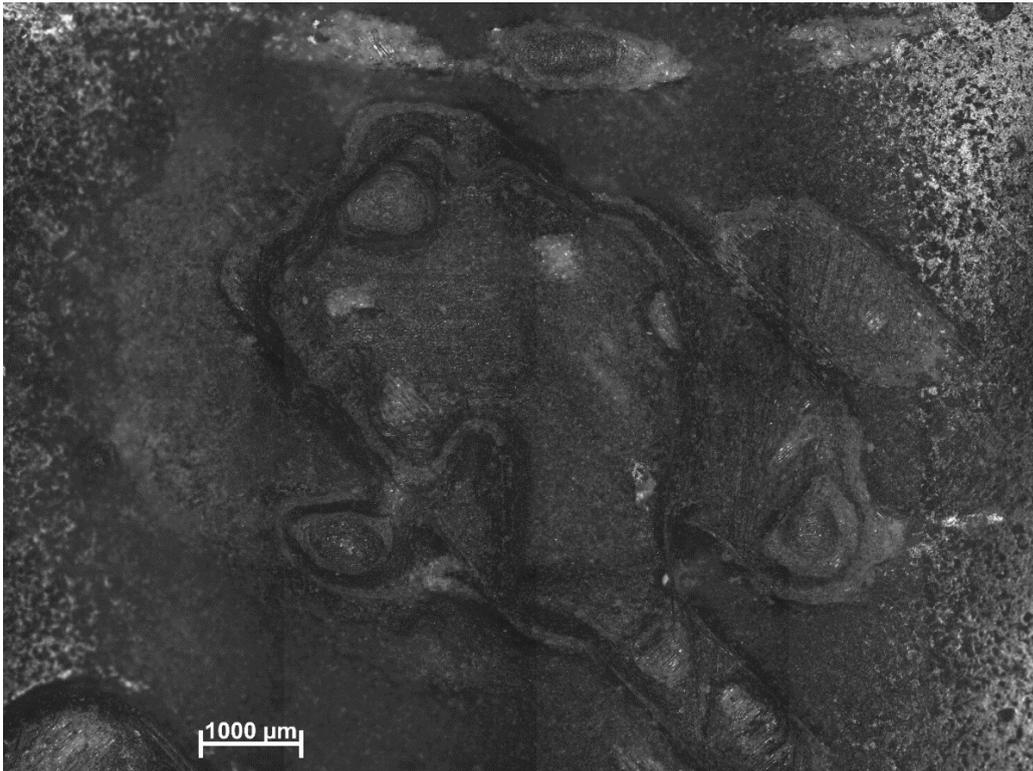


Figura 44 – Amostra JAT-8 com área superficial atingida pelo jateamento. O impacto causado pelo jateamento apresenta forma irregular e deformações na parte superficial do corpo de prova.

Como um todo, o jateamento causou um dano de baixa velocidade de impacto, e o que se pode observar é o surgimento de indentações, por consequência do impacto do grão no compósito. No caso, a indentação causada é permanente e local. Os impactos gerados resultaram em uma carga que pode ter resultado em delaminação no ponto onde foi aplicado o jateamento [80].

Outros danos envolvidos na indentação podem causar fraturas nas fibras e trincas na matriz [106]. As delaminações causadas pela indentação podem estar se estendendo aos longos das fibras na camada inferior, criando um formato desalinhado e sem forma definida como são apresentadas as Figuras 43-44.

A Tabela 5 fornece três parâmetros que medem as amplitudes das imagens obtidas dos 10 corpos de prova jateados na microscopia digital, utilizando as intensidades dos contrastes presentes nas imagens realizadas pelo método de mosaico. O primeiro parâmetro  $P_y$  (Pico-a-Vale) representa a diferença entre o menor valor de intensidade e o maior valor de intensidade em um padrão de textura; o segundo parâmetro  $P_p$  (Pico-a-Pico), que representa a diferença entre os valores

de intensidade do pico mais alto ao mais baixo em um padrão de textura e o terceiro parâmetro Pt (Altura total de textura), que se dá pelo somatório de Py e Pp e que representa a altura total da textura considerando todas as variações de intensidade, dando o valor real da profundidade causada pelo jateamento na superfície.

**Tabela 5** – Valores de Pv (pico-a-vale), Pp (pico-a-pico) e Pt (altura total da textura).

Amostra	Pv (mm)	Pp (mm)	Pt (mm)
JAT-1	0,312	1,856	2,169
JAT-2	0,562	1,607	2,169
JAT-3	0,231	0,712	0,943
JAT-4	0,379	1,936	2,315
JAT-5	0,286	1,349	1,636
JAT-6	0,562	1,68	2,243
JAT-7	0,206	1,341	1,547
JAT-8	0,215	1,164	1,379
JAT-9	0,303	1,296	1,599
JAT-10	0,292	0,927	1,219
Média	0,335	1,387	1,721
Desvio-padrão	0,123	0,372	0,453

Os valores de Pt apresentados na Tabela 5 revelam que o grupo do material compósito que foi jateado teve uma média de 1,721 mm de profundidade, entre o ponto mais fundo à camada superficial do compósito. Ensaio simulando os efeitos da LEO relataram que a profundidade causada pelos micrometeoritos chegou a ser 2,5 mm em CRFP's [107]. Projéteis que possuem superfície circular, dependendo de sua velocidade (0,5 a 2 km/s) conseguem atingir uma profundidade entre 0,100 a 0,559 mm [108], enquanto a área gerada pelo impacto de alta velocidade na superfície em alumínio e compósitos pode alcançar um diâmetro de 10 mm [109].

O impacto causado pelo jateamento, por estar associado a tempos de choque mais curtos, resultou em danos superficiais espalhados, gerando deformação no material como é visto nas Figuras 42-44. A causa dessa deformação local pode ser dar pela propagação das trincas causadas pelo impacto gerado pelo jateamento, além das quebras das fibras e até delaminação da matriz [110].

## 4.4 Colorimetria

### 4.4.1 Análise visual das amostras

A análise por colorimetria como base o sistema CIELAB, um modelo de cor que consiste em um sistema de coordenadas cartesianas (L, a e b) que possui como base os valores triestímulos (coordenadas x, y e z de cores primárias utilizadas para se criar uma representação gráfica das cores enxergadas pelo ser humano). Isso permitirá avaliar a mudança na coloração das amostras com o envelhecimento UV que o compósito absorveu durante 60, 120 e 180 dias.

Além das avaliações descritas a partir do sistema CIELAB, será avaliada a perceptibilidade humana de diferença de cor entre dois objetos. Essa avaliação é realizada a partir do parâmetro  $\Delta E_{ab}$ , como é apresentado pela Equação 5, que equivale a distância euclidiana entre as coordenadas:

- $L^*$ , termo referente a luminosidade, variando de 0-100, onde 0 representa ausência de luz, 100 representa branco;
- $a^*$ , componente de cor verde a vermelho, que varia de -128 a 127, onde os valores negativos representam a tonalidade verde, os valores positivos representam tonalidade vermelha;
- $b^*$ , componente da cor azul a amarelo, que varia de -128 a 127, onde os valores negativos representam a tonalidade azul e os valores positivos representam a tonalidade amarelo.

$$\Delta E_{ab} = \sqrt{(\Delta L)^2 + (\Delta a)^2 + (\Delta b)^2} \quad (5)$$

As Figuras 45 e 46 apresentam o material compósito sem envelhecimento.

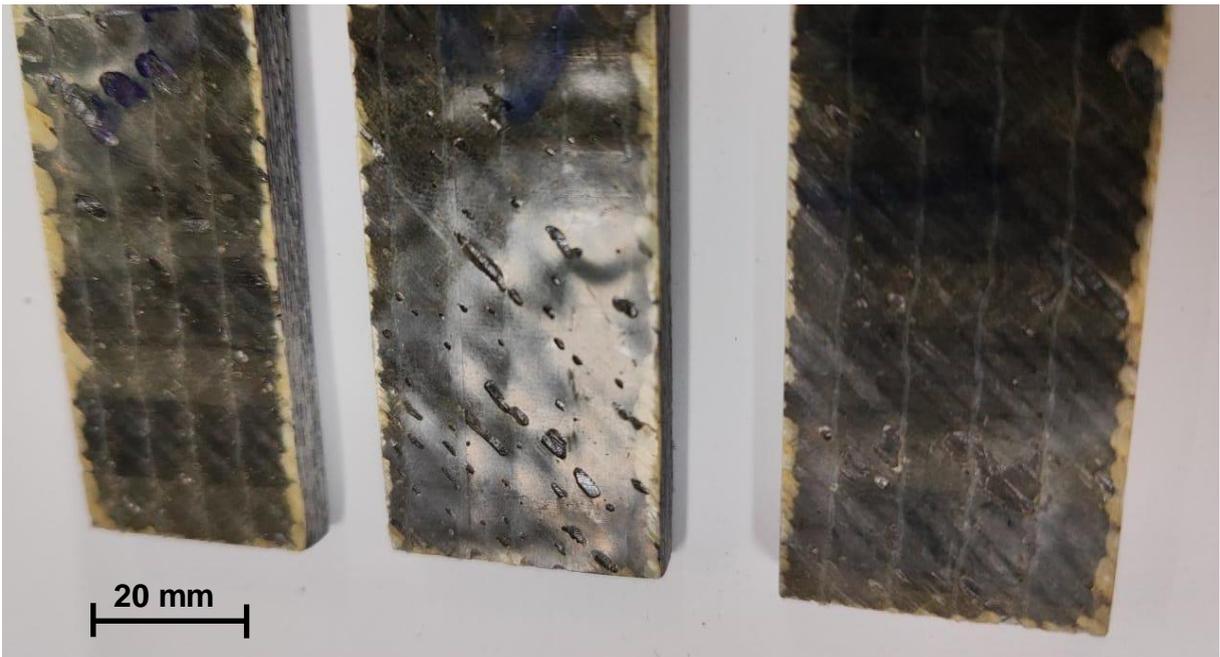


Figura 45- Amostras do grupo do compósito híbrido destruído sem envelhecimento.

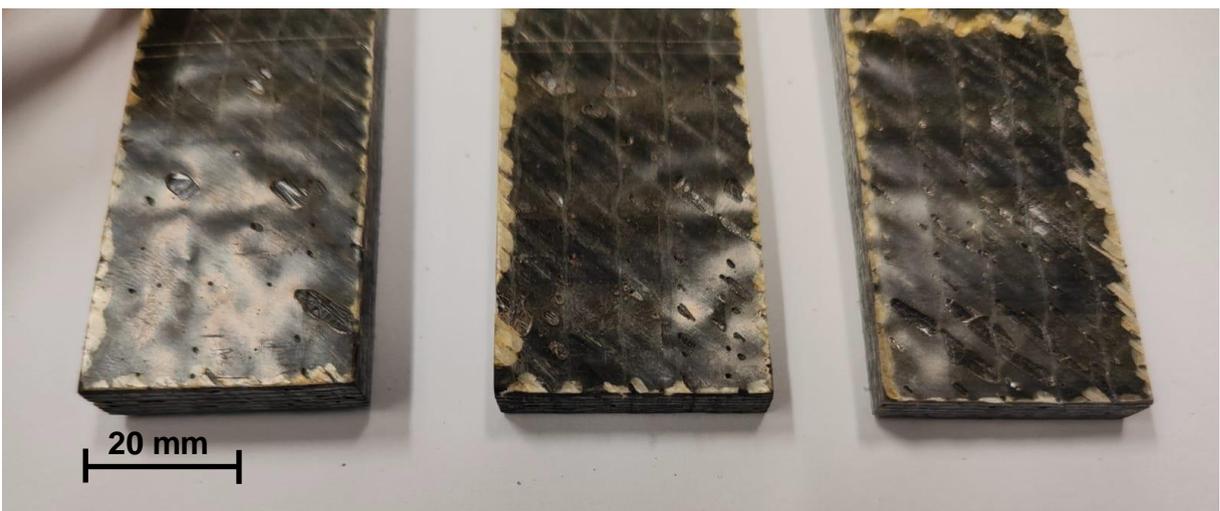


Figura 46- Amostras do grupo do compósito híbrido destruído sem envelhecimento.

É possível observar que o material compósito híbrido nas Figuras 45 e 46 têm a coloração padrão escura, graduando do preto para cinza/grafite. Delaminações são encontradas na superfície do compósito, que embranquecem os corpos de prova, porém não sendo correspondentes a algum tipo de envelhecimento.

A Figura 47 apresenta a seção transversal do material compósito sem envelhecimento, apresentado seções laminadas cinzas, pretas e brancas.

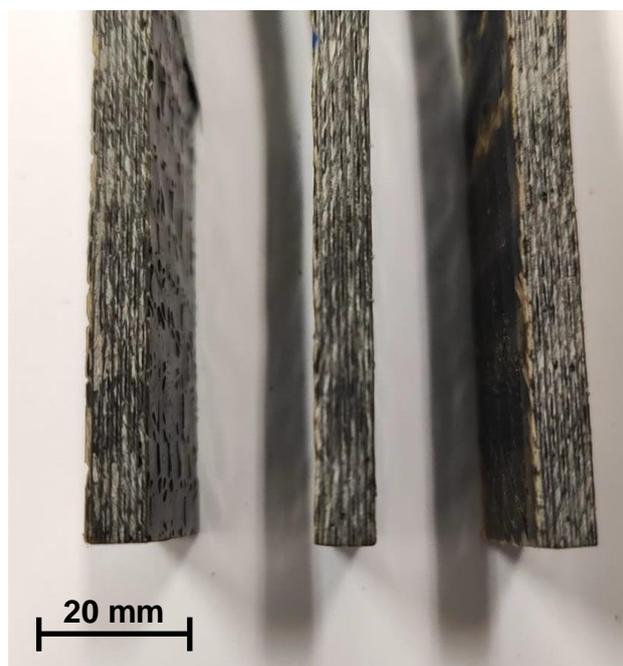


Figura 47- Seção transversal do grupo do composto híbrido sem envelhecimento.

As Tabelas 6 e 7 apresentam as médias e os desvios padrão das medições dos parâmetros CIELAB em triplicata da superfície e da seção transversal, respectivamente.

**Tabela 6** - Parâmetros CIELAB da superfície do composto híbrido sem envelhecimento.

Amostra	$L_{\text{médio}}^*$	$\pm L^*$	$a_{\text{médio}}^*$	$\pm a^*$	$b_{\text{médio}}^*$	$\pm b^*$
RF-4	16,826	0,714	-0,516	0,276	3,412	1,560
RF-5	15,400	3,682	-0,766	0,315	5,072	1,086
RF-9	22,352	2,884	-2,54	0,64	4,197	1,166
<b>Média</b>	18,876	2,427	-1,274	0,410	4,227	1,271

**Tabela 7.** Parâmetros CIELAB da seção transversal do composto híbrido sem envelhecimento.

**Tabela 7** - Parâmetros CIELAB da seção transversal do composto híbrido sem envelhecimento.

Amostra	$L_{\text{médio}}^*$	$\pm L^*$	$a_{\text{médio}}^*$	$\pm a^*$	$b_{\text{médio}}^*$	$\pm b^*$
RF-4	30,888	5,123	-0,728	0,191	6,386	0,719
RF-5	29,558	13,228	-0,968	0,284	5,22	0,75
RF-9	34,886	7,86	-0,710	0,251	1,654	0,231
Média	31,777	8,737	-0,802	0,242	4,420	0,567

As Figuras 48 a 53 apresentam as imagens dos grupos dos corpos de prova de compósito híbrido envelhecidos por 60, 120 e 180 dias.



Figura 48 - Amostras do grupo do compósito híbrido 60 dias após envelhecimento em UV. Tons de amarelo conseguem ser visualizados na superfície do material.

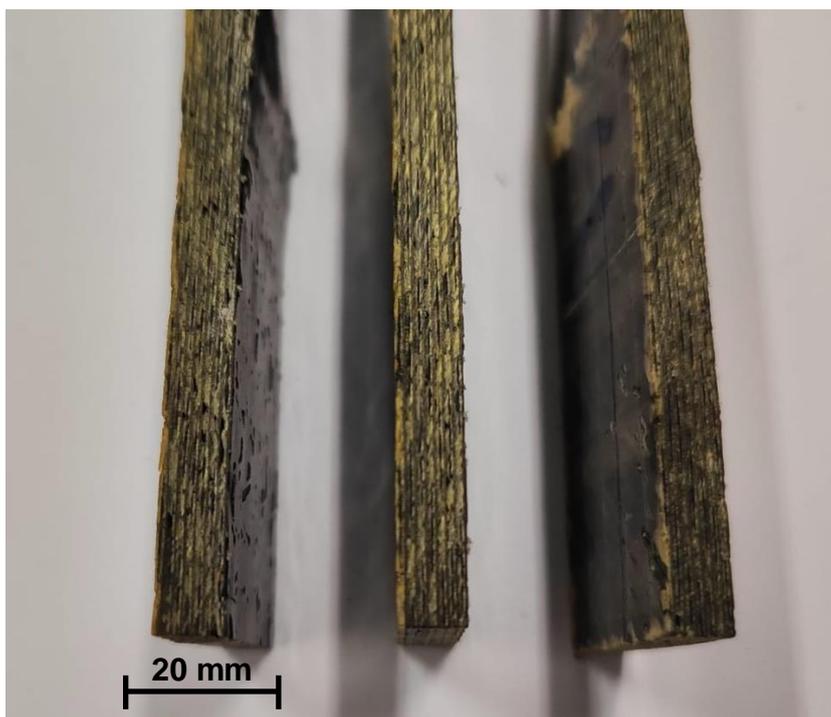


Figura 49 - Amostras do grupo do compósito híbrido 60 dias após envelhecimento em UV. Tons de amarelo conseguem ser visualizados na área transversal do material.

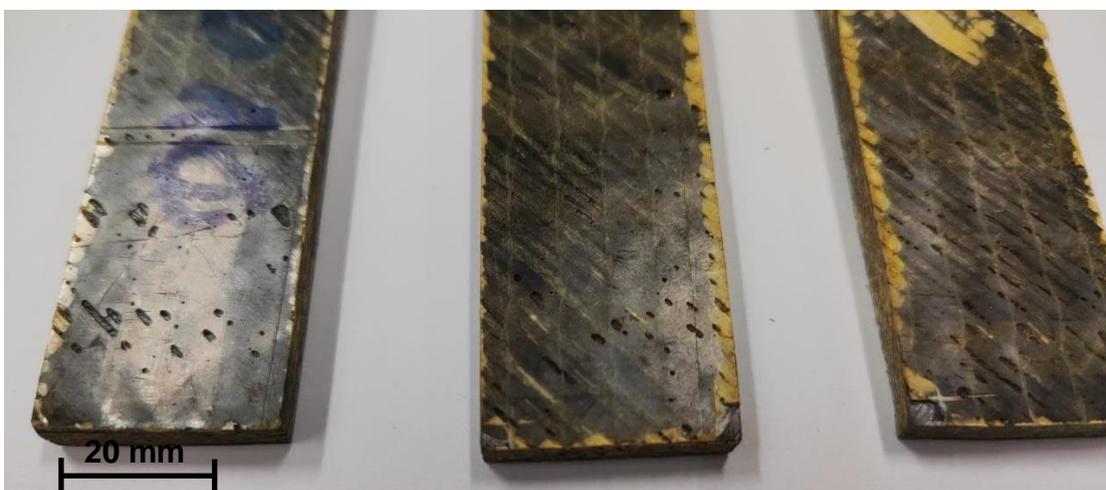


Figura 50 - Amostras do grupo do compósito híbrido 120 dias após envelhecimento em UV. Tons de bege conseguem ser visualizados na área superfície do material.

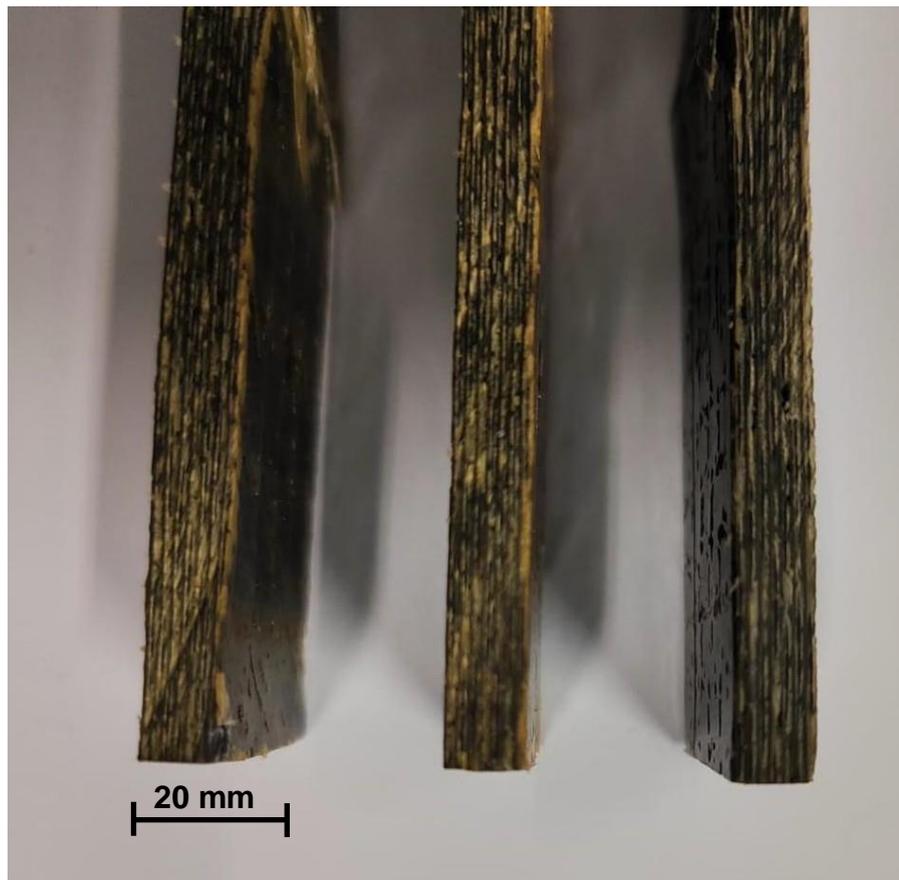


Figura 51 - Amostras do grupo do compósito híbrido 120 dias após envelhecimento em UV. Tons de amarelo conseguem ser visualizados na seção transversal do material.

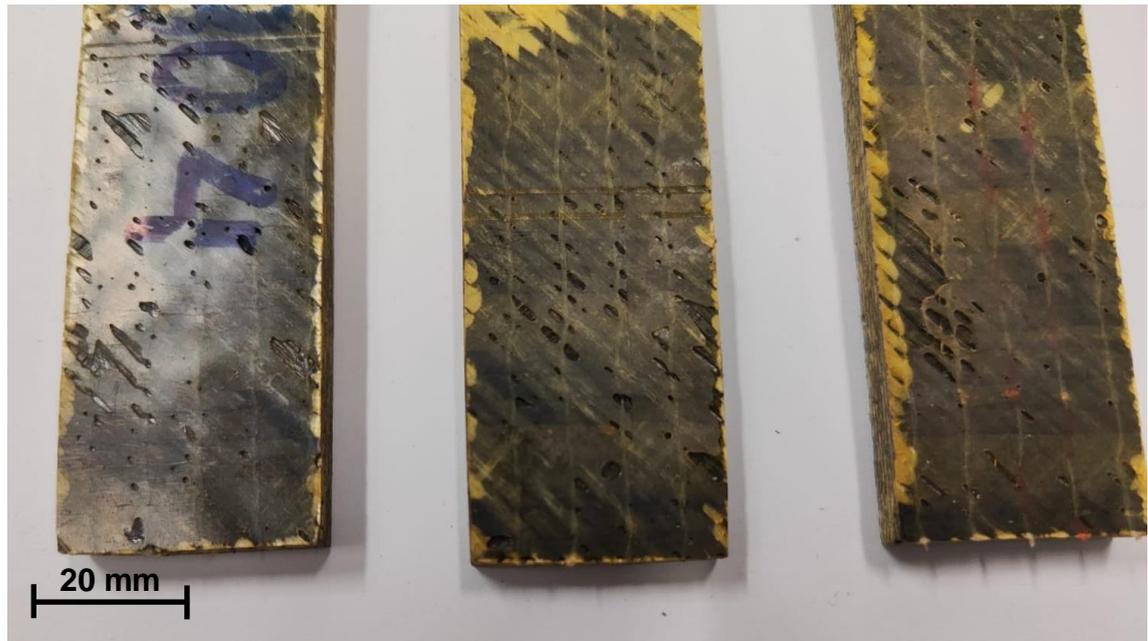


Figura 52- Amostras do grupo do compósito híbrido 180 dias após envelhecimento em UV. Tons dourados conseguem ser visualizados na superfície do material.

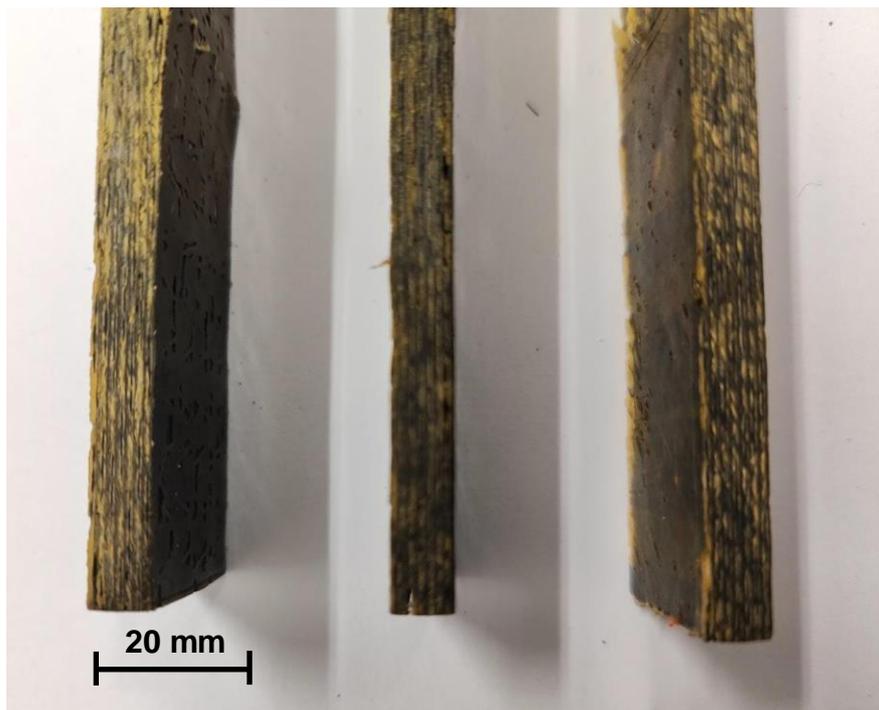


Figura 53 - Amostras do grupo do compósito híbrido 180 dias após envelhecimento em UV. Tons amarelos conseguem ser visualizados na seção transversal do material.

É possível observar a olho nu que o envelhecimento em UV das amostras do compósito híbrido em longos períodos de envelhecimento apresentou mudanças na saturação de cor quando comparado às amostras que não foram envelhecidas,

ficando mais amareladas. Essas alterações podem ser causadas por fotoxirredução como comentado em [51,75].

As Tabelas 8-13 apresentam as médias e os desvios padrão das medições dos parâmetros CIELAB em triplicata da superfície e da seção transversal, respectivamente, dos compósitos envelhecidos em 60, 120 e 180 dias.

**Tabela 8** - Parâmetros CIELAB da superfície do compósito híbrido com 60 dias de envelhecimento.

Amostra	L <sub>médio</sub> *	±L*	a <sub>médio</sub> *	±a*	b <sub>médio</sub> *	±b*
UV60-5	17,652	3,845	-1,208	0,358	7,168	0,714
UV60-7	20,402	0,631	-1,940	0,381	8,616	0,603
UV60-9	19,398	3,909	-1,352	1,067	8,362	2,166
Média	19,151	2,795	-1,500	0,602	8,049	1,161

**Tabela 9** - Parâmetros CIELAB da superfície do compósito híbrido com 120 dias de envelhecimento.

Amostra	L <sub>médio</sub> *	±L*	a <sub>médio</sub> *	±a*	b <sub>médio</sub> *	±b*
UV120-4	20,437	0,957	-3,130	0,979	8,4025	1,280
UV120-6	18,380	1,371	-3,426	0,821	12,590	1,475
UV120-8	21,235	1,26	-3,275	0,728	10,515	1,348
Média	20,017	1,196	-3,277	0,842	10,502	1,367

**Tabela 10** - Parâmetros CIELAB da superfície do compósito híbrido com 180 dias de envelhecimento.

Amostra	L <sub>médio</sub> *	±L*	a <sub>médio</sub> *	±a*	b <sub>médio</sub> *	±b*
UV180-1	21,485	1,352	-3,430	0,364	10,142	1,607
UV180-3	23,502	1,262	-2,875	0,493	8,392	2,132
UV180-7	23,880	1,632	-3,34	0,457	11,028	1,417
Média	22,955	1,415	-3,215	0,438	9,854	1,718

**Tabela 11** - Parâmetros CIELAB da seção transversal do compósito híbrido com 60 dias de envelhecimento.

Amostra	L <sub>médio</sub> *	±L*	a <sub>médio</sub> *	±a*	b <sub>médio</sub> *	±b*
UV60-5	38,426	5,304	-2,764	0,622	13,046	2,516
UV60-7	32,522	4,275	-2,136	0,501	11,880	2,471
UV60-9	37,246	4,269	-2,736	0,453	13,706	3,690
Média	36,064	4,616	-2,543	0,525	12,877	2,892

**Tabela 12** - Parâmetros CIELAB da seção transversal do compósito híbrido com 120 dias de envelhecimento.

Amostra	$L_{\text{médio}}^*$	$\pm L^*$	$a_{\text{médio}}^*$	$\pm a^*$	$b_{\text{médio}}^*$	$\pm b^*$
UV120-4	33,915	2,770	-2,587	0,115	11,340	0,975
UV120-6	27,892	2,311	-2,308	0,301	12,708	1,417
UV120-8	34,180	5,026	-2,040	0,644	9,490	2,501
Média	31,995	3,369	-2,312	0,353	11,179	1,631

**Tabela 13** - Parâmetros CIELAB da seção transversal do compósito híbrido com 180 dias de envelhecimento.

Amostra	$L_{\text{médio}}^*$	$\pm L^*$	$a_{\text{médio}}^*$	$\pm a^*$	$b_{\text{médio}}^*$	$\pm b^*$
UV180-1	39,150	1,103	-2,910	0,180	12,512	1,419
UV180-3	40,500	4,018	-3,282	0,219	13,200	0,998
UV180-7	32,688	2,465	-1,498	0,343	11,556	1,674
Média	37,446	2,528	-2,563	0,247	12,422	1,363

A partir dos valores obtidos nas Tabelas 8 - 13, faz-se a avaliação das amostras analiticamente a partir dos parâmetros CIELAB. Os valores médios dos compósitos envelhecidos foram comparados com as médias obtidas do compósito sem envelhecimento. As Tabelas 14 e 15 apresentam os resultados das distâncias euclidianas entre as médias dos compósitos não envelhecidos e as médias dos compósitos envelhecidos na superfície e na seção transversal, respectivamente.

**Tabela 14** - Avaliação da superfície das amostras envelhecidas a partir dos parâmetros do sistema CIELAB.

Amostra	$L_{\text{médio}}^*$	$\Delta L$	$a_{\text{médio}}^*$	$\Delta a$	$b_{\text{médio}}^*$	$\Delta b$	$\Delta E_{ab}$
REF	18,876	-	-1,274	-	4,227	-	-
UV60	19,151	0,274	-1,500	-0,226	8,049	3,822	3,838
UV120	20,017	1,141	-3,277	-2,003	10,502	6,275	6,685
UV180	22,955	4,079	-3,215	-1,941	9,854	5,627	7,216

**Tabela 15** - Avaliação da seção transversal das amostras envelhecidas a partir dos parâmetros do sistema CIELAB.

Amostra	$L_{\text{médio}}^*$	$\Delta L$	$a_{\text{médio}}^*$	$\Delta a$	$b_{\text{médio}}^*$	$\Delta b$	$\Delta E_{ab}$
REF	31,777	-	-0,802	-	4,420	-	-
UV60	36,064	4,287	-2,545	-1,743	12,877	8,457	9,641
UV120	31,995	0,218	-2,312	-1,509	11,179	6,759	6,929
UV180	37,446	5,668	-2,563	-1,761	12,423	8,003	9,964

A análise de alteração de tonalidade pelo CIELAB é similar às conclusões obtidas a partir do registro fotográfico e análise ótica convencional. A avaliação numérica do parâmetro  $\Delta E_{ab}$  nas Tabelas 14 e 15 permitiu que em todos os grupos, tanto na parte superficial quanto na parte transversal, fosse perceptível a mudança de tonalidade devido ao envelhecimento por UV [111]. Pela avaliação realizada, o parâmetro  $\Delta L$ , referente a luminosidade, o tom de cor tendendo ao branco é evidente em todos os corpos de prova envelhecidos quando comparados aos corpos de prova não envelhecidos. O parâmetro  $\Delta a$ , como valor negativo, indica esverdeamento em todas as amostras. O parâmetro  $\Delta b$  é o parâmetro que reflete no amarelamento, o tom de cor mais evidente na superfície e na seção transversal do laminado polimérico durante o processo de envelhecimento das amostras [112].

## 4.5 Ensaio de flexão

### 4.5.1 Ensaio sonoro

As 100 amostras de flexão foram ensaiadas e foi feito um gráfico para cada um dos grupos como descrito no item 3.2. a Tabela 16 apresenta os valores das médias e desvios-padrões do módulo de elasticidade flexional das amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 60, 120 e 180 dias, e a Figura 54 apresenta o boxplot do módulo de elasticidade flexional obtido no ensaio sonoro, em função do tempo.

**Tabela 16** - Valores médios dos módulos de elasticidade nas amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 60, 120 e 180 dias obtidos por ensaio sonoro.

Amostras	Sem envelhecimento	60 dias	120 dias	180 dias
<b>Módulo de elasticidade flexional (E) (GPa)</b>	$26,70 \pm 0,43$	$23,51 \pm 1,81$	$24,47 \pm 1,70$	$24,52 \pm 0,99$

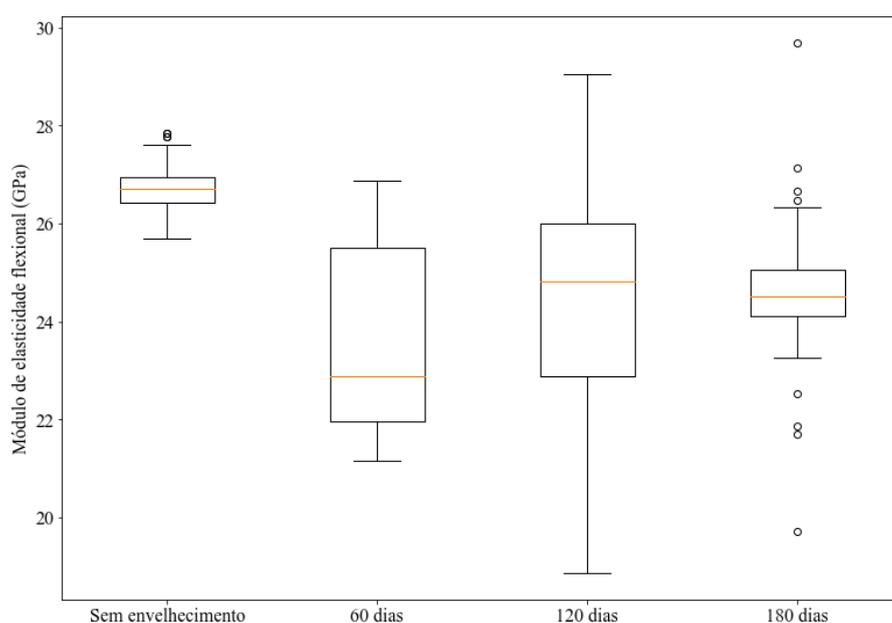


Figura 54 - Boxplot dos resultados do módulo de flexão sem envelhecimento e com envelhecimento de 60, 120 e 180 dias obtidos pelo ensaio sonoro.

A partir da Figura 54, as amostras sem envelhecimento tiveram seu módulo de flexão em 26.70 GPa. A maior parte dos dados está concentrada entre 25.63 GPa (limite inferior) e 27.74 GPa (limite superior). As amostras com 60 dias de envelhecimento, a mediana cai para cerca de 22.89 GPa. Os dados apresentam maior dispersão, com um intervalo mais amplo entre 21.34 GPa e 26.81 GPa. Amostras com 120 dias de envelhecimento, a mediana aumenta ligeiramente, alcançando um valor de 24.81 GPa, porém com a maior dispersão entre os 4 grupos, com limite inferior de 18.21 GPa e 29,16 GPa. O último grupo, com 180 dias de envelhecimento, contém uma mediana de 24.52 GPa, indicando uma estabilização no módulo de flexão, com limite inferior de 23.82 GPa e com limite superior de 26.17 GPa.

Ao comparar as medianas dos grupos de envelhecimento de 60, 120 e 180 dias, observa-se que os valores do módulo de flexão estão próximos entre si, sugerindo uma consistência nos resultados desses períodos. No entanto, comparando com a mediana do grupo sem envelhecimento, o módulo de flexão diminui. O indicativo de que o surgimento de novos grupos orgânicos detectados por FTIR e o amarelamento das amostras observadas na análise de colorimetria em diferentes períodos enfatiza que as amostras sofreram envelhecimento, gerando queda na propriedade mecânica avaliada [61,66,75].

A Tabela 17 apresenta os valores e os desvio-padrões médios referentes ao módulo de elasticidade das amostras do compósito puramente jateado e com os efeitos combinados do envelhecido por UV e jateamento, como descrito no item 3.2. A Figura 55 apresenta o boxplot do módulo de elasticidade do mesmo grupo de amostras.

**Tabela 17** - Valores médios dos módulos de elasticidade nas amostras jateadas e nas amostras com efeitos combinados obtidos por ensaio sonoro.

Amostras	Puramente jateadas	JAT+UV1 20	UV60+J AT	UV60+JAT+UV 120	UV1 20 +JAT	UV60+JAT+UV60
Módulo de elasticidade de flexional (E) (GPa)	25,69 ± 0,76	23,00 ± 2,14	22,56 ± 3,16	23,45 ± 3,33	24,33 ± 1,07	24,87 ± 0,05

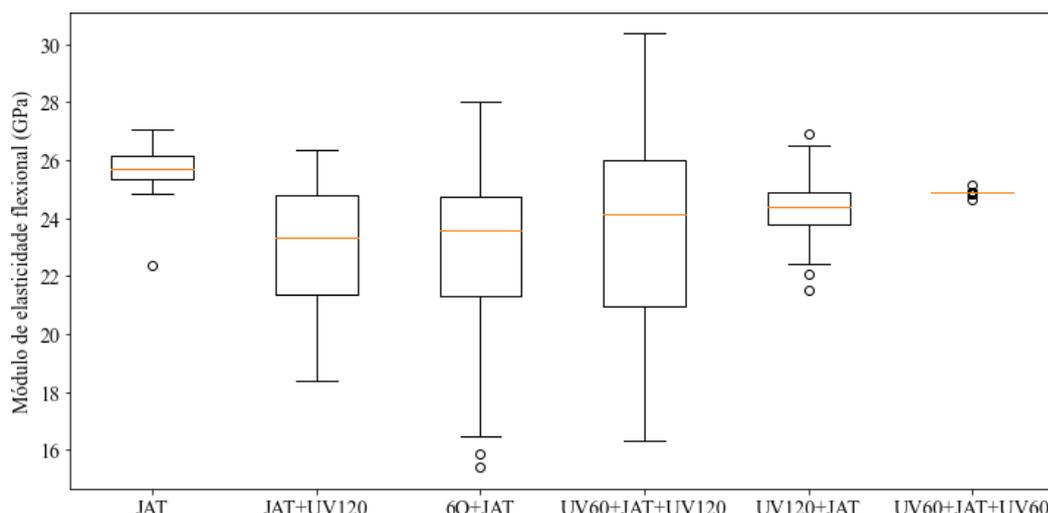


Figura 55 - Boxplot dos resultados do módulo de flexão das amostras jateadas e com os demais efeitos combinados, obtidos pelo ensaio sonoro.

Comparando os efeitos combinados do envelhecimento em UV com jateamento e o jateamento puro, observa-se que os módulos de elasticidade são menores nas amostras que foram envelhecidas em UV em conjunto com o jateamento, quando comparados às amostras que só foram jateadas. As amostras que apresentaram maiores períodos de envelhecimento, como é o caso das amostras UV60+JAT+UV120 e UV60+JAT+UV60, possuem sua mediana e média muito próximas, porém a primeira possui um espalhamento muito maior em comparação com a segunda. As demais amostras também possuem diferentes espalhamentos amostrais entre si. O método não-destrutivo detectou com maior sensibilidade as amostras que apresentaram mudanças químico-estruturais, como reparadas nas avaliações por colorimetria e FTIR, do que as mudanças causadas apenas pela aplicação de jateamento, que gerou apenas um dano físico superficial.

Essa redução pode indicar que a exposição ao ultravioleta, independentemente da ordem dos efeitos, reduz a resistência mecânica do material, afetando principalmente a matriz polimérica e tonaram as amostras mais vulneráveis aos impactos gerados pelo jateamento [94,113,114].

#### 4.5.2 Ensaio destrutivo

As 100 amostras de flexão foram ensaiadas e foi feito um gráfico para cada um dos grupos como descrito no item 3.2. A Tabela 18 apresenta os valores das

médias e desvios-padrões do módulo de elasticidade flexional e a tensão máxima flexional das amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 60, 120 e 180 dias, as Figuras 56 e 57 apresentam o boxplot das mesmas propriedades mecânicas em função do tempo e Figura 58 apresenta a carga em função do deslocamento no ensaio de flexão.

**Tabela 18** - Valores médios dos módulos de elasticidade nas amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 60, 120 e 180 dias obtidos por ensaio sonoro.

Amostras	Sem envelhecimento	60 dias	120 dias
<b>Módulo de elasticidade flexional (E) (GPa)</b>	$19,87 \pm 2,90$	$20,88 \pm 2,10$	$20,52 \pm 2,43$
<b>Tensão Máxima flexional (<math>\sigma_f</math>) (MPa)</b>	$392,50 \pm 59,28$	$379,43 \pm 36,30$	$410,98 \pm 44,62$

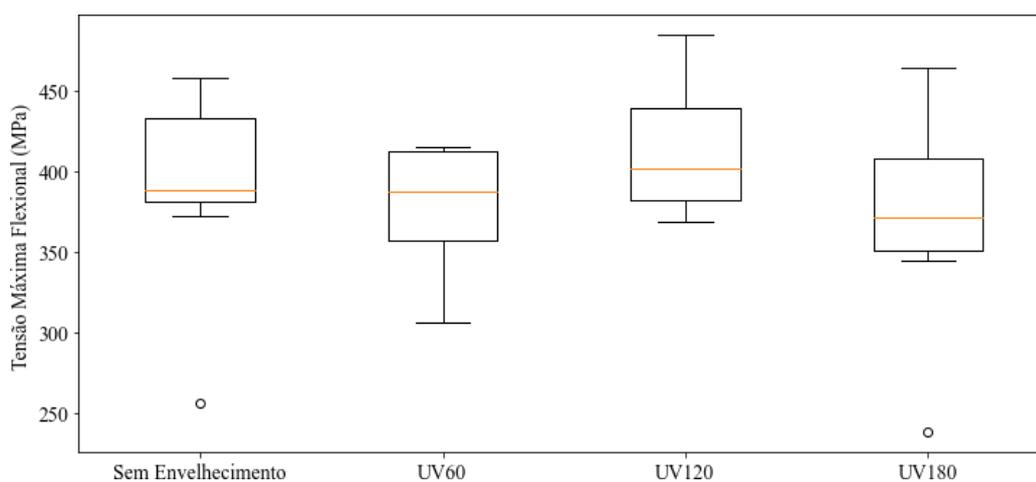


Figura 56 - Boxplot dos resultados da Tensão máxima flexional das amostras sem envelhecimento e com envelhecimento de 60, 120 e 180 dias obtidos pelo ensaio destrutivo.

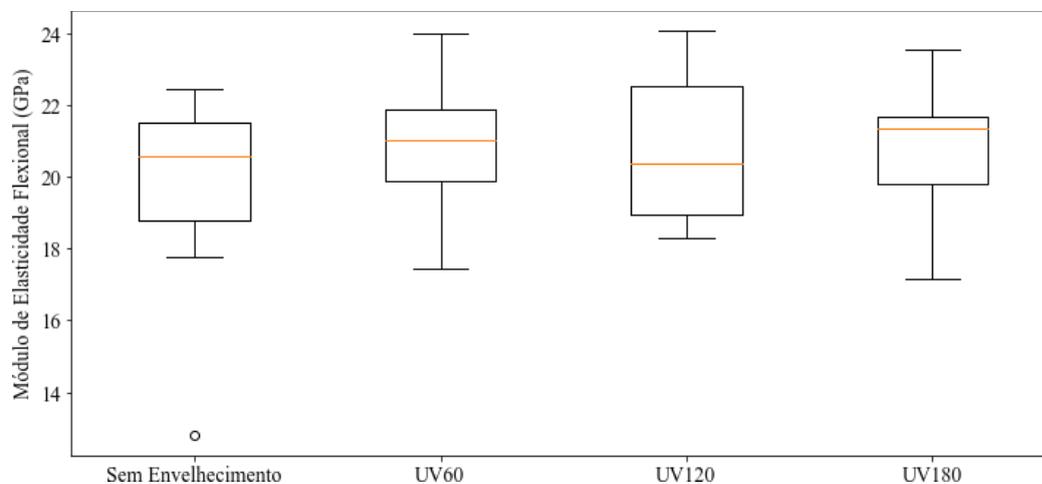


Figura 57- Boxplot dos resultados do módulo de elasticidade flexional das amostras sem envelhecimento e com envelhecimento de 60, 120 e 180 dias obtidos pelo ensaio destrutivo.

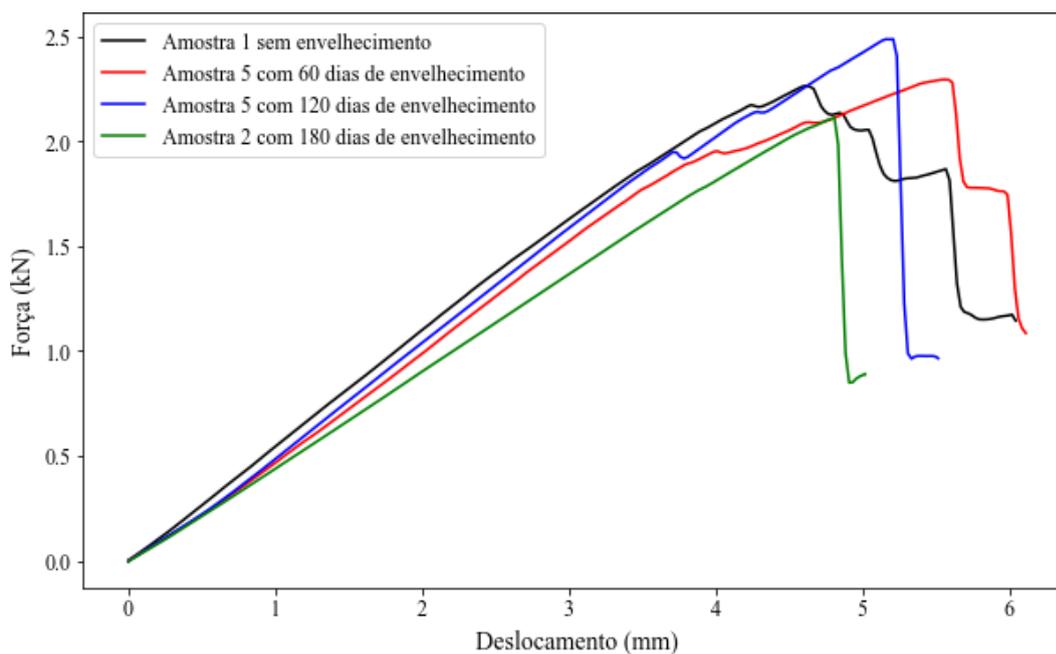


Figura 58 - Gráfico de carga (kN) em função do deslocamento(mm) do ensaio de flexão.

De acordo com os valores relatados acima na Tabela 19, dos boxplots apresentados nas Figuras 56 e 57 e das curvas de ensaio de flexão na Figura 58, observa-se que os resultados das duas propriedades tanto as amostras sem envelhecimento quanto as envelhecidas mantiveram-se relativamente estáveis ao longo do período de envelhecimento por UV, com variações dentro de uma faixa

aceitável, sugerindo que o envelhecimento por UV não obteve efeito significativo na rigidez do material a partir do ensaio destrutivo.

O efeito da radiação UV ao longo do tempo tem maior direcionamento em afetar as propriedades mecânicas da matriz polimérica, principalmente incidindo na superfície do material [68]. Compósitos híbridos reforçados em massa com 9,50 % fibras de carbono e 23,7 % de fibras de vidro com resina epóxi possuem registrado queda considerável na sua tensão flexional após 6 meses de exposição a UV [75], enquanto os resultados dos ensaios mecânicos destrutivos apresentam poucas alterações significativas e tendência de estabilidade do seu valor, como apresentadas nas Figuras 56 e 57. Compósitos de matriz vinil-éster reforçados com fibra de vidro com 30 % de fração volumétrica envelhecidos em UV em menores períodos obtiveram valores do módulo de elasticidade flexional e tensão máxima flexional de 19,3 GPa e 354 MPa respectivamente e sem mudanças significativas [115], dados próximos aos registrados no presente trabalho. Já em compósitos de matriz epóxi reforçados com fibra de carbono, o envelhecimento em UV em curtos períodos causa queda expressiva na propriedade de resistência a flexão [34].

A Tabela 19 apresenta os valores e os desvio-padrões médios referentes ao módulo de elasticidade e da tensão máxima flexional das amostras do compósito puramente jateado e com os efeitos combinados do envelhecido por UV e jateamento, obtidos por ensaio destrutivo, como descrito no item 3.2. As Figuras 59 e 60 apresentam os boxplots das mesmas propriedades mecânicas do mesmo grupo de amostras e a Figura 61 apresenta o gráfico da carga aplicada em função do deslocamento.

**Tabela 19** - Valores médios dos módulos de elasticidade nas amostras jateadas e nas amostras com efeitos combinados obtidos por ensaio destrutivo.

Amostras	Pura mente jatead as	JAT+UV1 20	UV60+J AT	UV60+JAT+UV 120	UV12 0 +JAT	UV60+JAT+U V60
<b>Módulo de elasticidade e flexional (E) (GPa)</b>	20,71 ± 1,37	22,00 ± 2,51	21,37 ± 1,50	20,31 ± 3,47	21,68 ± 1,37	20,16 ± 2,65
<b>Tensão Máxima flexional (<math>\sigma_f</math>) (MPa)</b>	312,50 ± 42,16	385 ± 45,69	352,34 ± 65,48	331,39 ± 38,94	368,99 ± 15,66	354,31 ± 44,17

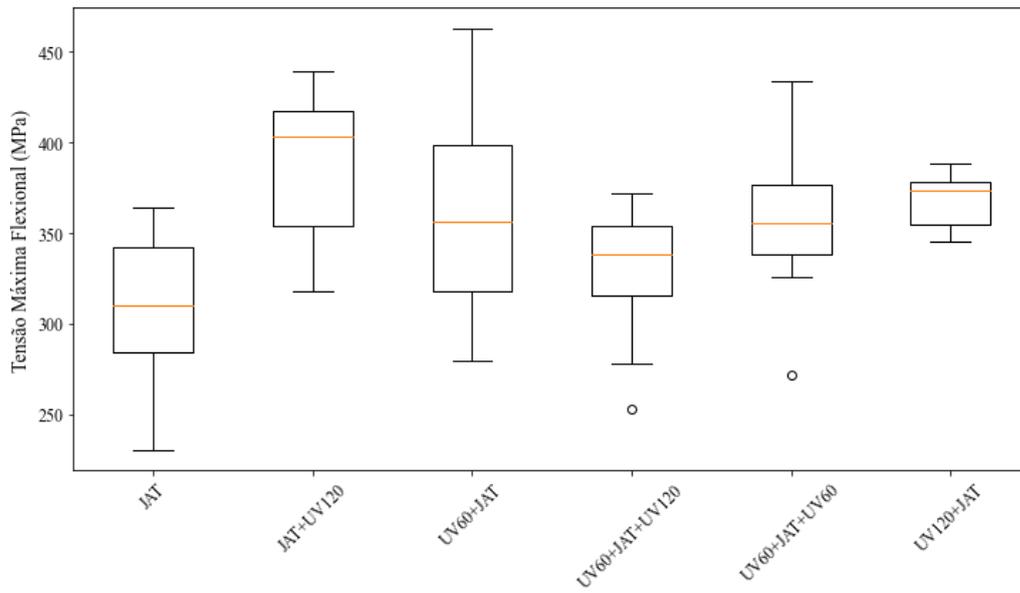


Figura 59 - Boxplot dos resultados da tensão máxima flexional das amostras jateadas e com os demais efeitos combinados, obtidos pelo ensaio destrutivo.

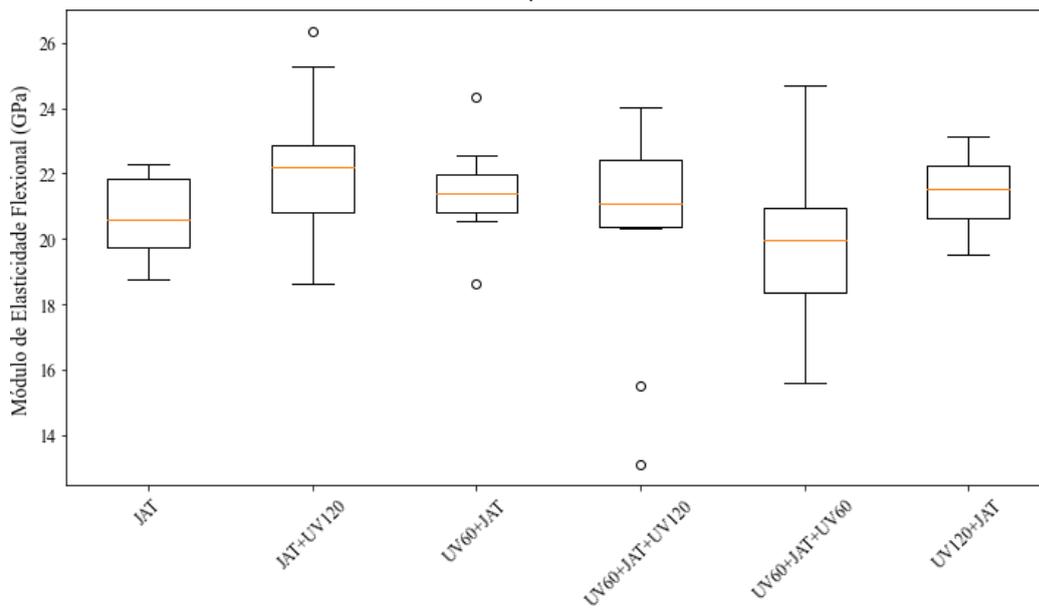


Figura 60 - Boxplot dos resultados do módulo de flexão das amostras jateadas e com os demais efeitos combinados, obtidos pelo ensaio destrutivo.

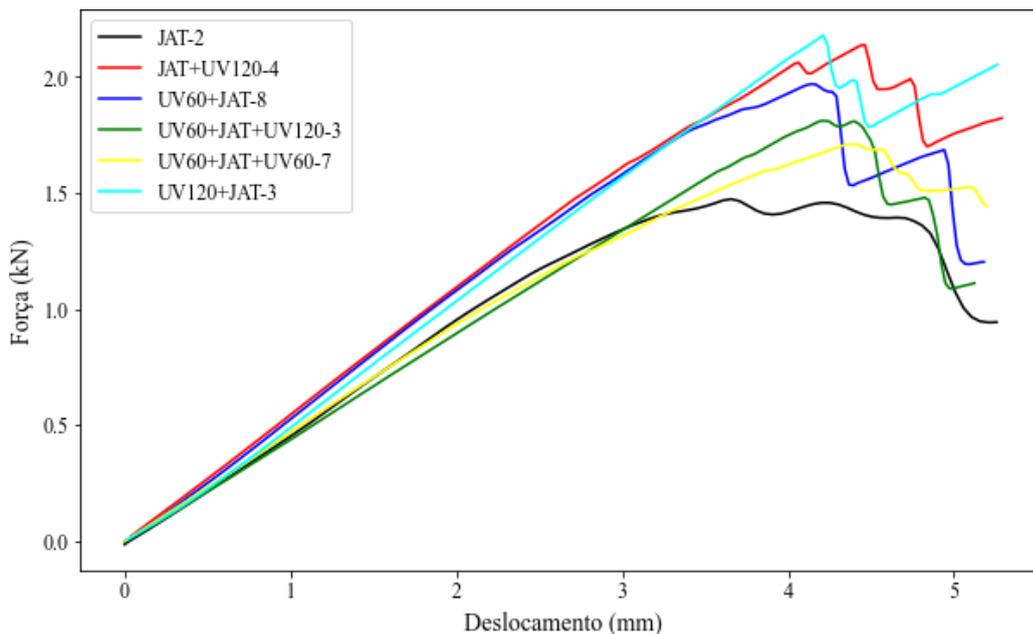


Figura 61- Gráfico de força aplicada (kN) em função do deslocamento(mm) do ensaio de flexão.

Os resultados apresentados pelas Figuras 59-61 mostram que as amostras que foram submetidas ao jateamento aos efeitos combinados por radiação UV e jateamento obtiveram valores coerentes estatisticamente apenas em relação à propriedade mecânica do módulo de elasticidade flexional, apesar do gap apresentado pelas amostras UV60-JAT-UV60. Quanto à resistência à flexão suportada pelas amostras, é possível notar que apenas as amostras que sofreram apenas jateamento tiveram seus valores mais defasados com os demais, além de ter sua média e desvio-padrão mais destoante em comparação aos grupos como mostrado na Tabela 19.

Ao se comparar os valores das propriedades mecânicas das amostras que foram apenas envelhecidas por UV com as amostras que foram jateadas e com as que foram submetidas a esses dois efeitos combinados, as diferenças são muito sutis. Destaca-se apenas o valor da tensão máxima flexural nas amostras que foram apenas jateadas, que teve o valor médio mais baixo entre todos os outros grupos.

As diferenças entre os resultados apresentados entre todos compósitos que passaram pelos ensaios sonoro e destrutivo em relação ao módulo de elasticidade

podem estar relacionados devido a anisotropia do material, além da possibilidade do ensaio sonoro ser mais sensível aos defeitos presentes no material [116,117].

É visto que impactos em compósitos híbridos causam menor deterioração da propriedade mecânica de resistência à flexão quando comparado ao dano na mesma propriedade gerado pelo envelhecimento por radiação UV, e a combinação entre o impacto com o envelhecimento o compósito híbrido consegue ter uma resistência à flexão maior quando comparado ao dano causado pelo envelhecimento [75].

## 4.6 Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar (ILSS)

### 4.6.1 Avaliação da propriedade mecânica ao longo do tempo

Foi realizada uma comparação da propriedade mecânica de ILSS para avaliar se ao longo do envelhecimento o material compósito perdia ou não alterava a capacidade do seu laminado resistir a separação de suas camadas, em função de manter a integridade estrutural. A Tabela 20 apresenta os valores médios e desvios-padrões dos corpos de prova sem envelhecimento, com 60, 120 e 180 dias de envelhecimento. As Figuras 62 e 63 apresentam o boxplot da evolução da propriedade mecânica ao longo do tempo em dias e os perfis de carga em função do deslocamento em milímetros.

**Tabela 20** - Valores médios e desvios-padrões das amostras após ensaio mecânico de ILSS.

Propriedade mecânica	Sem envelhecimento	60 dias	120 dias	180 dias
Tensão Máxima de cisalhamento interlaminar (MPa)	34,28 ± 4,20	28,80 ± 6,09	35,29 ± 6,47	35,67 ± 6,15

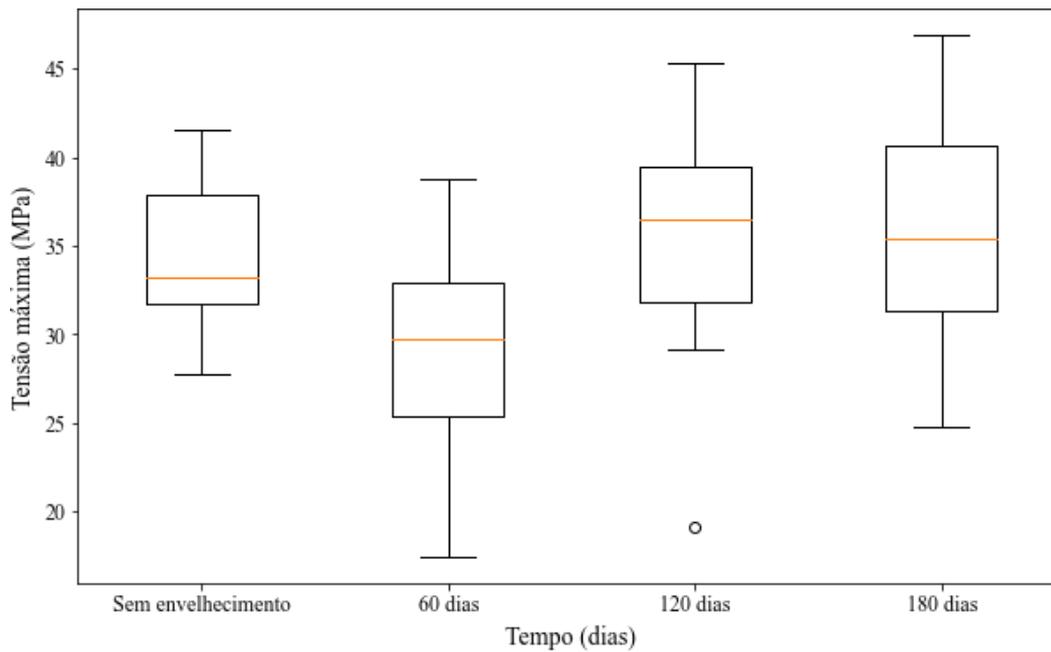


Figura 62- Boxplot da tensão máxima de ILSS em função do tempo.

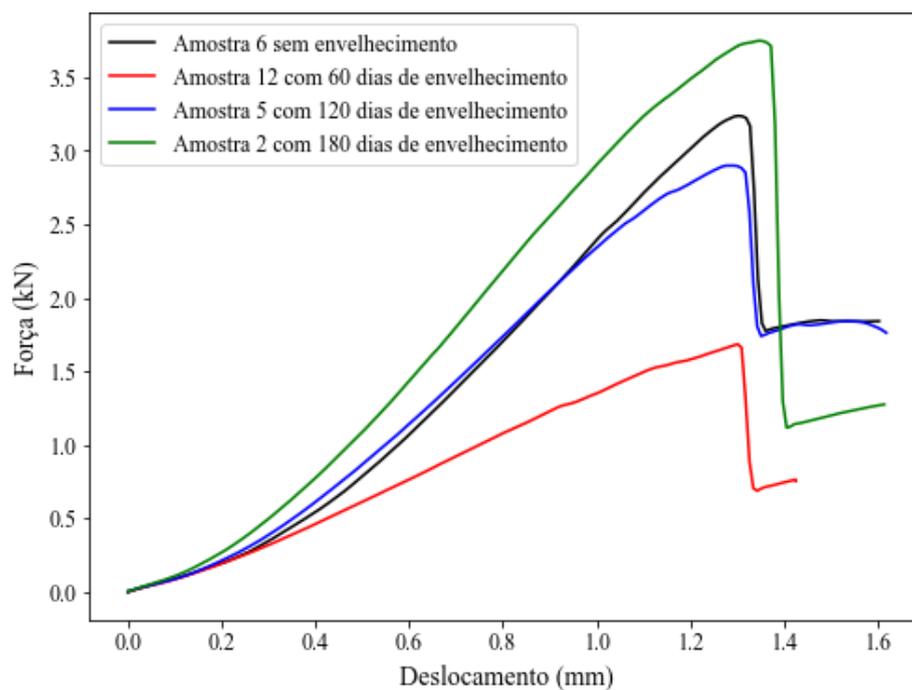


Figura 63 - Gráfico de força aplicada (kN) em função do deslocamento (mm) do ensaio de ILSS.

A análise dos boxplots na Figura 62 revela informações sobre o comportamento mecânico da tensão máxima (ILSS) do material nos diferentes períodos de envelhecimento sob radiação UV.

As amostras sem envelhecimento apresentam uma mediana de 33.18 MPa, com seu limite máximo e mínimo avaliados em 41.55 e 27.72 MPa, respectivamente. Após o envelhecimento de 60 dias, as amostras apresentam uma mediana de 29.60 MPa, com limites máximo e mínimo avaliados em 17.45 e 38.76 MPa, respectivamente. Os dados analisados das amostras envelhecidas após 60 dias apresentam maior dispersão em relação às amostras que não sofreram envelhecimento, indicando que alguns ensaios tiveram valores de tensões máximas excepcionalmente baixas. No período de 120 dias, a mediana apresenta um valor de 35.92 MPa, enquanto os limites superior (45.29 MPa) e inferior (29.09 MPa). Destaca-se nessa análise a presença de um único ponto outlier no conjunto de dados coletados, de 19.12 MPa. Para o período de 180 dias, a mediana encontrada foi de 35.35 MPa, com limite superior de 46.87 MPa e inferior de 24.74 MPa.

Ao comparar os quatro períodos, constata-se que o estágio de 60 dias se destaca pela maior dispersão de valores de tensão máxima. As amostras que não sofreram envelhecimento e as que envelheceram por 120 e 180 dias apresentam distribuições de tensão máxima mais similares, com maiores concentrações de valores próximos às medianas e menos outliers, porém com valores superiores aos compósitos não envelhecidos. O envelhecimento por UV a longos períodos causou uma sutil melhoria na propriedade mecânica do cisalhamento interlaminar, provavelmente devido a reações de pós-cura [67,118], como foi observado pela análise por FTIR.

Para analisar de forma mais quantitativa, uma análise por teste t de student com nível de significância de 0.05 bicaudal (intervalo de 95% de confiança) foi realizado para observar se há coerência estatística entre os resultados coletados nos quatro períodos. A Tabela 21 apresenta os valores p-médios, avaliando a coerência estatística, comparando cada grupo de amostras entre si.

**Tabela 21** - Análise estatística de t de student entre as amostras de ILSS.

Comparação de Médias	Valor-p Médio	Coerência estatística
Sem envelhecimento vs 60 dias	0,009	Significativo
Sem envelhecimento vs 120 dias	0,587	Não significativo
Sem envelhecimento vs 180 dias	0,539	Não significativo
60 dias vs 120 dias	0,008	Significativo
60 dias vs 180 dias	0,021	Significativo
120 dias vs 180 dias	0,863	Não significativo

Ao analisar os resultados na Tabela 21, verificou-se que as médias das tensões máximas não são significativamente diferentes entre os períodos sem envelhecimento e 120 dias, entre as amostras sem envelhecimento e 180 dias e entre 120 dias e 180 dias, indicando possível estabilização na propriedade mecânica de ILSS. Essa análise sugere que as amostras envelhecidas por 60 dias em comparação com as demais estão defasadas, podendo ser um estágio de inflexão ou de transição do envelhecimento, onde o período de 60 dias a propriedade mecânica de ILSS chega no seu valor mínimo e depois inicia um processo de recuperação e estabilização.

#### 4.6.2 Avaliação dos modos de falha

Depois do ensaio de ILSS, foi feita a avaliação visual dos modos de falha que os compósitos híbridos como fabricado e envelhecidos tiveram, para detalhar a integridade e o desempenho do material. As Figuras 64-67 apresentam os perfis dos modos de falha presentes nas amostras mais comuns após os ensaios mecânicos:



Figura 64- Amostra REF - 9 após o ensaio de ILSS, apresentando modo de deformação inelástica.



Figura 65- Amostra UV60-8 após ensaio de ILSS, apresentando modo de deformação inelástica com fissuras ao longo do eixo longitudinal.



Figura 66- Amostra UV120-10 após ensaio de ILSS, apresentando modo de compressão, com a presença de fissuras ao longo do eixo longitudinal.



Figura 67- Amostra UV180-9 após ensaio de ILSS, apresentando modo de deformação inelástica, com a presença de fissuras ao longo do eixo longitudinal.

As Figuras acima apresentam que, de forma geral, o compósito híbrido não apresentou variação significativa do modo de falha após o envelhecimento. Baseando-se nos modos de falha avaliados por B. K. Daniels [119] e usando as Figuras 64-67 como referência, a maioria dos corpos de prova ensaiados apresentaram queda abrupta de carga, porém não chegando zerar a tensão que foi aplicada sobre eles. Isso indica que apesar de possuírem em sua grande parte deformação inelástica, houve o surgimento de fissuras ao longo do eixo longitudinal, onde o corpo de prova apresentou delaminação. Esse resultado sugere que após os testes mecânicos a adesão entre as fibras e os laminados ficou afetada pelo envelhecimento UV, apesar da sutil melhora da propriedade mecânica de resistência ao cisalhamento em períodos maiores de envelhecimento, como é observado nas amostras de 180 dias, comportamento similar já visto por BARBOSA et Al [67] em CRFP's.

## 5. Conclusão

A presente investigação científica explorou avaliações escassas na literatura que abordassem a análise de compósitos híbridos para fins aeroespaciais, considerando efeitos que causassem dano e comprometessem a integridade das amostras, avaliando-os de forma individual e combinada, nas condições que foram aplicadas para este estudo de caso.

Nota-se que a estrutura química do material, referindo-se a matriz polimérica de epóxi que corresponde ao laminado, teve sua estrutura química alterada devido à radiação UV vista pelo espectro FTIR, devido ao alongamento de bandas referentes à formação de grupos funcionais, como -OH e -CH, indicando reação na superfície do material, e refletindo-se principalmente pelas alterações de cor, por análise visual. É possível também afirmar que durante o processo de envelhecimento as amostras tiveram certa absorção de umidade, devido a degradação que ocorria na parte superficial do material. As alterações da estrutura química do material aliadas às mudanças de cor desvendadas pela colorimetria podem estar interligadas, visto que ao longo do tempo de envelhecimento o parâmetro de luminosidade aumentou assim como houve a intensificação da tonalidade amarela, em comparação com as amostras não envelhecidas, devido aos grupos cromóforos e a formação de carbonilas.

Se tratando apenas às amostras que sofreram envelhecimento por UV, as análises mostram que o material compósito sofreu perda nas propriedades mecânicas flexurais ao longo do envelhecimento quando avaliados pelo ensaio sonoro, com as amostras envelhecidas por 120 dias com a menor queda no módulo de elasticidade em relação aos demais grupos. Nos ensaios destrutivos, essas diferenças se apresentaram pouco evidentes quando avaliadas entre os grupos mais envelhecidos em comparação com os não envelhecidos, apresentando estabilidade. No mesmo ensaio destrutivo, as mesmas amostras envelhecidas por 120 dias apresentaram os maiores valores correspondentes ao módulo de elasticidade e na tensão flexional quando comparadas aos demais grupos.

Se tratando apenas às amostras que sofreram o envelhecimento com o jateamento e o jateamento puro, o efeito combinado entre esses dois fatores pelo ensaio sonoro não apresentou, independentemente da ordem do efeito, mudanças no módulo de elasticidade. As amostras que foram apenas jateadas apresentaram valores médios maiores quando comparadas com os demais grupos que tiveram o efeito combinado. Já no ensaio destrutivo, apesar do módulo de elasticidade não apresentar muitas diferenças entre os grupos, a tensão flexional nas amostras que foram apenas jateadas apresentaram os menores valores entre os grupos.

No caso das propriedades mecânicas referentes ao cisalhamento, o material envelhecido apresentou um sutil aumento na resistência à tensão ao cisalhamento quando se compara com o material não envelhecido, mesmo apresentando trincas. O grupo de amostras envelhecidas por 180 dias se mostrou mais resistente ao cisalhamento, enquanto o grupo de amostras envelhecidas por 60 dias sem coerência estatística com os demais grupos.

Mesmo com uma avaliação qualitativa prévia no material por microscopia digital e MEV para avaliar os defeitos que foram identificados oriundos do processo de fabricação do compósito híbrido, o material mostra-se com potencial para uso em aplicações protetivas em estruturas aeroespaciais, por ter propriedades mecânicas em sua maioria estáveis após as condições aplicadas.

## 6. Sugestões de Trabalhos Futuros

O atual trabalho apresenta apenas duas avaliações estruturais e uma avaliação química para avaliar o material compósito híbrido. Outras propriedades importantes para avaliar o material, como a resina epóxi, seriam importantes para obter maior riqueza de informações – análises térmicas como o TGA e DSC que poderiam tanto denunciar o efeito de cura da matriz no compósito quanto investigar a decomposição térmica da resina ao longo do envelhecimento. Além das análises térmicas, microtomografia computadorizada (Micro-CT) foi considerada para avaliar a estrutura interna do compósito, apesar de que o tamanho das amostras que foram produzidas excedesse nessa análise.

Outros fatores externos, como ciclagem térmica e presença de oxigênio atômico, são fatores que podem ser incluídos em mais análises futuras, já que em órbita terrestre baixa esses fenômenos são comuns.

O jateamento foi uma solução simples para simular como as concavidades causadas por micrometeoritos poderiam afetar as propriedades mecânicas do material. Para isso, era necessário realizar ensaios de impacto, tanto de baixa velocidade quanto de alta velocidade, pois permitiriam também a capacidade do material compósito absorver energia. Um ensaio de dureza poderia ser muito útil para avaliar a resistência do material antes e depois do impacto, para verificar se o material sofreu variações na sua homogeneidade. Além disso, a aplicação de uma técnica para quantificar o volume e a área danificada apresentaria novas interpretações tanto quantitativas quanto qualitativas para observar como o jateamento afetou os ensaios mecânicos e como as fibras ficaram dispostas após esse efeito.

## Referências

- [1] Bailes M, Berger BK, Brady PR, Branchesi M, Danzmann K, Evans M, et al. Gravitational-wave physics and astronomy in the 2020s and 2030s. *Nat Rev Phys* 2021;3. <https://doi.org/10.1038/s42254-021-00303-8>.
- [2] Froes FH. Advanced metals for aerospace and automotive use. *Mater Sci Eng A* 1994;184:119–33. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)91026-X](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)91026-X).
- [3] Gordo P, Frederico T, Melicio R, Duzellier S, Amorim A. System for space materials evaluation in LEO environment. *Adv Sp Res* 2020;66:307–20. <https://doi.org/10.1016/j.asr.2020.03.024>.
- [4] N GM, Hari Rao AN. A Review on Recent Applications and Future Prospectus of Hybrid Composites. *Int J Soft Comput Eng* 2012:2231–307.
- [5] Shekar RI, Rao PMD, Siddaramaiah, Padaki VC, Kim NH, Lee JH. Fibre-fibre hybrid composites for aerospace applications. *Adv Mater Res* 2010;123–125:1231–4. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.123-125.1231>.
- [6] Callister WD, Rethwisch DG. *Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução*. 8th Editio. LTC; 2012.
- [7] Maria M. Advanced composite materials of the future in aerospace industry. *Incas Bull* 2013;5:139–50. <https://doi.org/10.13111/2066-8201.2013.5.3.14>.
- [8] Sheikh SA, Kharal Z. Replacement of steel with GFRP for sustainable reinforced concrete. *Constr Build Mater* 2018;160:767–74. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.12.141>.
- [9] Botelho EC, Silva RA, Pardini LC, Rezende MC. A review on the development and properties of continuous fiber/epoxy/aluminum hybrid composites for aircraft structures. *Mater Res* 2006;9:247–56. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392006000300002>.
- [10] Bachir Bouiadjra B, Benyahia F, Albedah A, Bachir Bouiadjra BA, Khan SMA. Comparison between composite and metallic patches for repairing aircraft structures of aluminum alloy 7075 T6. *Int J Fatigue* 2015;80:128–35. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.05.018>.
- [11] Paul R, Dai L. Interfacial aspects of carbon composites. *Compos Interfaces* 2018;25:539–605. <https://doi.org/10.1080/09276440.2018.1439632>.

- [12] Mishra S, Sonawane SH, Singh RP. Studies on characterization of nano CaCO<sub>3</sub> prepared by the in situ deposition technique and its application in PP-nano CaCO<sub>3</sub> composites. *J Polym Sci Part B Polym Phys* 2005;43:107–13. <https://doi.org/10.1002/polb.20296>.
- [13] Pukanszky B, VÖRÖS G. Mechanism of interfacial interactions in particulate filled composites. *Compos Interfaces* 1993;1:411–27. <https://doi.org/10.1163/156855493x00266>.
- [14] Da E, Leitão S. Caracterização mecânica de compósitos poliméricos bobinados em diversas orientações do reforço eduardo da silva leitão 2007.
- [15] Khan T, Acar V, Aydin MR, Hülagü B, Akbulut H, Seydibeyoğlu MÖ. A review on recent advances in sandwich structures based on polyurethane foam cores. *Polym Compos* 2020;41:2355–400. <https://doi.org/10.1002/pc.25543>.
- [16] Harhash M, Carradò A, Palkowski H. Mechanical Properties and Forming Behaviour of Laminated Steel/Polymer Sandwich Systems with local inlays - Part 2: Stretching and Deep Drawing. *Compos Struct* 2016;160. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.10.111>.
- [17] Hunt CJ, Morabito F, Grace C, Zhao Y, Woods BKS. A review of composite lattice structures. *Compos Struct* 2022;284. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.115120>.
- [18] Singh SB, Chawla H, Ranjitha B. Hybrid effect of functionally graded hybrid composites of glass–carbon fibers. *Mech Adv Mater Struct* 2019;26:1195–208. <https://doi.org/10.1080/15376494.2018.1432792>.
- [19] Marom G, Fischer S, Tuler FR, Wagner HD. Hybrid effects in composites: conditions for positive or negative effects versus rule-of-mixtures behaviour. *J Mater Sci* 1978;13:1419–26. <https://doi.org/10.1007/BF00553194>.
- [20] Ozair H, Baluch AH, Ur Rehman MA, Wadood A. Shape Memory Hybrid Composites. *ACS Omega* 2022;7:36052–69. <https://doi.org/10.1021/acsomega.2c02436>.
- [21] Rezende MC, Botelho EC. The use of structural composites in the aerospace industry. *Polímeros* 2000;10:e4–10.
- [22] Park SJ, Seo MK. Types of Composites. vol. 18. 2011. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-375049-5.00007-4>.
- [23] Shafizadeh JE, Seferis JC, Chesmar EF, Geyer R. Evaluation of the In-

- Service Performance Behavior of Honeycomb Composite Sandwich Structures. *J Mater Eng Perform* 1999;8:661–8. <https://doi.org/10.1361/105994999770346422>.
- [24] Kodiyalam S, Nagendra S, DeStefano J. Composite sandwich structure optimization with application to satellite components. *AIAA J* 1996;34:614–21. <https://doi.org/10.2514/3.13112>.
- [25] Wu Y, Liu Q, Fu J, Li Q, Hui D. Dynamic crash responses of bio-inspired aluminum honeycomb sandwich structures with CFRP panels. *Compos Part B Eng* 2017;121:122–33. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.03.030>.
- [26] Al-lami A, Hilmer P, Sinapius M. Eco-efficiency assessment of manufacturing carbon fiber reinforced polymers (CFRP) in aerospace industry. *Aerosp Sci Technol* 2018;1:1–10. <https://doi.org/10.1016/j.ast.2018.06.020>.
- [27] Bhagwat PM, Ramachandran M, Raichurkar P. Mechanical Properties of Hybrid Glass / Carbon Fiber Reinforced Epoxy Composites. *Mater Today Proc* 2017;4:7375–80. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.07.067>.
- [28] Thirumalai R, Prabhakaran D, Andersen L, Malte C. TENSILE AND COMPRESSION PROPERTIES OF HYBRID COMPOSITES – A COMPARATIVE STUDY. *Proc 19th Int Conf Compos Mater* 2013:1–8.
- [29] Fuad A, Ghani A, Ngatiman N, Jumaidin R, Dharmalingam SAL, Abdul F. Hybrid Carbon / Glass Fiber Reinforced Polymer ; A Frontier Material for Aerospace Industry : A Review on Mechanical Properties Enhancement. *Curr Sci Technol* 2021;1:41–51.
- [30] Muzzy JD. Thermoplastics – Properties. In: Kelly A, Zweben C, editors. *Compr. Compos. Mater.* 1st ed., Elsevier Science Ltd.; 2000, p. 57–76.
- [31] Rana S, Figueiro R, editors. *Advanced Composite Materials for Aerospace Engineering.* Woodhead Publishing; 2016. <https://doi.org/10.1016/c2014-0-00846-5>.
- [32] Hancox NL. Thermal effects on polymer matrix composites: Part 1. Thermal cycling. *Mater Des* 1998;19:85–91. [https://doi.org/10.1016/s0261-3069\(98\)00018-1](https://doi.org/10.1016/s0261-3069(98)00018-1).
- [33] Tcherbi-Narteh A, Hosur M, Jeelani S. Influence of nanoclay on the durability of woven carbon/epoxy composites subjected to ultraviolet

- radiation. *Mech Adv Mater Struct* 2014;21:222–36. <https://doi.org/10.1080/15376494.2013.834097>.
- [34] Kumar, BG., Singh, RP., Nakamura T. Degradation of Carbon Fiber-reinforced. *J Compos Mater* 2002;36:2713–33. <https://doi.org/10.1106/002199802028682>.
- [35] Dong C, Li K, Jiang Y, Arola D, Zhang D. Evaluation of thermal expansion coefficient of carbon fiber reinforced composites using electronic speckle interferometry. *Opt Express* 2018;26:531. <https://doi.org/10.1364/oe.26.000531>.
- [36] Bechel VT, Kim RY. Damage trends in cryogenically cycled carbon/polymer composites. *Compos Sci Technol* 2004;64:1773–84. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2003.12.007>.
- [37] Bechel VT, Camping JD, Kim RY. Cryogenic/elevated temperature cycling induced leakage paths in PMCs. *Compos Part B Eng* 2005;36:171–82. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2004.03.001>.
- [38] Henaff-Gardin C, Lafarie-Frenot MC, Gamby D. Doubly periodic matrix cracking in composite laminates part 2: Thermal biaxial loading. *Compos Struct* 1996;36:131–40. [https://doi.org/10.1016/S0263-8223\(96\)00072-4](https://doi.org/10.1016/S0263-8223(96)00072-4).
- [39] Bergmann HW. Design Preparations for Large Space Structures. In: Fitzer D, editor. *Carbon Fibres Their Compos.* 1st ed., Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York Tokyo; 1985, p. 159–72. [https://doi.org/10.1007/978-3-642-70725-4\\_9](https://doi.org/10.1007/978-3-642-70725-4_9).
- [40] Ozaki T, Yamauchi H, Corporation ME, Tsuneta S, Observatory NA. High Precision Composite Pipes for SOLAR-B Optical Structures *Alumioom* 2001;48.
- [41] Yu Q, Chen P, Wang L. Degradation in mechanical and physical properties of carbon fiber / bismaleimide composite subjected to proton irradiation in a space environment. *Nucl Instruments Methods Phys Res* 2013;298:42–6. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2013.01.007>.
- [42] Zhang M, Li K, Shi X, Guo L, Tan W, Liu N, et al. Effect of vacuum thermal cyclic exposures on the carbon / carbon composites. *Vacuum* 2015;122:236–42. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2015.10.001>.
- [43] Tanaka S, Ikeda T, Senba A. Sensitivity analysis of thermal deformation of CFRP laminate reflector due to fiber orientation error. *J Mech Sci Technol*

- 2016;30:4423–6. <https://doi.org/10.1007/s12206-016-0905-z>.
- [44] Lee W, Ban C, Lee S, Yi J, Um M, Materials C, et al. PREDICTION OF ANISOTROPIC THERMAL EXPANSION BEHAVIOR OF FIBER REINFORCED COMPOSITES AT CRYOGENIC TEMPERATURE. ICCM Int Conf Compos Mater 2011:1–4.
- [45] Jean-St-Laurent M, Dano ML, Potvin MJ. Study of damage induced by extreme thermal cycling in cyanate ester laminates and sandwich panels. J Compos Mater 2017;51:2023–34. <https://doi.org/10.1177/0021998316666937>.
- [46] Abdullah F, Okuyama K ichi, Morimitsu A, Yamagata N. Effects of thermal cycle and ultraviolet radiation on 3d printed carbon fiber/polyether ether ketone ablator. Aerospace 2020;7. <https://doi.org/10.3390/AEROSPACE7070095>.
- [47] Li X, Xiong J, Ma L, Wu L, Yan X. Effect of vacuum thermal cycling on the compression and shear performance of composite sandwich structures containing pyramidal truss cores. Compos Sci Technol 2018;158:67–78. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2018.01.042>.
- [48] Ali A. Crack growth as a function of temperature variation in carbon fiber/epoxy. J Chem Eng Mater Sci 2017;8:17–30. <https://doi.org/10.5897/jcems2016.0283>.
- [49] Meng J, Wang Y, Yang H, Wang P, Lei Q, Shi H, et al. Mechanical properties and internal microdefects evolution of carbon fiber reinforced polymer composites : Cryogenic temperature and thermocycling effects. Compos Sci Technol 2020;191:108083. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2020.108083>.
- [50] Jacques LFE. Accelerated and outdoor / natural exposure testing of coatings. Prog Polym Sci 2000;25:1337–62. [https://doi.org/10.1016/S0079-6700\(00\)00030-7](https://doi.org/10.1016/S0079-6700(00)00030-7).
- [51] Mayandi K, Rajini N, Ayrilmis N, Devi MPI, Siengchin S, Mohammad F, et al. An overview of endurance and ageing performance under various environmental conditions of hybrid polymer composites. Jounal Mater Res Technol 2020;9:15962–88.
- [52] Wypych G. Handbook of UV Degradation and Stabilization. 2020. <https://doi.org/10.1016/B978-1-927885-57-4.50001-2>.

- [53] Shokrieh MM, Bayat A. Effects of Ultraviolet Radiation on Mechanical Properties of Glass/Polyester Composites. *J Compos Mater* 2007;41:2443–55. <https://doi.org/10.1177/0021998307075441>.
- [54] Shin KB, Kim CG, Hong CS, Lee HH. Prediction of failure thermal cycles in graphite/epoxy composite materials under simulated low earth orbit environments. *Compos Part B Eng* 2000;31:223–35. [https://doi.org/10.1016/S1359-8368\(99\)00073-6](https://doi.org/10.1016/S1359-8368(99)00073-6).
- [55] Suliga A. Resistance of CFRP structures to environmental degradation in low Earth. University of Surrey, 2017.
- [56] Said MA, Dingwall B, Gupta A, Seyam AM, Mock G, Theyson T. Investigation of ultra violet ( UV ) resistance for high strength fibers. *Adv Sp Res* 2006;37:2052–8. <https://doi.org/10.1016/j.asr.2005.04.098>.
- [57] Kutz M. *Handbook of Environmental Degradation of Materials*. Norwich, New York: William Andrew Publishing; 2005.
- [58] SONODA K, Enomoto J, Nakazaki K, Murayama K. Space Radiation Effects on Mechanical Properties of Carbon Fibre Reinforced Plastic. *Japansese J Appl Phys* 1998;2139:6.
- [59] Aldajah S, Al-omari A, Biddah A. Accelerated weathering effects on the mechanical and surface properties of CFRP composites. *Mater Des* 2009;30:833–7. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.05.017>.
- [60] Chin JW, Aouadi K, Nguyen T. Effects of Environmental Exposure on Fiber-Reinforced Plastic (FRP) Materials Used in Construction. *J Compos Technol Res* 1997;19:205–13. <https://doi.org/https://doi.org/10.1520/CTR10120J>.
- [61] Liu T, Liu X, Feng P. A comprehensive review on mechanical properties of pultruded FRP composites subjected to long-term environmental effects. *Compos Part B* 2020;191:107958. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.107958>.
- [62] Bank LC, Gentry TR, Barkatt A. Accelerated Test Methods to Determine the Long-Term Behavior of FRP Composite Structures: Environmental Effects. *J Reinf Plast Compos* 1995;14:559–87. <https://doi.org/10.1177/073168449501400602>.
- [63] Correia JR, Cabral-Fonseca S, Branco FA, Ferreira JG, Eusébio MI, Rodrigues MP. Durability of Pultruded Glass-Fiber-Reinforced Polyester Profiles for Structural Applications. *Mech Compos Mater* 2006;42:463–74.

- [64] Moon JB, Kim MG, Kim CG, Bhowmik S. Improvement of tensile properties of CFRP composites under LEO space environment by applying MWNTs and thin-ply. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2011;42:694–701. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.02.011>.
- [65] Suliga A, Jakubczyk EM, Hamerton I, Viquerat A. Analysis of atomic oxygen and ultraviolet exposure effects on cycloaliphatic epoxy resins reinforced with octa-functional POSS. *Acta Astronaut* 2018;142:103–11. <https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2017.10.018>.
- [66] Nakamura T, Singh RP, Vaddadi P. Effects of Environmental Degradation on Flexural Failure Strength of Fiber Reinforced Composites. *Exp Mech* 2006;46:257–68. <https://doi.org/10.1007/s11340-006-6067-7>.
- [67] Cysne AP, Paula A, Fulco P, Guerra ESS, Arakaki FK, Melo DD, et al. Accelerated aging effects on carbon fiber/epoxy composites. *Compos Part B* 2017;110:298–306. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.11.004>.
- [68] Liau WB, Tseng FP. The effect of long-term ultraviolet light irradiation on polymer matrix composites. *Polym Compos* 1998;19:440–5. <https://doi.org/10.1002/pc.10118>.
- [69] Han JH, Kim CG. Low earth orbit space environment simulation and its effects on graphite/epoxy composites. *Compos Struct* 2006;72:218–26. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2004.11.007>.
- [70] Jang J, Hong S, Kim J, Goo N, Yu W. Accelerated Testing Method for Predicting Long-Term Properties of Carbon Fiber-Reinforced Shape Memory Polymer Composites in a Low Earth Orbit Environment. *Polymers (Basel)* 2021;13. <https://doi.org/10.3390/polym13101628>.
- [71] Awaja F, Bum J, Gilbert M, Zhang S, Gon C, Pigram PJ. Surface molecular degradation of selected high performance polymer composites under low earth orbit environmental conditions. *Polym Degrad Stab* 2011;96:1301–9. <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2011.04.001>.
- [72] Yoon S, Soap H, Jong W, Kwon H. Effect of vacuum thermal cyclic exposures on unidirectional carbon fiber/epoxy composites for low earth orbit space applications. *Compos Part B* 2012;43:726–38. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2011.03.007>.
- [73] Lohani S, Prusty RK, Ray BC. *Materials Today : Proceedings* Effect of ultraviolet radiations on interlaminar shear strength and thermal properties

- of glass fiber / epoxy composites. *Mater Today Proc* 2021;43:524–9. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.028>.
- [74] Chennareddy R, Tuwair H, Kandil UF, ElGawady M, Reda Taha MM. UV-resistant GFRP composite using carbon nanotubes. *Constr Build Mater* 2019;220:679–89. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.05.167>.
- [75] Komorek A, Przybylek P, Brzozowski D. The influence of UV radiation upon the properties of fibre reinforced polymers. *Solid State Phenom* 2015;223:27–34. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.223.27>.
- [76] Lowe A, Fox B, Otieno-Alego V. Interfacial ageing of high temperature carbon/bismaleimide composites. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2002;33:1289–92. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(02\)00163-X](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(02)00163-X).
- [77] Akay M, Spratt GR. Evaluation of thermal ageing of a carbon fibre reinforced bismaleimide. *Compos Sci Technol* 2008;68:3081–6. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2008.07.002>.
- [78] Dao B, Hodgkin J, Krstina J, Mardel J, Tian W. Accelerated Ageing Versus Realistic Ageing in Aerospace Composite Materials. III. The Chemistry of Thermal Ageing in Bismaleimide Based Composites. *J Appl Polym Sci* 2010;116:2658–67. <https://doi.org/10.1002/app>.
- [79] Shaoquan W, Shangli D, Yu G, Yungang S. Thermal ageing effects on mechanical properties and barely visible impact damage behavior of a carbon fiber reinforced bismaleimide composite. *Mater Des* 2017;115:213–23. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.11.062>.
- [80] Davies GAO, Olsson R. Impact on composite structures. *Aeronaut J* 2004;541–63. <https://doi.org/10.1017/S0001924000000385>.
- [81] Gouzman I, Grossman E, Verker R, Atar N, Bolker A, Eliaz N. Advances in Polyimide-Based Materials for Space Applications. *Adv Mater* 2019;1807738:1–15. <https://doi.org/10.1002/adma.201807738>.
- [82] Anvari A. Objects impact effect on thermal fatigue life of unidirectional T700 Carbon Fiber/Epoxy. *J Chem Eng Mater Sci* 2019;10:1–9. <https://doi.org/10.5897/JCEMS2018.0329>.
- [83] Higashide M, Kusano T, Takayanagi Y, Arai K, Hasegawa S. Comparison of aluminum alloy and CFRP bumpers for space debris protection. *Procedia Eng* 2015;103:189–96. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.04.026>.
- [84] Wang B, Xiong J, Wang X, Zhang G, Wu L, Feng C. Energy absorption

- efficiency of carbon fiber reinforced polymer laminates under high velocity impact. *Mater Des* 2013;50:140–8. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.01.046>.
- [85] Baluch AH, Park Y, Kim CG. Hypervelocity impact on carbon/epoxy composites in low Earth orbit environment. *Compos Struct* 2013;96:554–60. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2012.09.010>.
- [86] Sathish Kumar SK, Ankem VA, Kim Y, Choi C, Kim C-G. Polybenzimidazole (PBI) Coated CFRP Composite as a Front Bumper Shield for Hypervelocity Impact Resistance in Low Earth Orbit (LEO) Environment. *Compos Res* 2018;31:83–7.
- [87] Ryan S, Riedel W, Schäfer F. Numerical study of hypervelocity space debris impacts on CFRP/al honeycomb spacecraft structures. *Int Astronaut Fed - 55th Int Astronaut Congr 2004* 2004;13:8757–67. <https://doi.org/10.2514/6.iac-04-w.1.02>.
- [88] Shimamoto A, Kubota R, Takayama K. High-velocity impact characteristic of carbon fiber reinforced plastic composite at low temperature. *J Strain Anal Eng Des* 2012;47:471–9. <https://doi.org/10.1177/0309324712457125>.
- [89] Moon JB, Jang HK, Kim CG. High velocity impact characteristics of MWNT added CFRP at LEO space environment. *Adv Compos Mater* 2017;26:391–406. <https://doi.org/10.1080/09243046.2017.1327183>.
- [90] Cherniaev A, Telichev I. Experimental and numerical study of hypervelocity impact damage in composite materials fabricated by filament winding. *Int J Impact Eng* 2016. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.07.001>.
- [91] Xue L, Li K, Jia Y, Zhang S. Hypervelocity impact behavior and residual flexural strength of C / C composites. *Vacuum* 2017;144:101–6. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.07.028>.
- [92] Wagih A, Sebaey TA, Yudhanto A, Lubineau G. Post-impact flexural behavior of carbon-aramid / epoxy hybrid composites. *Compos Struct* 2020;239:112022. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112022>.
- [93] Esfahani JM, Esfandeh M, Sabet AR. High-Velocity Impact Behavior of Glass Fiber-Reinforced Polyester Filled with Nanoclay. *Journal Appl Polym Sci* 2012;125:583–91. <https://doi.org/https://doi.org/10.1002/app.36605>.
- [94] Pang SS, Helms JE, Li G, Ibekwe SI. Influence of ultraviolet radiation on the Low velocity impact response of laminated composite. *Proc Eng Technol*

- Conf Energy 2001;B:565–71. <https://doi.org/10.1115/etce2001-17000>.
- [95] da Silva Junior JEL, Paciornik S, d’Almeida JRM. Evaluation of the effect of the ballistic damaged area on the residual impact strength and tensile stiffness of glass-fabric composite materials. *Compos Struct* 2004;64:123–7. [https://doi.org/10.1016/S0263-8223\(03\)00220-4](https://doi.org/10.1016/S0263-8223(03)00220-4).
- [96] Damghani M, Ersoy N, Piorowski M, Murphy A. Experimental evaluation of residual tensile strength of hybrid composite aerospace materials after low velocity impact. *Compos Part B Eng* 2019;179:107537. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107537>.
- [97] Randjbaran E, Zahari R, Abdul Jalil NA, Abang Abdul Majid DL. Hybrid composite laminates reinforced with Kevlar/carbon/glass woven fabrics for ballistic impact testing. *Sci World J* 2014;2014. <https://doi.org/10.1155/2014/413753>.
- [98] Gonzalez C. R, Woods E. R. *Processamento Digital de Imagens*. Terceira E. São Paulo: Pearson; 2010.
- [99] Dever J, Banks B, Groh K De. *DEGRADATION OF SPACECRAFT MATERIALS*. Handb. Environ. Degrad. Mater. 2nd Ed., Cleveland, Ohio: NASA Glenn Research Center; 2005, p. 465–501.
- [100] Benton R. *Defects and Damage in Composite Materials and Structures*. Boca Raton, FL: CRC Press, Taylor & Francis Group; 2014.
- [101] Dao B, Hodgkin J, Krstina J, Mardel J, Tian W. Accelerated aging versus realistic aging in aerospace composite materials. II. Chemistry of thermal aging in a structural composite. *J Appl Polym Sci* 2006;102:3221–32. <https://doi.org/10.1002/app.24573>.
- [102] Tian W, Hodgkin J. Long-Term Aging in a Commercial Aerospace Composite Sample: Chemical and Physical Changes. *Mol Heal Technol Commonw Sci Ind Res Organ* 2009;26:2981–5. <https://doi.org/10.1002/app>.
- [103] Jana S, Zhong W. FTIR Study of Ageing Epoxy Resin Reinforced by Reactive Graphitic Nanofibers 2007. <https://doi.org/10.1002/app>.
- [104] Lee BS, Lee DC. Surface degradation properties of ultraviolet treated epoxy/glass fiber. *IEEE Trans Dielectr Electr Insul* 1999;6:907–12. <https://doi.org/10.1109/94.822036>.
- [105] Mehdikhani M, Gorbatikh L, Verpoest I, Lomov S V. Voids in fiber-reinforced polymer composites: A review on their formation, characteristics,

- and effects on mechanical performance. *J Compos Mater* 2019;53:1579–669. <https://doi.org/10.1177/0021998318772152>.
- [106] Kumar P, Rai B. Delaminations of barely visible impact damage in CFRP laminates. *Compos Struct* 1993;23:313–8.
- [107] Romeo RC, Martin RN, Bollweg K. Discussions on radiation and space environment exposure of replicated optical mirrors produced from carbon composites. *Nanophotonics Macrophotonics Sp Environ IX* 2015;9616:961602. <https://doi.org/10.1117/12.2206184>.
- [108] Meyer CS, Catugas IG, Jr JWG, Haque BZG. Investigation of normal, lateral, and oblique impact of microscale projectiles into unidirectional glass/epoxy composites. *Def Technol* 2022;18:1960–78. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2021.08.012>.
- [109] G BC-P. Hypervelocity Impact in Metals, Glass and Composites. *Int J Impact Eng* 1987;5:221–37.
- [110] Agrawal S, Singh KK. Impact damage on fibre-reinforced polymer matrix composite – A review. *J Compos Mater* 2014;48 (3):317–32. <https://doi.org/10.1177/0021998312472217>.
- [111] Woo RSC, Chen Y, Zhu H, Li J, Kim J, Leung CKY. Environmental degradation of epoxy – organoclay nanocomposites due to UV exposure. Part I : Photo-degradation. *Compos Sci Technol* 2007;67:3448–56. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2007.03.004>.
- [112] Jones MS. Effects of UV Radiation on Building Materials. *Proc. Work. UV Radiat. its Eff.*, New Zeland: 2002, p. 1–3.
- [113] Grossman E, Gouzman I, Verker R. Debris / Micrometeoroid Impacts and Synergistic Effects on Spacecraft Materials. *MRS Bull* 2010;35:41–7.
- [114] Oliveira A, Gomes K, Monsore DC, Sant S De, Oliveira A, Weber RP, et al. Ballistic behavior of a hybrid composite reinforced with curaua and aramid fabric subjected to ultraviolet radiation. *Integr Med Res* 2018;7:584–91. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.09.004>.
- [115] Chacón YG, Paciornik S, Almeida JRM. Microstructural evaluation and flexural mechanical behavior of pultruded glass fiber composites 2010;528:172–9. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.09.010>.
- [116] Otani LB, Segundinho PG de A, Morales EAM, Pereira AHA. Elastic moduli characterization of wood and wood products using the Impulse Excitation

- Technique 2015;3:33. <https://doi.org/10.13140/RG.2.1.3074.9608>.
- [117] Chen J, Yu Z, Jin H. Nondestructive testing and evaluation techniques of defects in fiber-reinforced polymer composites: A review. *Front Mater* 2022;9:1–29. <https://doi.org/10.3389/fmats.2022.986645>.
- [118] Marouani S, Curtil L, Hamelin P. Composites : Part B Ageing of carbon / epoxy and carbon / vinylester composites used in the reinforcement and / or the repair of civil engineering structures. *Compos Part B* 2020;43:2020–30. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2012.01.001>.
- [119] Daniels BK, Harakas NK, Jackson RC. Short beam shear tests of graphite fiber composites. *Fibre Sci Technol* 1971;3:187–208. [https://doi.org/10.1016/0015-0568\(71\)90002-9](https://doi.org/10.1016/0015-0568(71)90002-9).
- [120] BELZONA. Folha de Especificações do Produto Belzona 1982 FN10169. São Paulo, 2019.