

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais

COMPÓSITOS MULTIESCALA DE FIBRAS DE
POLIARAMIDA COM NANOADITIVOS DE CARBONO
PARA APLICAÇÕES EM IMPACTO E
ELETROMAGNÉTICAS

Christian Matheus dos Santos Cougo

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico

Porto Alegre, 2018

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais

COMPÓSITOS MULTIESCALA DE FIBRAS DE POLIARAMIDA COM
NANOADITIVOS DE CARBONO PARA APLICAÇÕES EM IMPACTO E
ELETROMAGNÉTICAS

Christian Matheus dos Santos Cougo

Engenheiro Químico

Trabalho realizado no Departamento de Materiais da Escola de Engenharia da UFRGS,
dentro do programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais - PPG3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em
Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Dissertação de Mestrado

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico

Porto Alegre, 2018

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia, na Área de concentração de Ciência e Tecnologia dos Materiais e aprovada pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Evandro Luís Nohara (UNITAU)

Prof. Dr. Heitor Luiz Ornaghi Junior (UCS)

Prof. Dr. Jakson Manfredini Vassoler (DEMEC/UFRGS)

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergman

Coordenador PPGE3M

Ideias são à prova de balas.

Alan Moore

AGRADECIMENTOS

A todos aqueles que contribuíram de alguma maneira, seja diretamente ou indiretamente, para realização deste trabalho.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Sandro Amico, pela oportunidade de fazer parte do Grupo de Pesquisa em Materiais Compósitos e Nanocompósitos (GCOMP), por todo o conhecimento que pude adquirir durante este período e pela parceria mesmo nos momentos mais complicados. Também agradeço aos demais professores do LAPOL e do PPGE3M que participaram deste processo.

Aos alunos de iniciação científica sem os quais este trabalho não seria possível, Affonso Ribeiro Calsing, Luis Guilherme Reichwald e Fábio Menezes, por toda disposição e dedicação ao trabalho e pela amizade durante toda essa trajetória.

Aos amigos e colegas da sala 121 do LAPOL do Departamento de Materiais da UFRGS: Andréa Bercini, Amanda Albertin, Rafael Delucis, Luis Eduardo Caldeira, Stéphanie Nunes, Frederico Eggers, Cristiano Baierle e tantos outros que estiveram presentes. Obrigado pela amizade e pelo companheirismo.

À Prof. Mirabel Rezende, pela realização das análises em Arco NRL e pelo apoio durante todo este trabalho. À Dra. Simone Souza pela realização dos ensaios de guia de ondas. Ao Prof. Andrea Manes pela realização dos ensaios de balísticos e de *drop weight*.

Por fim, agradeço especialmente à minha mãe e aos meus familiares por todo apoio e incentivo durante toda a realização deste trabalho. Com certeza este trabalho não seria possível sem o seu apoio.

Ao CNPq pela bolsa concedida e apoio financeiro e a DuPont pelo apoio com material.

RESUMO

A demanda por materiais com propriedades mecânicas aprimoradas, mais leves e capazes de desempenhar mais de uma função ao mesmo tempo, tem crescido durante os últimos anos, principalmente nos setores militar, aeroespacial e de telecomunicações. Para obter a combinação destas características em um único material, faz-se necessário a utilização de um compósito, combinando propriedades de reforços fibrosos e outras cargas juntamente com uma matriz. Este trabalho visa estudar a utilização de compósitos multiescala, produzidos com resina epóxi, fibras de poliaramida (Kevlar) e nanocargas de carbono: nanotubos de carbono e nanoplaquetas de grafite, para desenvolvimento de materiais resistentes ao impacto em alta velocidade e com características de absorção de radiação eletromagnética. Foram produzidos laminados por dispersão das nanocargas na resina e deposição das nanocargas diretamente sobre o tecido para posterior processo de infusão. Os compósitos resultantes foram avaliados em ensaios de impacto em ensaios de *drop weight* (baixa velocidade), balísticos (alta velocidade) e com relação às suas propriedades eletromagnéticas em ensaio de Arco NRL e guia de ondas. Os resultados mostram que a adição das nanocargas foi bem-sucedida pelo processo de deposição direta no tecido. A concentração de 2% em massa de fibra de nanopartículas combinadas apresentou mais de 90% de absorção da radiação em uma estreita faixa de frequência, mas a concentração de 1%, quando distribuída de maneira crescente através das camadas foi a mais consistente nos resultados de absorção. Para os ensaios de impacto, o acréscimo de 1% com gradiente de concentração entre as camadas também apresentou melhores resultados, enquanto que a adição acima disso de nanocargas causou decréscimo nas propriedades. Conclui-se que para obter o melhor resultado nas duas aplicações, o uso das nanopartículas distribuídas com um gradiente crescente de concentração foi a mais efetiva.

ABSTRACT

The need for electromagnetic radiation absorbing materials has grown over the past few years, especially in the military, aerospace and telecommunications sectors. Furthermore, the development of bulletproof materials has also grown exponentially on the military and civil sectors. The combination of both of these characteristics in a material that also has light weight and viable manufacturing still requires a lot of research. To obtain all of these properties in a material, it's necessary to make use of a composite, combining properties of fibrous reinforcement and the properties of other types of fillers used along with a matrix. The purpose of this study is to present the use of multiscale composites, manufactured using epoxy resin, aramid fiber (Kevlar) and carbon nanofillers: carbon nanotubes and graphene nanoplatelets, to develop high velocity impact resistance materials (ballistic protection) along with electromagnetic radiation absorbing properties. The results show that the addition of the nanoparticles was successful depositing directly on the fabric. The 2 wt% concentration of nanoparticles combined presented more than 90% of radiation absorption in a narrow range of frequency, but the 1 wt%, when spread increasingly over the layers, showed the more consistent results of absorption. For the impact tests, the addition of 1%, spread over the layers, also showed the better results. while the further addition of nanoparticles resulted in a decrease in the properties. This study concluded that the most suitable concentration of nanofillers for both applications is the one with 1 wt% spread increasingly over the layers.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Estrutura das moléculas de PPTA orientadas na direção da fibra (adaptado de [11], [12]).	18
Figura 2. Esquema representativo da estrutura de CNTs de parede simples (A), de paredes múltiplas (B) e de paredes duplas (C). [33].	21
Figura 3. Diagrama esquemático de estruturas de carbono: grafeno (A), empilhamento das camadas de grafeno, formando as GNPs (B). [36]	21
Figura 4. Representação típica dos modos de dano presentes após o impacto em materiais laminados. (Adaptado de [43])	23
Figura 5. Curva típica força-deslocamento, dos casos de ricocheteio (A), penetração (B) e perfuração da amostra (C). (Adaptado de [47])	25
Figura 6. Curva típica energia-tempo de materiais compósitos.	26
Figura 7. Esquema de caminhos possíveis para uma onda de radiação incidente em um material. (Adaptado de [51])	27
Figura 8. Espectro de frequência.	29
Figura 9. Relação entre fator de perda e capacidade de absorção. (Adaptado de [57]).	30
Figura 10. Metodologias de caracterização eletromagnética: espaço livre, linha de transmissão e não-convencionais. [8]	31
Figura 11. Esquema ilustrativo do arco NRL. [33].	31
Figura 12. Diagrama esquemático de um analisador de redes. [56].	33
Figura 13. Foto do tecido de Kevlar utilizado.	37
Figura 14. Malha de fluxo utilizada sobre as camadas de tecido (A) e promotor de fluxo utilizado como camada central em um <i>lay-up</i> (B).	39
Figura 15. Solução utilizada para recobrir os tecidos (A), deposição sobre o tecido (B) e homogeneização com pincel (C).	39
Figura 16. Camadas de tecido recobertas posicionadas (A), posicionamento dos spiradutos, <i>tacky tape</i> e <i>peel ply</i> (B), posicionamento do vacuum bag e para aplicação do vácuo (C) e verificação do vácuo aplicado (D).	40
Figura 17. Explicação da nomenclatura adotada.	41
Figura 18. Laminados durante o processo de corte (A) e após a realização do corte com jato d'água (B).	43
Figura 19. Sistema para ensaio de tração na máquina de equipamentos universal Instron (A) e MTS (B), ensaio de compressão (C), ensaio de cisalhamento no plano <i>V-notch</i> (D) e ensaio de resistência <i>short beam</i> (E).	44

Figura 20. Fotos do sistema utilizado no ensaio de <i>drop weight</i> : impactador de 2,4 kg (A) e 4,4 kg (B); tubo guia do impactador (C); laminado fixado no sistema (D) e laminado totalmente perfurado pelo impactador (E).	45
Figura 21. Suporte utilizado para fixação da amostra (A) e procedimento de fixação da amostra (B), sistema de disparo (C) e amostra fixada após o impacto balístico (D). (Adaptado de [75]).....	46
Figura 22. Analisador de redes vetorial com linha de transmissão por guia de ondas. ..	47
Figura 23. Curva característica da refletividade x frequência do laminado 5C-0.	49
Figura 24. Análise do laminado Kevlar/epóxi pelo método guia de ondas.....	49
Figura 25. Curvas refletividade x frequência através do método Arco NRL, à esquerda, e resposta do guia de onda, à direita, do laminado 4C-H-PF-0,5.....	50
Figura 26. Foto da face lisa e seção transversal da amostra 4C-H-PF-0,5.....	51
Figura 27. Curvas refletividade - frequência dos laminados do grupo A.	52
Figura 28. Fotos da superfície rugoso das amostras 5C-H-MFC-0,5, acima, e 5C-H-MFC-0,1, abaixo.	53
Figura 29. Curvas características refletividade x frequência dos laminados 5C-CNT-TR-0,5 (acima) e 5C-GNP-TR-0,5 (abaixo).....	54
Figura 30. Curvas características refletividade x frequência das amostras de 5C-H-TRL-0,5 (A e B), 5C-H-TR-0,5 (C e D), 5C-H-TR-1,0 (E e F) para Arco NRL (esquerda) e guia de onda (direita) e 8C-H-TR-0,5 (G) e 8C-H-TR-1,0 (H).....	55
Figura 31. Curvas características refletividade x frequência das amostras 5C-H-TR-2,0 (A e B) e 5C-H-TR-DC (C e D) para os métodos de Arco NRL (à esquerda) e guia de ondas (à direita).	57
Figura 32. Gráfico dos parâmetros complexos ϵ' (A), ϵ'' (C), ϵ''/ϵ' (E), μ' (B), μ'' (D) e μ''/μ' (F) com a frequência.	58
Figura 33. Curvas força-deslocamento (A) e força-tempo e energia-tempo (B) da amostra 5C-0.....	60
Figura 34. Fotografias das amostras 5C-0 após o impacto.	61
Figura 35. Curvas força-deslocamento (A) e força-tempo e energia-tempo (B) para a amostra 4C-PF-0,5.....	62
Figura 36. Curvas de força x deslocamento (A) e energia absorvida (B) das amostras com 5 camadas do Grupo A com impacto de 30 J.	63
Figura 37. Fotografias dos laminados do Grupo A.....	64

Figura 38. Curvas força-deslocamento (A) e energia-tempo (B) das amostras de 5 camadas do grupo A com impacto de 70 J.....	65
Figura 39. Curvas força x deslocamento (A) e energia x tempo (B) para as amostras...	66
Figura 40. Dano sofrido pelas amostras 5C-0, 5C-GNP-TR-0,5 e 5C-H-TR-1,0 após impacto de 30 J.	67
Figura 41. Curvas força x deslocamento (A) e energia x tempo (B) para as amostras com 5 camadas (impacto de 70 J).	68
Figura 42. Curvas força x deslocamento (A) e força x tempo e energia x tempo (B) da amostra 8C-0.....	70
Figura 43. Fotos do dano após ensaio com energias de 30, 45 e 70 J.....	71
Figura 44. Gráfico da energia absorvida pelas amostras com 8 camadas com impacto de 45 J e 70 J.	72
Figura 45. Fotos das secções transversais das amostras ensaiadas com 70 J de energia, (A) 8C-0; (B) 8C-TR-1,0; (C) 8C-TR-2,0 e (D) 8C-TR-DC.	74
Figura 46. Velocidade dos projéteis no momento do impacto e após perfuração.	74
Figura 47. Seções transversais das amostras de 13C-H-TR-0,5 (A e B) e de 13C-H-TR-1,0 (C e D) após ensaio balístico.	75
Figura 48. Imagens de raio-X das amostras de 13C-H-TR-0,5 (A e B) e 13-H-TR-1,0 (C e D).....	76
Figura 49. Imagens da seção transversal das amostras de 18C-H-TR-0,5 (A e B) e 18C-H-TR-1,0 (C e D).....	76
Figura 50. Imagens de raios-X das amostras de 18C-H-TR-0,5 (A e B) e 18C-H-TR-1,0 (C e D).....	77
Figura 51. Imagem de ultrassom obtida dos compósitos de 13 camadas com concentração de NPs de 0,5 e 1%, para os ensaios balísticos.....	78
Figura 52. Imagens de MEV dos tecidos de Kevlar como recebido (A) e recoberto com 2% de NPs (B) (aumento de 4000x).	79
Figura 53. Imagem de MEV da superfície de uma camada interna do laminado.....	80
Figura 54. Microscopias óticas das amostras sem a presença de NPs (A) e com concentração de de 1% de NPs (B) depositadas sobre o tecido com aumento de 10x. ..	80
Figura 55. Amostras de compressão (A), <i>short beam</i> (B) e <i>short beam</i> (C) após os ensaios.	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Propriedades elétricas típicas de matrizes poliméricas (adaptado de [6]).	17
Tabela 2. Propriedades do Kevlar 29. Adaptado de [12].	19
Tabela 3. Relação entre a atenuação da radiação e a radiação absorvida. Adaptado de [3]	32
Tabela 4. Dados da resina Ampreg 26.	37
Tabela 5. Descrição dos laminados produzidos para os ensaios <i>drop weight</i> e de propriedades eletromagnéticas.	41
Tabela 6. Dados extraídos dos ensaios de <i>drop weight</i> das amostras do Grupo A.	66
Tabela 7. Dados extraídos dos ensaios de <i>drop weight</i> das amostras do Grupo B.	69
Tabela 8. Energias de impacto, absorvida e devolvidas pelas amostras de 5 camadas do Grupo B.	69
Tabela 9. Dados dos ensaios de <i>drop weight</i> para as amostras com 8 camadas.	73
Tabela 10. Energias de impacto, absorvida e devolvidas pelas amostras de 8 camadas.	73
Tabela 11. Energia absorvida pelos laminados.	75
Tabela 12. Relação das espessuras e densidade das amostras do grupo B.	79
Tabela 13. Propriedades de tração dos laminados.	81
Tabela 14. Propriedades de compressão dos laminados.	82
Tabela 15. Propriedades de cisalhamento <i>V-notch</i> .	83
Tabela 16. Propriedades de <i>short beam</i> dos laminados.	83

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

C_t – Tempo de contato

CNTs – Nanotubos de carbono

CPs – Corpos de prova

GNPs – Nanoplaquetas de grafite

MARE – Materiais absorvedores de radiação eletromagnética

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

MO – Microscopia ótica

NPs – Nanopartículas

RTM – Moldagem por transferência de resina

S – Rigidez à flexão durante impacto

δ_{MAX} – Deslocamento máximo durante o impacto

ϵ – Permissividade elétrica

μ - Permeabilidade magnética

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
2	OBJETIVOS	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1	COMPÓSITOS POLIMÉRICOS	16
3.2	FIBRAS E REFORÇOS	18
3.2.1	POLIARAMIDA	18
3.2.2	NANOREFORÇOS	20
3.3	PRODUÇÃO DE MATERIAIS COMPÓSITOS	22
3.4	IMPACTO EM MATERIAIS COMPÓSITOS	23
3.5	ONDAS ELETROMAGNÉTICAS	26
3.5.1	TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO	30
3.6	COMPÓSITOS MULTIESCALA	33
4	METODOLOGIA	37
4.1	MATERIAIS	37
4.2	PRODUÇÃO DOS LAMINADOS	38
4.3	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E EM IMPACTO	43
4.4	CARACTERIZAÇÃO ELETROMAGNÉTICA	46
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	48
5.1	PROPRIEDADES ELETROMAGNÉTICAS	48
5.2	ENSAIOS DE IMPACTO	59
5.2.1	DROP WEIGHT	59
5.2.2	ENSAIOS BALÍSTICOS	74
5.3	CARACTERIZAÇÃO FÍSICA E MECÂNICA DOS LAMINADOS	77
6	CONCLUSÕES	84
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	85
8	REFERÊNCIAS	86

1 INTRODUÇÃO

Materiais compósitos laminados vêm sendo utilizados nas mais diversas aplicações há algum tempo. Os laminados constituem-se, basicamente, de um reforço, chamado de fase dispersa, envolto por uma fase contínua, denominada matriz, sendo insolúveis um no outro. Dentre os reforços utilizados, as fibras são os mais comuns em compósitos que demandem propriedades mecânicas, como resistência a esforços de tração, flexão ou impacto. Com relação a esforços de impacto, as fibras de poliaramida, ou só aramida, apresentam boas propriedades mecânicas, além de possuírem alta capacidade de absorção de energia cinética. Por isso, essas fibras possuem grande aplicação em materiais que tenham função de proteção a impacto em alta e baixa velocidade.

Inicialmente, a maior motivação em utilizar materiais compósitos em geral é relacionada às propriedades mecânicas elevadas com uma redução significativa de peso. O que é um atrativo para uma vasta gama de aplicações, desde os setores de construção civil, transporte, proteção, até o aeroespacial, automobilístico e outros. Mas devido ao caráter altamente versátil de produção (diversas opções de reforços e matrizes com diferentes combinações), um grande esforço tem sido realizado para combinar propriedades diferentes, buscando-se obter os denominados materiais multifuncionais. Estes materiais apresentam diferentes funções combinadas em um mesmo material, como, por exemplo, materiais que além de fornecerem proteção ao impacto a um sistema, também atuem como absorvedores de radiação eletromagnética.

Uma aplicação que tem chamado atenção recentemente em materiais compósitos é seu uso como absorvedores de radiação eletromagnética, tanto pra materiais absorvedores de radar, com aplicação militar, quanto para absorção da faixa de radiação que causa interferência em equipamentos eletrônicos. Porém, estes materiais costumam apresentar características de material isolante, com elevada resistividade elétrica, e para que seja eficiente na absorção de radiação eletromagnética, ele precisa apresentar algumas propriedades minimamente condutoras ou magnéticas. Assim, faz-se necessário o acréscimo de algum tipo de agente condutor ou magnético.

Dentre as nanocargas disponíveis para essa utilização, as derivadas de carbono, como os nanotubos de carbono e as nanoplaquetas de grafeno, vêm sendo estudadas nas últimas décadas. Os nanotubos surgiram em 1991 e, desde então, vêm sendo

exaustivamente estudados para as mais diversas aplicações, incluindo cargas em materiais poliméricos. Os nanotubos de carbono apresentam diversas propriedades de elevado interesse para aplicação em materiais, dentre elas: elevada resistência mecânica, estabilidade térmica e condutividade elétrica e térmica. Devido a esse conjunto de propriedades, têm sido estudados para variadas aplicações, e comumente como uma nanocarga dispersa em resina. Diversos estudos demonstram bons resultados de compósitos reforçados com nanocargas (nanocompósitos) produzidos dessa maneira, tanto com relação às características mecânicas, quanto outras propriedades, como a condutividade elétrica.

As nanoplaquetas de grafeno surgiram posteriormente aos nanotubos, em 2004, como formas alotrópicas do carbono. Possuem características similares, sendo que alguns autores inclusive reportam que as nanoplaquetas possuem propriedades mais elevadas [1], devido a uma maior razão de aspecto do formato planar do que o tubular, embora seja difícil medir propriedades de nanopartículas. As nanoplaquetas apresentam uma grande vantagem em relação aos nanotubos, que é o meio de obtenção das mesmas e enquanto os nanotubos necessitam de um processo mais complexo e mais caro como o CVD (*chemical vapour deposition*), as plaquetas podem ser obtidas através de exfoliação mecânica.

Assim, é de se esperar que a combinação destes materiais seja capaz de produzir materiais absorvedores de radiação eletromagnética e altamente resistentes a impactos em baixa e alta velocidade, para aplicações nos setores aeroespacial e militar. Ainda assim, a literatura científica voltada para materiais que combinem resistência ao impacto com caráter absorvedor de radiação eletromagnética é bastante escassa. De fato, não foram encontrados trabalhos acadêmicos retratando laminados produzidos com estas nanocargas para estas aplicações.

2 OBJETIVOS

➤ GERAL

Estudar a influência da presença de nanotubos de carbono e nanoplaquetas de grafeno sobre as propriedades de impacto e interferência eletromagnética de laminados de poliaramida com resina epóxi.

➤ ESPECÍFICOS

- Investigar o uso de diferentes processos para obter compósitos laminados híbridos com fibra de poliaramida, resina epóxi e nanotubos de carbono/nanoplaquetas de grafeno através de moldagem líquida;
- Avaliar o comportamento destes compósitos multiescala quando expostos a impactos de baixa e alta velocidade e a influência destas nanopartículas na resistência ao impacto destes laminados;
- Avaliar o uso dos laminados produzidos como materiais absorvedores de radiação eletromagnética na faixa de microondas e a influência das nanocargas nas propriedades eletromagnéticas;
- Pesquisar se os nanoreforços podem apresentar efeitos sinérgicos quando utilizados de maneira combinada em laminados multiescala.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 COMPÓSITOS POLIMÉRICOS

Material compósito é descrito como um material multifásico, originado da combinação de dois ou mais materiais distintos e imiscíveis, apresentando uma combinação de propriedades de ambos. Frequentemente, são compostos por duas fases: uma fase chamada de dispersa, no formato de fibras ou particulados que apresenta o reforço do material, e uma fase chamada de matriz, que envolve a fase dispersa [2], [3].

A combinação de materiais distintos pode proporcionar as mais variadas características, sendo que as mais buscadas envolvem o aumento da tenacidade, da resistência mecânica e da rigidez em diversas condições ambientais que podem limitar o uso de um único tipo de material. Além disso, outras propriedades também podem ser alcançadas, como propriedades magnéticas, elétricas e térmicas [4], [5].

Ao se tratar de propriedades mecânicas, o material de reforço mais eficiente é na forma de filamentos. Isto porque, em geral, quanto a matéria se encontra na forma filamentar, ela apresenta excelente resistência mecânica e rigidez, bem mais elevadas do que o mesmo material na sua forma *bulk* (volumoso). Isto ocorre devido ao filamento possuir bem menos defeitos que o material *bulk*, assim a conjunção de diversos filamentos em determinado volume de material, formando um feixe, é bem mais resistente que o mesmo volume de material na forma *bulk* [2], [3]. Outro fator que influencia nas elevadas propriedades destes feixes é o fato de o próprio processamento das fibras gerar um alinhamento preferencial das moléculas no sentido das fibras, evidenciado quando se trata de fibras poliméricas. Logo, as características mecânicas destes compósitos estão intimamente relacionadas à orientação, ao comprimento e à concentração de fibras no compósito.

A matriz atua em algumas características do material compósito, e em um compósito reforçado por fibras, uma das suas principais funções é realizar a transferência e distribuição da carga aplicada ao material para as fibras. Assim, ela realiza o controle das tensões cisalhantes presentes no interior do material através da região de interface fibra/matriz. [2]

A matriz possui outras características que predominam na maneira que o compósito final vai ser utilizado, como por exemplo, em geral, ela delimita a temperatura máxima de operação do material. Outros aspectos da matriz devem ser levados em conta dependendo do uso que o compósito final terá, como por exemplo, sua condutividade elétrica.

Um fator a ser considerado ao se escolher uma resina para matriz do compósito, para absorção de radiação eletromagnética é a constante dielétrica e o fator de perda dielétrica do material, que influenciará diretamente sua capacidade de dispersar energia. Quanto maior o fator de perda, maior a capacidade do material de dispersar a energia. A Tabela 1 apresenta valores da constante dielétrica e o fator de perda de matrizes poliméricas [6]–[8].

Tabela 1. Propriedades elétricas típicas de matrizes poliméricas (adaptado de [9]).

MATRIZES POLIMÉRICAS	CONSTANTE DIELÉTRICA, ϵ' / ϵ_0	FATOR DE PERDA, $\tan \delta$
Utilizadas em Compósitos Convencionais		
Poliéster	2,7-3,2	0,005-0,020
Epóxi	3,0-3,4	0,010-0,030
Cianato de éster	2,7-3,2	0,004-0,010
Utilizadas em Compósitos Para Uso em Alta Temperatura		
Fenólicas	3,1-3,5	0,030-0,037
Polímidas	2,7-3,2	0,005-0,008
Silicone	2,8-2,9	0,002-0,006
Polieteramida (PEI)	3,1	0,004
Utilizadas em Compósitos Termoplásticos		
Policarbonato (LEXAN®) (G.E.)	2,5	0,0006
PPO (NORYL®) (G.E.)	2,6	0,0009
Polisulfona (PS)	3,1	0,003
Polietersulfona (PES)	3,5	0,003
Polisulfeto de Fenileno (PPS)	3,0	0,002
Teflon® (E.I.Dupon)	2,1	0,0004

Considerando o apresentado na Tabela 1, resinas epoxídicas costumam apresentar valores desejáveis de constante dielétrica e fator de perda, tornando-as viáveis para aplicação em materiais absorvedores de radiação eletromagnéticas (MARE).

3.2 FIBRAS E REFORÇOS

3.2.1 POLIARAMIDA

A *poly(p-phenylene terephthalamide)* (PPTA) é uma poliamida aromática, também chamada de poliamida ou aramida, que em forma de fibra exibe elevada cristalinidade e alta resistência à tração. O Kevlar® é uma fibra de aramida baseada em PPTA, desenvolvida na década de 70 e introduzida comercialmente pela DuPont em 1972. A aramida foi definida como “*uma fibra manufaturada em que a substância que forma a fibra é uma longa cadeia de poliamida sintética com pelo menos 85% dos grupos amida ligados diretamente a dois anéis aromáticos*”, pela Comissão Federal do Comércio dos Estados Unidos (*United States Federal Trade Commission*). A estrutura de macromoléculas de PPTA alinhadas pode ser observada na Figura 1, destacando-se os grupos amida que contém as moléculas. [10], [11]

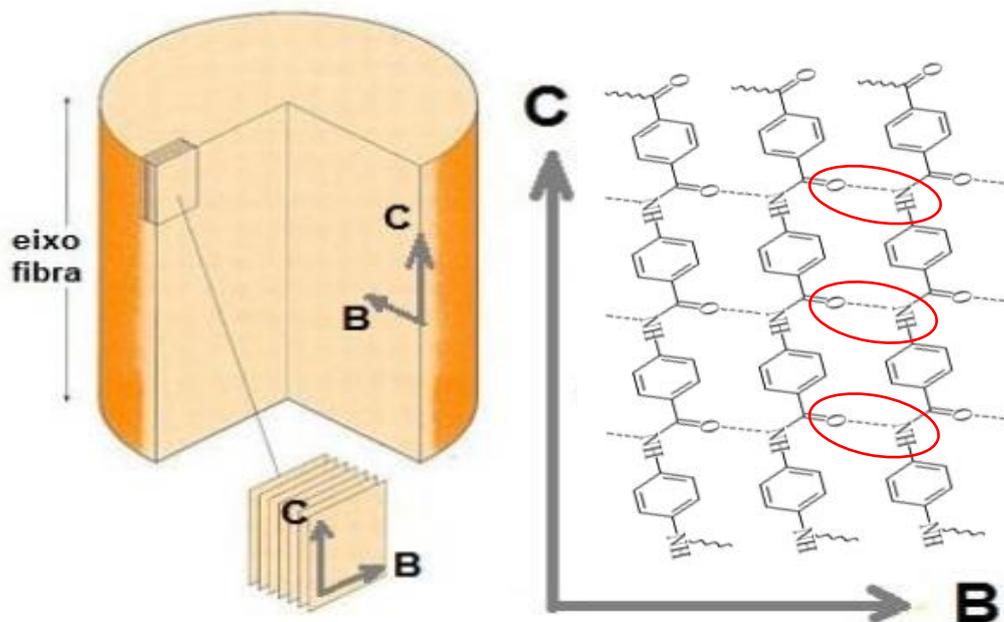


Figura 1. Estrutura das moléculas de PPTA orientadas na direção da fibra (adaptado de [11], [12]).

Devido à própria orientação das macromoléculas no sentido da fibra, formam-se ligações secundárias de hidrogênio entre os grupos amida de moléculas adjacentes de PPTA, auxiliando no aumento de resistência à tração e dificultando o escoamento de

cadeias poliméricas. Enquanto isso, a estrutura de ligação *para*, permite um empacotamento maior das cadeias moleculares [11], [13]. O ordenamento das cadeias poliméricas de PPTA na fibra de poliaramida, pode ser observado na Figura 1.

A morfologia da superfície e do núcleo da fibra de poliaramida são geradas durante o processo de fiação e de pós-tratamento. O núcleo apresenta maior grau de ordenamento e ligação intermolecular, logo, a região do núcleo da fibra possui módulo de elasticidade em compressão maior que a da superfície. Entretanto, a superfície do filamento é uma região crítica para a prevenção da propagação da trinca através do núcleo cristalino, pois absorve a energia no primeiro contato com a fibra [14].

O Kevlar produzido pela DuPont apresenta diversas variantes, que geram diferentes derivados do PPTA. A Tabela 2 apresenta algumas propriedades do Kevlar 29.

Tabela 2. Propriedades do Kevlar 29. (Adaptado de [15])

Propriedade Física	Valor
Densidade (kg/m ³)	1450
Módulo de Young (GPa)	130
Resistência à Tração (GPa)	3,6
Resistência Elétrica ($\mu\Omega.m$)	$>10^{15}$
Condutividade Térmica (watts/m.K)	0,04-0,08
Temperatura de Degradação (°C)	460
Resistência à Compressão (MPa)	393

As fibras de poliaramida apresentam uma morfologia fibrilar não observada nos filamentos convencionais. Assim, estas apresentam um modo de falha fibrilar característico, com a propagação da falha no sentido longitudinal da fibra, se dividindo quando sofrem impacto em dezenas de microfibrilas. Ademais, por apresentarem uma alta velocidade de propagação de ondas sonoras, apresentam excelente propriedade de absorção de energia no impacto [16].

Diversos estudos relatam a utilização de tecidos de Kevlar como reforço fibroso em matrizes poliméricas (termorrígidas ou termoplásticas) para aplicação em esforços de impacto em alta velocidade [17]–[19]. Utilizando tecido de Kevlar com resina epoxídica, com diferentes *lay-ups* e variadas espessuras de laminados, Sikarwar [19] avaliou a influência da orientação dos tecidos na capacidade de absorção de energia de impacto. Dentre as orientações avaliadas nos ensaios balísticos (as orientações de [0/90], [0/90/30/-60], [0/90/45/-45] e [30/-60/60/-30]), o autor concluiu que a orientação dos tecidos mais eficiente na absorção da energia de impacto foi a de [0/90] e a menos eficiente foi de [30/-60/60/-30].

3.2.2 NANOREFORÇOS

Nanopartículas são comumente usadas em compósitos com a finalidade de obter propriedades diversas no compósito, como resistência ao cisalhamento e tenacidade à fratura interlaminar [20]–[22], resistência à fadiga [23], [24], estabilidade térmica [25], [26], propriedades elétricas [26]–[28], e propriedades eletromagnéticas [29]–[31]. Há uma ampla gama de nanopartículas disponíveis para utilização. Inicialmente, as nanopartículas mais utilizadas eram as nanoargilas, partículas bidimensionais lamelares com espessuras em escala nanométrica. Atualmente, as nanopartículas (NPs) de base carbonácea têm ganhado cada vez mais espaço com o avanço das técnicas de obtenção das mesmas, como os fulerenos, nanotubos ou nanofibras de carbono, nanoplaquetas de grafite, óxido de grafeno expandido, grafeno, etc.

Descritos pela primeira vez na literatura por Iijima [32] em 1991, os nanotubos de carbono (do inglês, *carbon nanotubes*, CNTs) são conjuntos de átomos de carbono arranjados em formas tubulares longas, cilíndricas e concêntricas, onde as extremidades podem, ou não, ser fechadas, formando cavidades ocas. Estes nanotubos podem ser classificados de acordo com o número de camadas que a parede tubular apresenta, como mostrado na Figura 2. Para os nanotubos de paredes duplas ou múltiplas, o espaçamento entre as camadas é de 0,34 nm, de maneira análoga ao espaçamento entre os planos do grafite.

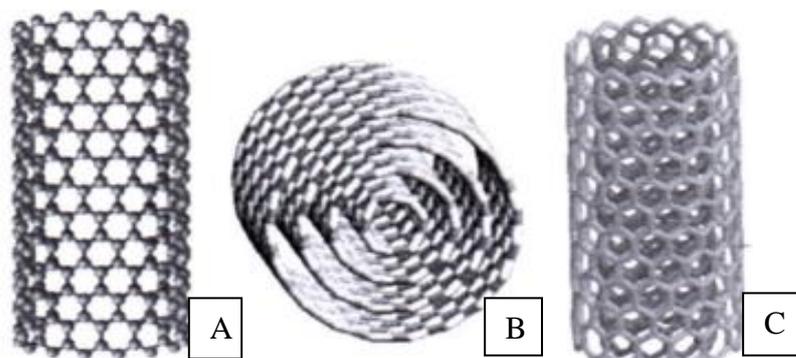


Figura 2. Esquema representativo da estrutura de CNTs de parede simples (A), de paredes múltiplas (B) e de paredes duplas (C) [33].

Dentre os métodos de obtenção dos CNTs, pode-se destacar a deposição química de vapor (CVD) já apresentada por diversos autores na literatura. Este método consiste na decomposição de um composto precursor rico em carbono, no estado de vapor, na presença de um catalisador metálico em atmosfera controlada. Os átomos de carbono se depositam na forma de nanotubos devido à deposição contínua do precursor [34].

Descritas pela primeira vez por Novoselov [35] em 2004, os autores foram capazes de produzir as nanoplaquetas de grafite (GNPs) separando as camadas de grafeno através de um processo de exfoliação mecânica simples do grafite, utilizando fita adesiva. Devido à grande disponibilidade de grafite como recurso na natureza, e do processo relativamente simples de obtenção, descrito por [35], as GNPs apresentam um custo reduzido de obtenção e são um concorrente viável para substituição de outras nanocargas, mesmo os CNTs. A Figura 3 apresenta a estrutura de uma camada de grafeno e o empilhamento da mesma, formando as GNPs.

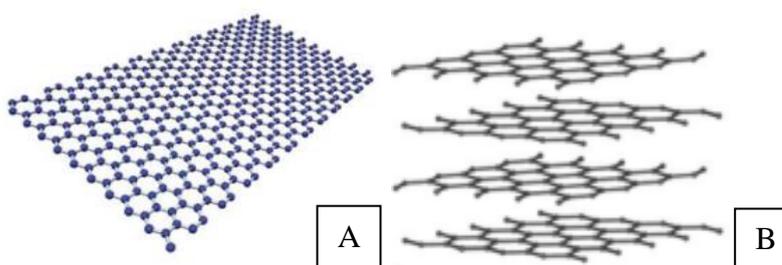


Figura 3. Diagrama esquemático de estruturas de carbono: grafeno (A), empilhamento das camadas de grafeno, formando as GNPs (B) [36].

De Bellis [37] estudou a possibilidade de utilizar GNPs dispersas em resina epóxi como um nanocompósito MARE, comparando com os CNTs dispersos nas mesmas condições. Os autores realizaram ensaio pelo método de guia de ondas nas frequências das bandas X e Ku e avaliaram os coeficientes de permissividade dos nanocompósitos produzidos com cada uma das NPs. Este estudo concluiu que as GNPs podem apresentar melhores resultados que os CNTs para determinadas frequências. Os autores também avaliaram nanocompósitos com ambas nanopartículas dispersas de maneira híbrida na resina, com resultado bem mais elevado do que quando usadas separadamente, o que mostra um efeito sinérgico dos CNTs e das GNPs muito interessante.

3.3 PRODUÇÃO DE MATERIAIS COMPÓSITOS

A literatura apresenta diversos métodos de obtenção de materiais compósitos já consolidados industrialmente. Um processo bem estabelecido é o chamado de RTM (do inglês, *Resin Transfer Moulding*), que consiste em um processo de moldagem em molde fechado. Neste processo, o fluxo de resina ocorre através de camadas sobrepostas de fibra posicionadas dentro de um molde fechado, com auxílio de pressão. Utilizando RTM é possível obter uma fração volumétrica de fibra de até 55-60%, devido aos avanços recentes com relação ao processo [38], [39].

Um processo desenvolvido mais recentemente é o de infusão à vácuo, onde se utiliza um molde flexível e vácuo para que ocorra o preenchimento das fibras com a resina. Este processo apresenta algumas vantagens com relação ao RTM, como custo mais baixo (devido ao fato de não necessitar de moldes maciços tão caros), versatilidade nos componentes que podem ser fabricados e uma fração volumétrica de fibra ainda maior no compósito, diminuindo a presença de vazios no mesmo [38], [39]. Devido às vantagens aqui apresentadas, o método de infusão à vácuo tem ganhado espaço com relação ao RTM. Tanto para o processo de RTM quanto para o processo de infusão à vácuo, propriedades como a viscosidade da resina e a permeabilidade dos tecidos no molde são fundamentais para o processamento, assim a utilização de cargas na resina ou na superfície dos tecidos pode influenciar diretamente no processamento.

Ainda existe uma vasta gama de processos mais avançados como a utilização de *prepregs* (tecidos de fibra previamente impregnados por resina com um baixíssimo número de vazios), o processo de *filament winding* (onde feixes de fibra entram em

contato com a resina através de um banho e depois são enrolados em um mandril para posterior cura, também pode-se utilizar feixes pré-impregnados) e de autoclave (compósito passa por um processo de cura em uma autoclave em elevadas pressões), mas que costumam apresentar custos mais elevados.

3.4 IMPACTO EM MATERIAIS COMPÓSITOS

Materiais compósitos, quando requisitados em esforços de impacto podem apresentar um decréscimo significativo nas propriedades mecânicas mesmo sem apresentar falhas na superfície, devido ao dano interno ocasionado pelo impacto [40], [41]. Prichard *et al.* [42], estudaram as propriedades mecânicas de laminados após impacto e concluíram que materiais que apresentam uma resistência superior ao início e propagação do dano tendem a manter uma resistência à compressão residual superior. Dessa forma, o estudo da resistência ao impacto em baixa velocidade de materiais laminados é de extrema importância para avaliar o comportamento do material. A Figura 4 representa diversos mecanismos envolvidos quando ocorre o impacto em baixa velocidade em materiais laminados.

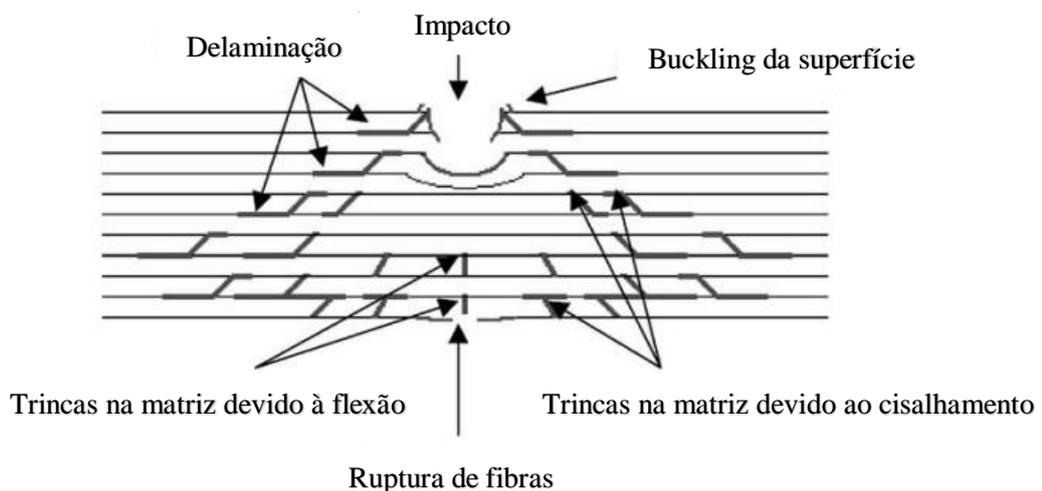


Figura 4. Representação típica dos modos de dano presentes após o impacto em materiais laminados (adaptado de [43]).

Os mecanismos de falha predominantes envolvidos variam de acordo com as características da resina e da fibra utilizadas e da interface fibra/matriz formada pelas

duas. Como descrito por Davies [44], o dano local é inicialmente é causado por dois efeitos principais que dependem da flexibilidade do laminado. Caso o laminado seja mais flexível, haverá deformações por flexão causando falhas por compressão na face frontal e por tração na face traseira do laminado. Caso o laminado seja menos flexível, a força de contato irá crescer significativamente, ocasionando a predominância de forças internas de cisalhamento, tensões normais e outros mecanismos de falha de origem interlaminar e da matriz. Para estes autores, compósitos baseados em fibras de Kevlar costumam falhar em compressão na região de impacto e a delaminação é governada principalmente por deformações devido à flexão da amostra durante o impacto. Já compósitos baseados em fibra de vidro ou fibra de carbono costumam falhar inicialmente por delaminação e rupturas na matriz. Esta diferença de comportamento se dá justamente pela característica mais dúctil (maior deformação plástica na ruptura) da fibra de Kevlar.

Curvas da variação da força de contato com o tempo são uma importante ferramenta na caracterização do começo e do crescimento do dano e da falha absoluta do material. A primeira queda na força de contato é denotada pela delaminação interlaminar do laminado e denominada de falha de Hertzian, normalmente seguida por indentação local, ruptura na matriz e delaminação [43], [45], [46]. A força de Hertzian (F_H) é um parâmetro importante na determinação da força de impacto no qual o compósito começar a apresentar algum tipo de dano interno, mesmo sem apresentar falha aparente.

Em impactos de baixa velocidade, também costuma-se avaliar o comportamento do material a partir das curvas de força que o laminado exerce contra o impactador (força de contato) em relação ao deslocamento do impactador através da espessura. Nestas curvas, pode-se ressaltar 3 casos característicos de comportamento. No primeiro caso, o impactador é ricocheteado pelo laminado e o que é percebido na curva é o crescimento da força proporcionalmente ao aumento no deslocamento até um ponto máximo de força (F_{MAX}) e um ponto máximo de deflexão (δ_{MAX}), então, a força e o deslocamento decrescem até o ponto zero, indicando que o impactador retornou o suficiente para perder contato com a superfície do laminado. No segundo caso ocorre a penetração do impactador no laminado, o que é identificado como uma queda na força de contato seguida do aumento da deflexão do material, com posterior retorno do impactador até a posição inicial. No terceiro caso, ocorre a perfuração total do laminado, e após a queda na força de contato, o deslocamento do impactador continua indefinidamente [47], [48]. Os 3 casos estão apresentados na Figura 5.

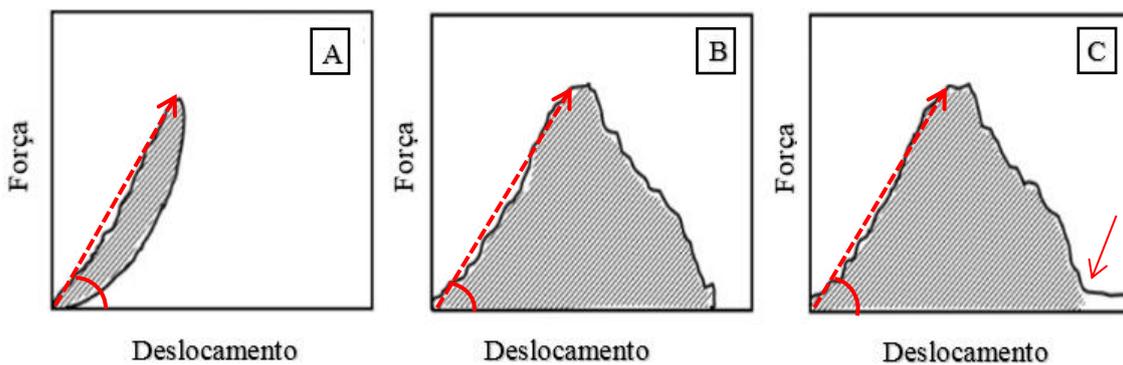


Figura 5. Curva típica força-deslocamento, dos casos de ricocheteio (A), penetração (B) e perfuração da amostra (C) (adaptado de [47]).

A força indicada pela continuação da curva não é considerada como parte dos dados de ensaios efetivamente, visto que os dados após este evento estão relacionados ao atrito da lateral do impactador com as paredes do furo ocasionado ao laminado e não ao impacto em si. Assim, um “corte” delimitando a porção de dados avaliados costuma ser realizado como aparece na Figura 5 (C).

A rigidez à flexão durante o impacto, S , é considerada uma propriedade importante na avaliação da resistência ao dano por delaminação de um compósito e costuma variar com a espessura e a configuração do laminado. Este parâmetro é obtido através da inclinação do ajuste linear da porção crescente da curva força-deslocamento do impacto, visto que esta seção representa a rigidez à flexão causada no início do impacto, demonstrado na Figura 5. [48], [49]

Com base nas curvas da força de contato pelo deslocamento, extrai-se a energia absorvida pela amostra no decorrer do ensaio. A curva típica que apresenta a energia do impacto com relação ao tempo para uma amostra que não sofreu total perfuração do impactador, apresenta 3 parâmetros que servem para avaliar o comportamento do material com relação ao impacto, sendo estes: energia total do impacto (E_I), que deve coincidir com a energia do impactador no momento do impacto, energia elástica (E_E), que representa a energia do impacto que é devolvida ao impactador e energia absorvida (E_A), que consiste na energia dissipada pela amostra. Uma curva típica é apresentada na Figura 6. Desta curva ainda costuma-se obter o tempo de contato (C_t) do impacto. Este valor indica o módulo de elasticidade e tolerância ao dano do laminado. Assim, um laminado que apresenta elevado módulo e tolerância ao dano gera um baixo C_t .

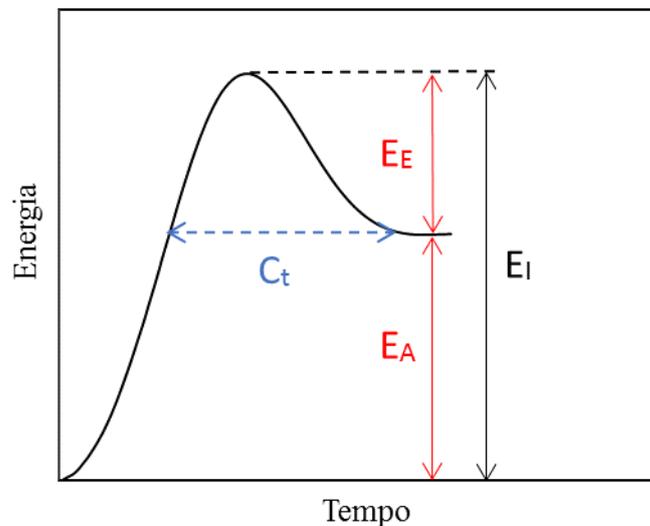


Figura 6. Curva típica energia-tempo de materiais compósitos.

A resistência ao impacto de compósitos laminados já foi estudada por diversos autores. Dentre eles, Evci [45] compararam tecidos unidirecionais e *plain weave* de fibras de vidro e aramida. Os autores demonstraram que tecidos tramados possuem desempenho superior a tecidos unidirecionais quando aplicadas cargas dinâmicas, e que a fibra de aramida se sobressai comparada à fibra de vidro em resistência ao impacto. Além dos laminados convencionais, mais recentemente alguns autores vêm utilizando nanopartículas na tentativa de aprimorar as propriedades em impacto. Em um trabalho subsequente, Reis *et al* [50] avaliaram o uso de nanoargilas tratadas com silanos e dispersas na resina epóxi, para produzir compósitos multiescala com fibras de poliaramida. Os laminados com 6% de nanoargilas apresentaram os melhores resultados com relação à recuperação elástica e resistência à penetração.

3.5 ONDAS ELETROMAGNÉTICAS

Nos tempos atuais, a dependência crescente da sociedade por equipamentos eletrônicos é indiscutível. Neste contexto, o estudo do espectro de ondas eletromagnéticas geradas e emitidas por estes equipamentos e sua interação com outros componentes eletrônicos tem se tornado cada vez mais importante. Dentre os setores interessados no desenvolvimento tecnológico nesta área pode-se destacar os setores aeroespacial, de

telecomunicações e, em especial, o setor militar. Em geral, estes setores buscam materiais capazes de oferecer caráter de blindagem ou de absorção da radiação eletromagnética. Em se tratando do setor militar, pode-se mencionar o interesse nos materiais absorvedores de ondas na faixa de funcionamento de radares.

Ao incidir sobre a superfície de um material, uma onda de radiação eletromagnética pode sofrer atuação de 4 mecanismos diferentes: absorção, transmissão, reflexão e reflexão múltipla (ou reflexão interna), como apresentado na Figura 7.

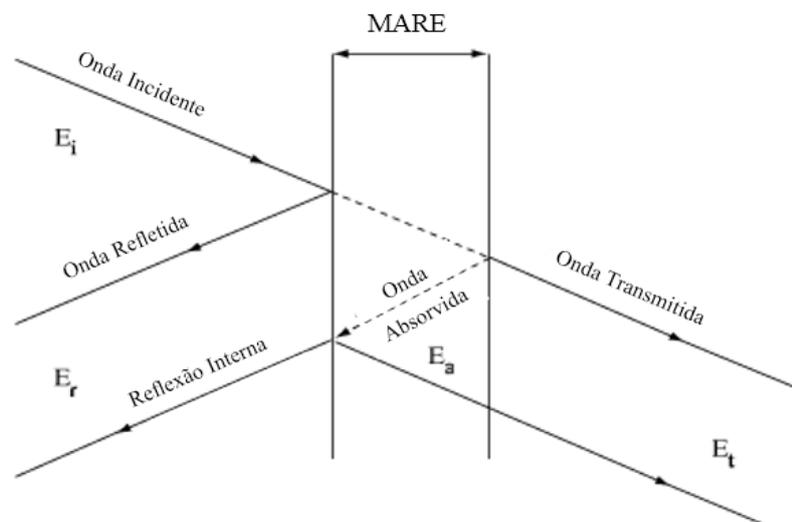


Figura 7. Esquema de caminhos possíveis para uma onda de radiação incidente em um material (adaptado de [51]).

O mecanismo de reflexão ocorre principalmente quando o material que sofre a incidência da radiação possui uma condutividade elétrica extremamente elevada, em especial na superfície do material. A reflexão da radiação eletromagnética é definida pela frequência da onda incidente, permissividade elétrica e permeabilidade magnética do material sobre o qual a onda incide. Caso a onda consiga penetrar no material, ao incidir sobre a face oposta, ela pode ser refletida novamente para o interior do material e este fenômeno pode ocorrer múltiplas vezes, denominado de reflexões múltiplas internas. A reflexão múltipla de ondas ocorre principalmente em materiais que apresentam diversas interfaces ou multifásicos, na direção de sua espessura. Por exemplo, compósitos laminados, ou materiais com elevada área superficial específica (área superficial por massa de material), como materiais expandidos, materiais com elevada porosidade, onde a superfície do poro age como interface ou materiais com carga [52].

A energia da onda incidente no material (e_i) equivale ao somatório da energia refletida (e_r), da energia transmitida (e_t) e da energia absorvida (e_a), já que a parte perdida por multirreflexão interna, comumente, é desprezível, só se tornando significativa em materiais mais espessos ou multifásicos. A transmissão da onda com pouca atenuação da mesma costuma ocorrer em materiais com baixa condutividade como vidro, poliéster, polipropileno até alguns polímeros avançados como a poliaramida [53]. A blindagem contra interferência eletromagnética (EMI, do inglês *electromagnetic interference*) envolve impedir que a onda eletromagnética incidente seja transmitida através do material, ou que a intensidade da onda eletromagnética transmitida esteja em um nível muito mais baixo, insuficiente para provocar qualquer interferência, assim, o material atua como um “escudo” contra a penetração desta radiação. Enquanto isso, a absorção de radiação eletromagnética refere-se à dispersão desta, impedindo a passagem desta através do material, mas também evitando a reflexão da onda para o exterior. Em alguns casos, pode ser empregado um material que promova a absorção da energia da onda eletromagnética, pois a blindagem ainda não é suficiente, ou por outras razões, seja impraticável de utilização, por exemplo, por restrição de volume ou custo. Como a radiação eletromagnética, tanto em altas como em baixas frequências, tende a interferir em equipamentos eletrônicos, a preocupação com relação à proteção contra EMI, tanto emitida por fontes de radiação quanto nos eletrônicos sujeitos a esta, tem crescido continuamente na sociedade moderna [54]. A blindagem contra EMI deve ser distinguida da blindagem magnética, que se refere à blindagem de campos magnéticos em baixas frequência, obtida com materiais diferentes.

Com relação ao tipo de resposta à onda eletromagnética incidente, podemos destacar a diferença entre materiais que são utilizados com a finalidade de blindagem eletromagnética, ou seja, não devem permitir a passagem da onda eletromagnética incidente e materiais com característica de absorção da radiação eletromagnética (MARE) que tem por finalidade dissipar a onda incidente, focando menos na passagem da onda e um pouco mais na capacidade do material de não refletir esta onda.

Logo, a interferência eletromagnética pode ser atenuada com a utilização de materiais com características específicas, que servem de MARE. Estes materiais são capazes de absorver as ondas eletromagnéticas e converter a energia dessas ondas em calor, através de suas características químicas e físicas. Sendo que a energia absorvida

nem sempre aquece o material, pois isto depende das características físico-químicas do mesmo, e o calor gerado pode ser dissipado rapidamente pelo material [53], [55].

Relacionando a capacidade de atenuação e a resistividade de um material condutor, tem-se que atenuação total do material (SE) é o somatório da radiação refletida (r) e da absorvida (A), apresentadas nas Equações 1 e 2, respectivamente. Demonstrando que materiais com menor resistividade (mais condutor), possivelmente, tem maior capacidade de absorção e que a geometria da amostra influencia no comportamento do material [6].

$$r = 108,2 + 10 \log \left(\frac{1,7}{\rho} \mu f \right) \quad \text{Equação 1}$$

$$A = 0,00168 \cdot h \left(\mu \frac{f}{\rho} \right)^{1,7} \quad \text{Equação 2}$$

Onde: ρ é a resistividade volumétrica da amostra (ohm.cm), μ é a permeabilidade magnética relativa da amostra, h é a espessura da amostra (cm) e f é a frequência da radiação (Hz).

Dentro da faixa de frequências possíveis de serem analisadas, apresentadas na Figura 8, a faixa de bandas-X, entre 8,2 e 12,4 GHz é de grande interesse, principalmente quando se trata de materiais MARE, pois esta faixa representa a faixa de microondas em que funcionam os radares militares para traqueamento de aeronaves, segundo a ANATEL [56].

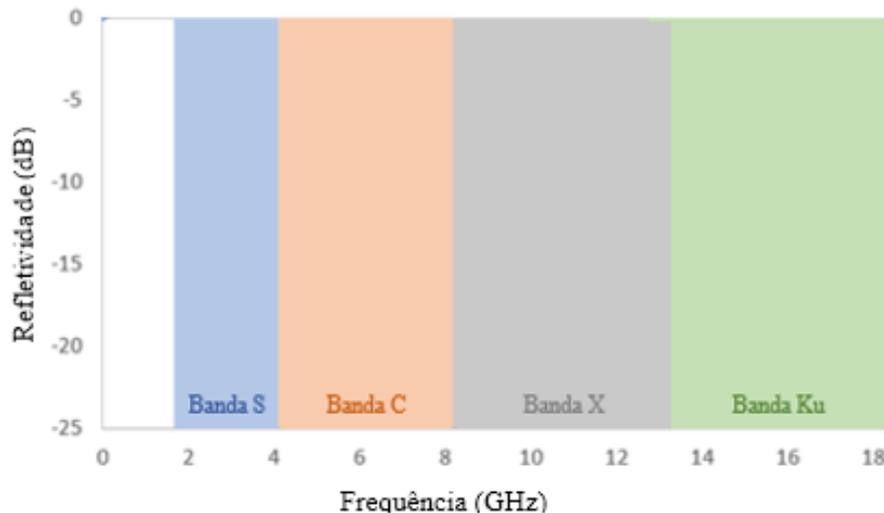


Figura 8. Espectro das diferentes faixas de frequência das ondas eletromagnéticas.

Além de propriedades como a condutividade elétrica e a permeabilidade magnética, a capacidade de absorção de energia eletromagnética de um material é bastante relacionada com o fator de perda dielétrico, sendo que há uma faixa para obtenção do máximo de absorção. Quando o material possui um fator dielétrico muito elevado, deixa de apresentar caráter absorvedor e começa a apresentar caráter refletor, como apresentado na Figura 9.



Figura 9. Relação entre fator de perda e capacidade de absorção (adaptado de [57]).

3.5.1 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO

A Figura 10 apresenta as técnicas mais comuns de caracterização eletromagnética apresentadas na literatura. Dentre estes métodos apresentados, é usado comumente o do Arco NRL. Este consiste de uma estrutura que permite fixar um par de antenas em uma variedade de ângulos. A antena, normalmente do tipo corneta, pode ser deslocada ao longo deste arco. A amostra a ser caracterizada é posicionada sobre um pequeno pedestal no centro da curvatura do arco. A estrutura do arco é projetada de modo a manter a corneta apontada para o centro da amostra durante todo o teste. O transmissor e o receptor podem ficar próximos, contanto que seja colocado um material absorvedor entre eles, de modo a reduzir as interferências entre a corneta transmissora e a corneta receptora [7]. Um esquema ilustrativo do Arco NRL é apresentado na Figura 11.

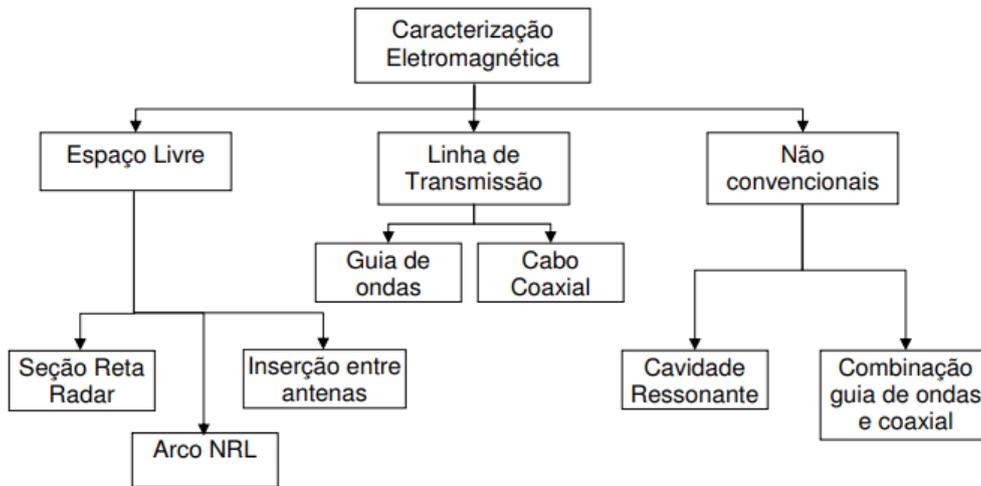


Figura 10. Metodologias de caracterização eletromagnética: espaço livre, linha de transmissão e não-convencionais [8].

A partir das medidas de refletividade, é possível correlacionar a atenuação da radiação com a porcentagem de radiação que foi absorvida pelo material, como apresentado na

Tabela 3.

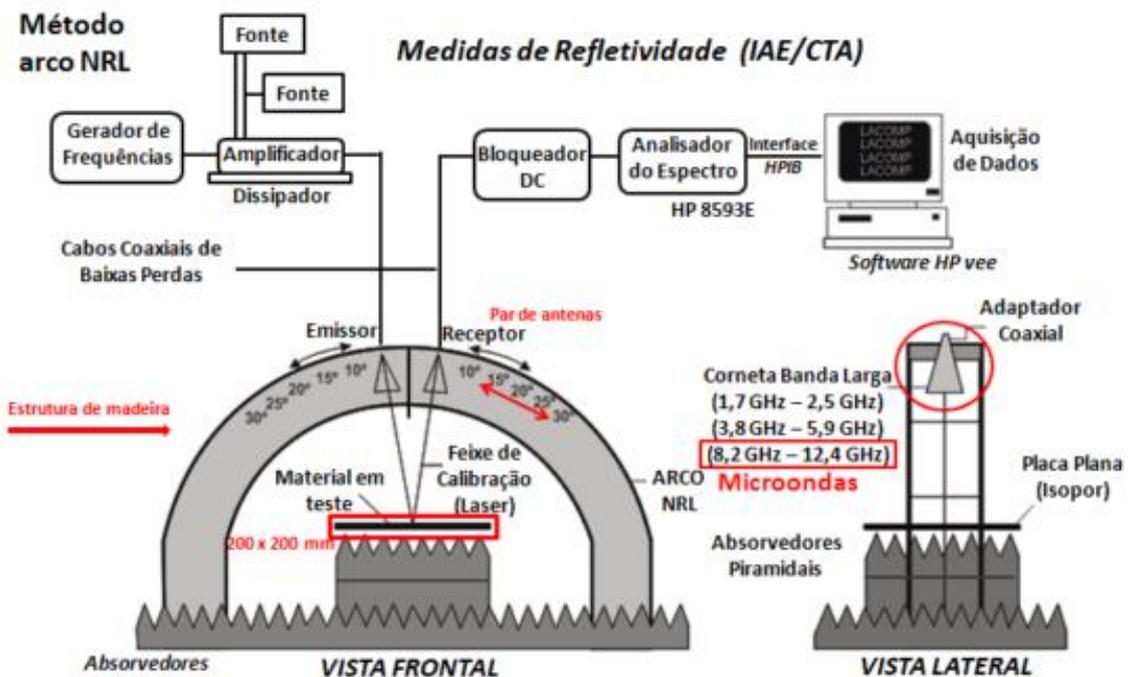


Figura 11. Esquema ilustrativo do arco NRL [33].

Tabela 3. Relação entre a atenuação da radiação e a radiação absorvida (adaptado de [6]).

Atenuação da Radiação (dB)	Radiação Absorvida (%)
0	0
-5	68,38
-10	90,00
-15	96,84
-20	99,00
-30	99,90
-40	99,99

A combinação de técnicas que se baseiam em princípios diferentes é de grande interesse para se obter uma caracterização eletromagnética mais detalhada do material. Como a capacidade de absorção de radiação eletromagnética de um material pode ser estimada a partir de propriedades dielétricas e magnéticas, este tipo de caracterização se torna extremamente útil no *design* de materiais e estruturas absorvedoras. Assim, avaliando propriedades como a permissividade elétrica (ϵ' e ϵ'') e a permeabilidade magnética complexas (μ' e μ'') do material, é possível otimizar a estrutura e a composição do material para otimizar seu caráter absorvedor [58]. A partir dos parâmetros ϵ e μ , tangentes de perdas dielétrica, $\tan \delta_\epsilon = \epsilon''/\epsilon'$, e magnética, $\tan \delta_\mu = \mu''/\mu'$, fornecem uma relação da energia dissipada nos absorvedores pela energia armazenada, cujas perdas de energia estão associadas às forças de amortecimento atuando entre átomos e moléculas bem como pela condutividade limitada pelo material empregado. Assim, nanocargas com elevada magnetização, tendem a apresentar elevada permeabilidade magnética e, por consequência, são mais favoráveis no uso como MARE na faixa de microondas [59].

A obtenção dos parâmetros complexos pode ser feita através da medição dos parâmetros S obtidos através do uso de um analisador de rede vetorial, método através de uma linha de transmissão. A linha de transmissão que serve como porta-amostra do material pode ser do tipo coaxial ou de guia de ondas, como indicado anteriormente. Os parâmetros S são então implementados em modelos como o Nicolson-Ross [60] ou o de Weir [61]. A Figura 12 apresenta um esquema simplificado do funcionamento de um analisador de redes vetorial.

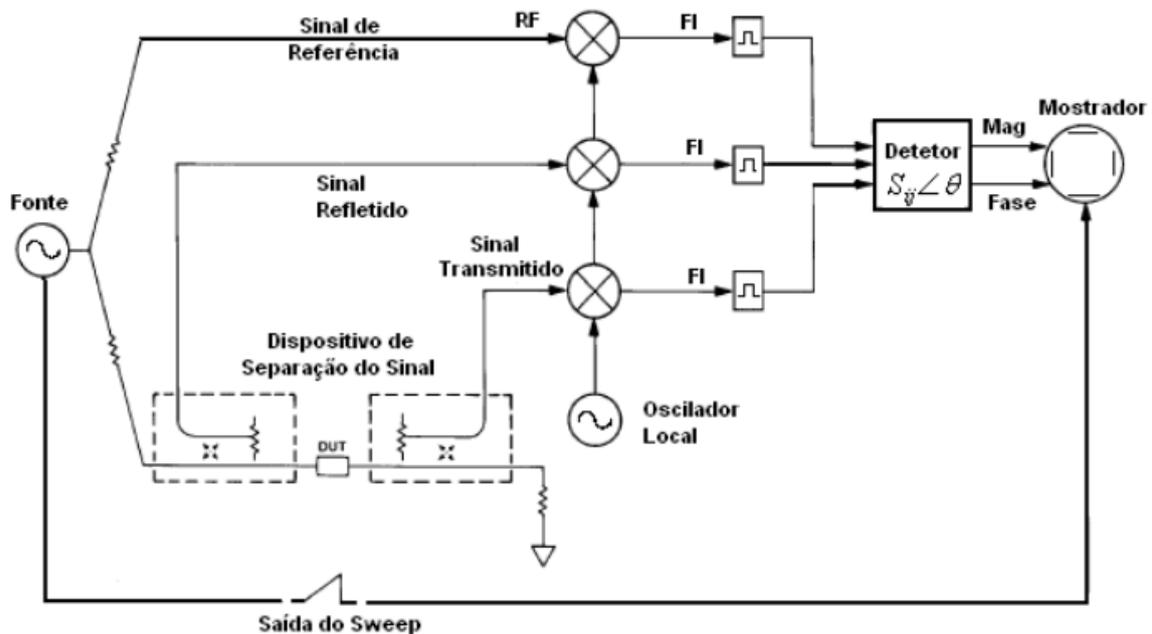


Figura 12. Diagrama esquemático de um analisador de redes [56].

3.6 COMPÓSITOS MULTIESCALA

Compósitos com reforços multiescala (ou simplesmente compósitos multiescala) são encontrados na literatura há um certo tempo, mas têm ganhado cada vez mais espaço em pesquisas recentes. Estes materiais são obtidos pela combinação reforços (fase dispersa) em diferentes escalas de dimensão afim de obter uma gama de propriedades ainda mais vasta. Em geral, são obtidos pela combinação de fibras (reforço em escala micrométrica) com NPs (reforço em escala nanométrica). Suas aplicações variam desde as mais comuns, como o aprimoramento das propriedades mecânicas [62], [63], até aplicações mais elaboradas como o monitoramento *in situ* da integridade estrutural do material compósito [64], [65].

Dentre os processos de fabricação para obtenção de compósitos multiescala, pode-se encontrar uma gama de métodos na literatura, mas estes geralmente se concentram em 3 aspectos diferentes. No primeiro, as NPs são dispersas diretamente no tecido, podendo ser utilizadas como uma espécie de recobrimento, ou produzidas diretamente sobre a fibra. No segundo grupo, as NPs são dispersas diretamente na resina, inclusive há diversos *reviews* publicados com técnicas e parâmetros utilizados para dispersão em matrizes poliméricas, como Xie [34], Ma [66] e Wei [67]. Após a dispersão,

a matriz é utilizada em um processo convencional de produção de compósitos. Uma terceira via é o uso das NPs como uma camada intercalando as camadas de fibra do laminado, como, por exemplo, o uso de camadas de *buckypaper* (lâmina produzida por uma rede de CNTs) no *lay-up* final. A escolha do método de produção é um fator fundamental e impacta diretamente nas propriedades finais do material.

A possibilidade de utilização de compósitos multiscala como MARE mantendo elevadas propriedades físicas já foi demonstrada por alguns autores. Estudando a utilização de tecido de fibra de vidro, resina epóxi e CNTs para MARE, Silva [33] encontrou bons resultados para deposição dos CNTs diretamente sobre os tecidos fibrosos e posteriormente impregnando-os pela resina através de moldagem RTM. Os autores tentaram realizar a impregnação do tecido com a resina já carregada de CNTs, o que foi possível somente para baixíssimos níveis de concentração (cerca de 0,25% em massa), devido à elevada viscosidade que a resina adquire pela presença dos CNTs. Avaliando as propriedades mecânicas do material com adição dos CNTs, os autores notaram um aumento em diversas dessas propriedades mecânicas como tração, flexão, impacto e resistência ao cisalhamento interlaminar de em torno de 10%. As propriedades de refletividade dos laminados demonstraram um aumento na absorção da radiação eletromagnética de acordo com o aumento do teor CNTs presentes no compósito, alcançando um máximo de cerca de 95% de absorção com 2,15% em massa de CNTs. Considerando a combinação das propriedades mecânicas e eletromagnéticas, o laminado que mais se destacou foi com cerca de 2% em massa de CNT.

Kunrath [68] utilizou tecido de fibra de vidro e epóxi, mas com GNPs ao invés de CNTs. Este estudo apresenta que as GNPs aumentaram o tempo de gelificação da resina, bem como a viscosidade, mas não chegou a interferir no processo de moldagem, pois ainda ficaram abaixo do aumento que é ocasionado pelos CNTs. As análises de ângulo de contato demonstraram que a presença das nanocargas não influencia na interação superficial da resina com a fibra. Através da análise de refletividade do compósito, notou-se o nível muito elevado na atenuação da radiação eletromagnética na faixa de 8,2 a 12,4 GHz (banda-X), mesmo em baixíssimos níveis de concentração. A autora também descreveu que a eficiência na blindagem da radiação eletromagnética se deu mais pelo caráter absorptivo dos laminados do que reflexivo.

Taraghi [69] utilizou CNTs de parede múltipla para elevar a resistência de compósitos Epóxi/Kevlar em impacto com baixas velocidades. O estudo mostrou que os

CNTs, misturados à resina e aplicados por *hand lay-up*, foram efetivos no aumento da absorção de energia no impacto no compósito, mesmo em baixíssima concentração (0,3 wt%), aumentando em 33% esta propriedade. Manero [70] fez uma avaliação de diferentes nanocargas na resistência ao impacto balístico de Kevlar 29/epóxi. Dentre os aditivos, foram testados CNTs, fibra de carbono moída e *core shell rubber* (CSRs). Os autores concluíram que a presença das nanopartículas têm grande influência sobre a resistência balística dos laminados, atribuída principalmente a dois fatores: capacidade das nanopartículas de distribuírem a energia do impacto, facilitando a dissipação das ondas ocasionadas no impacto através das fibras do compósito e aumento na absorção de energia relacionada à delaminação e ao *pull-out* das nanopartículas da matriz. Também concluíram que há um valor ótimo de adição de nanopartículas (1 wt%).

Boddu [71] demonstrou que depositando CNTs diretamente sobre o tecido através do processo de CVD aprimora-se as propriedades da interface entre fibra/matriz, ocasionando uma elevação na dissipação e na absorção de energia em impacto. Em contrapartida, as propriedades do compósito que são diretamente dependentes da fibra, como tração no sentido da fibra, apresentaram uma pequena redução, provavelmente causado pelo processo CVD. Entretanto, estes métodos de produção dos tecidos com os CNTs depositados ainda é consideravelmente caro, não se mostrando competitivos em relação à deposição manual destes sobre o tecido.

Gibson *et al.* [72] também avaliou a influência da presença de CNTs na performance balística de compósitos com fibra de Kevlar e resina epóxi. O autor também realizou testes com fibras moídas juntamente com os CNTs no compósito. Mesmo em baixas concentrações, os CNTs já demonstraram aprimoramento na capacidade do compósito de absorver energia do impacto, e a melhor combinação de materiais foi devido à utilização dos CNTs juntamente com as fibras moídas. O autor descobre que o aumento na absorção de energia se dá ao acréscimo de mecanismos de fratura e falha que os CNTs proporcionam ao compósito (causando a deflexão das trincas produzidas na falha) em detrimento à resina sem a presença de nanocargas, o mesmo ocorre devido à adição da fibra moída.

Com intuito de comparar a aplicação dos CNTs e GNPs em resina epóxi, Yue *et al.* [73] produziram nanocompósitos com diferentes concentrações destas nanocargas e também com ambas nanocargas misturadas em nanocompósitos híbridos. Os ensaios mecânicos realizados demonstraram que a combinação das nanocargas apresenta um

efeito sinérgico pronunciado provavelmente devido à dispersão aprimorada dos CNTs na presença das GNPs no compósito.

Mais recentemente, Micheli *et al.* [74] avaliou a influência de CNTs em laminados híbridos Kevlar/carbono quanto às propriedades de impacto e de blindagem eletromagnética com a introdução dos CNTs houve aprimoramento nas propriedades de blindagem e o laminado resistiu ao impacto de um projétil a 400 m/s sem perfurá-lo. Quanto à blindagem eletromagnética, CNTs aprimoraram a já existente capacidade de blindagem proveniente das fibras de carbono.

4 METODOLOGIA

4.1 MATERIAIS

O tecido utilizado foi o Kevlar 29 S745 GR *plain weave*, com gramatura de 440 g/m², cedido pela DuPont e está apresentado na Figura 13. Foram utilizados resina epóxi Ampreg 26 (AP26) e endurecedor amínico *High Tg*, fornecidos pela Barracuda Composites, em uma relação em massa de resina:endurecedor de 100:29. Esta resina foi escolhida para este estudo devido à sua baixa viscosidade e um elevado tempo de gel conforme apresentado na

Tabela 4 quando comparada a outras resinas epoxídicas, facilitando o processamento. Os MWCNTs utilizados foram fornecidos pela *Chegdu Organic Chemicals Co.* com diâmetro de 10 – 30 nm, comprimento de 30 µm e pureza de 85%. As GNPs foram fornecidas pela *Strem Chemicals Co.* com espessura de 6 – 8 nm e largura de 25 µm. A solução de acetona e etanol utilizada foi obtida da FiberGlass com relação de 60% de acetona e 40% de etanol.

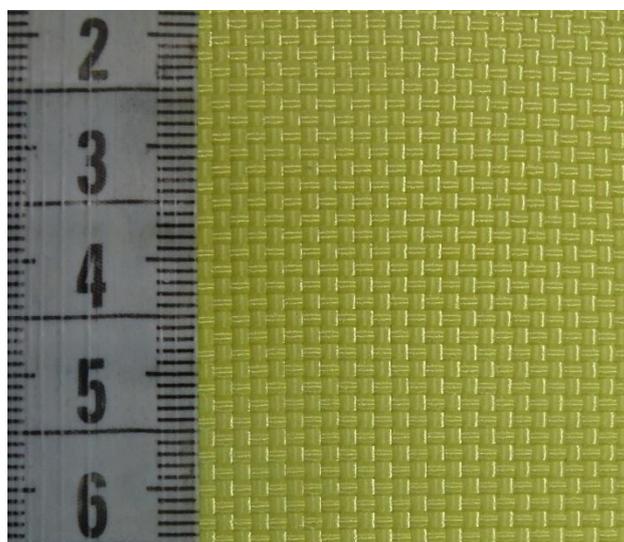


Figura 13. Foto do tecido de Kevlar utilizado.

Tabela 4. Dados da resina Ampreg 26.

Propriedade	Resina	Endurecedor
Viscosidade a 20°C (cP)	1840	106
Viscosidade a 25°C (cP)	1050	79
Viscosidade a 30°C (cP)	585	61
Massa específica (g/cm ³)	1,16	0,942
Massa específica da mistura (g/cm ³)		1,11

Os demais materiais utilizados na infusão, espiraduto ½”, *vacuum bag*, *peel ply*, *tacky tape* (fita selante dupla), *flow media* (malha de fluxo), promotor de fluxo e mangueiras, foram adquiridos da Barracuda Composites.

4.2 PRODUÇÃO DOS LAMINADOS

O processo escolhido para a produção dos compósitos foi o de infusão à vácuo, devido ao baixo custo associado e à flexibilidade na produção das amostras produzidas. Inicialmente o tecido foi seco em estufa durante 2 h a 105 °C para remoção da umidade. Então, foi realizada a sobreposição das camadas de tecido fibroso sobre uma superfície lisa e nivelada e já recoberta com 4 camadas aplicadas de desmoldante. Sobre as camadas de tecido, foi colocada a malha de fluxo com comprimento de aproximadamente 5 cm para facilitar o fluxo de resina através do tecido. Sobre este *lay-up*, foi posicionado o *peel ply*, e as mangueiras de entrada de resina e de conexão com o vácuo, por fim, o *vacuum bag*.

As amostras produzidas se dividiram entre dois grupos principais com diferentes métodos de inserção das NPs nos laminados. No grupo “A” o tecido foi utilizado como recebido, apenas passou pelo processo de secagem em estufa para remoção da umidade e as camadas foram posicionadas no *lay-up* anterior normalmente. As NPs foram adicionadas diretamente na resina na mesma proporção de massa e em diferentes concentrações em relação à massa de fibra. A dispersão na resina foi feita usando um sonificador de ponteira Sonics VibraCell VC750X com amplitude de 33% por 45 min e pulso de 25 s de vibração com 10 s de pausa, sendo a pausa utilizada para diminuir a possível degradação da resina, devido ao sobreaquecimento. A resina contendo NPs foi usada no processo de infusão.

Já no grupo de amostras “B”, os tecidos foram recobertos com uma solução NPs dispersas em uma solução de acetona seguindo o mesmo procedimento de sonificação descrito acima com exceção do pulso, que não foi utilizado visto que esta solução não apresentou aquecimento durante a dispersão. A solução foi depositada sobre as camadas de tecido e homogeneizadas com a utilização de um pincel. O tecido recoberto foi depois utilizado no *lay-up* padrão para realização do processo de infusão à vácuo. A Figura 15 ilustra o processo de recobrimento do tecido.

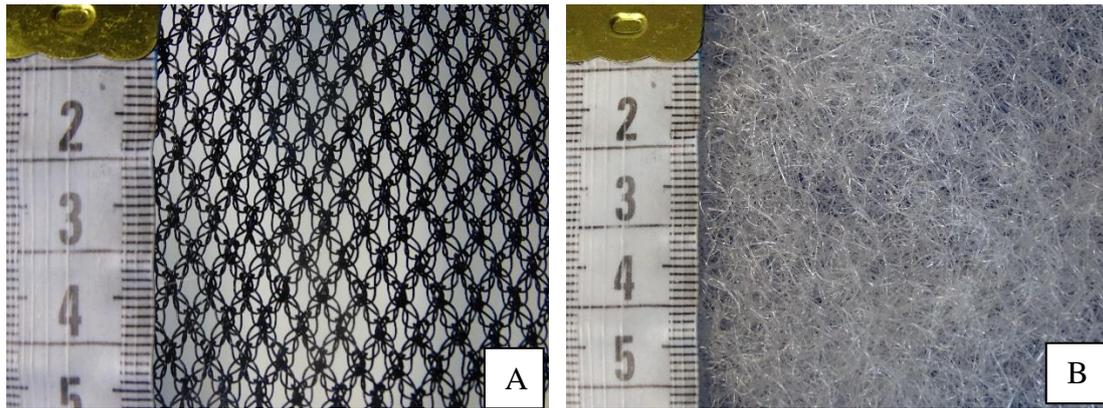


Figura 14. Malha de fluxo utilizada sobre as camadas de tecido (A) e promotor de fluxo utilizado como camada central em um *lay-up* (B).

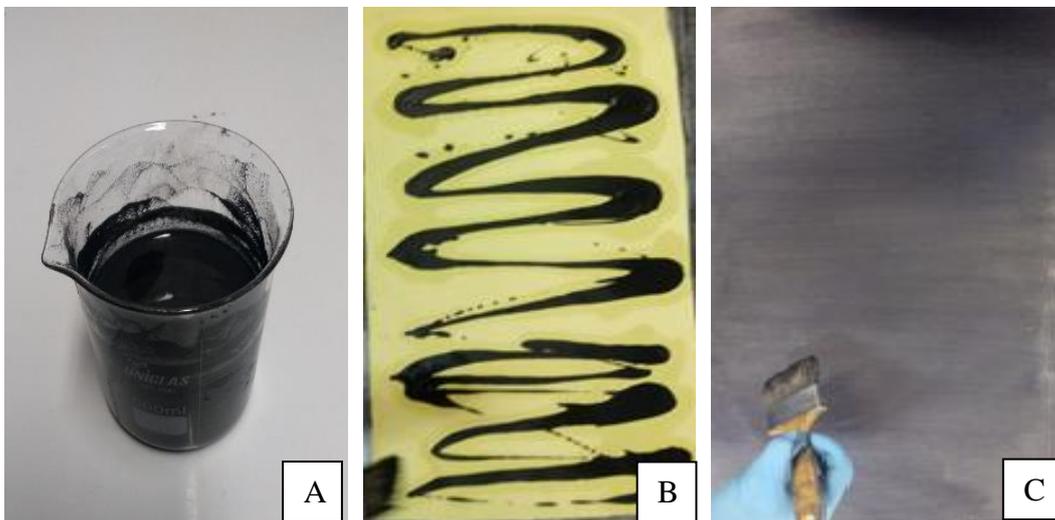


Figura 15. Solução utilizada para recobrir os tecidos (A), deposição sobre o tecido (B) e homogeneização com pincel (C).

Os laminados foram curados durante 24 h sob vácuo à temperatura ambiente e então pós-curados durante 6 h à 80 °C, como recomendado pelo fabricante. A Figura 16 apresenta o sistema de *lay-up*.

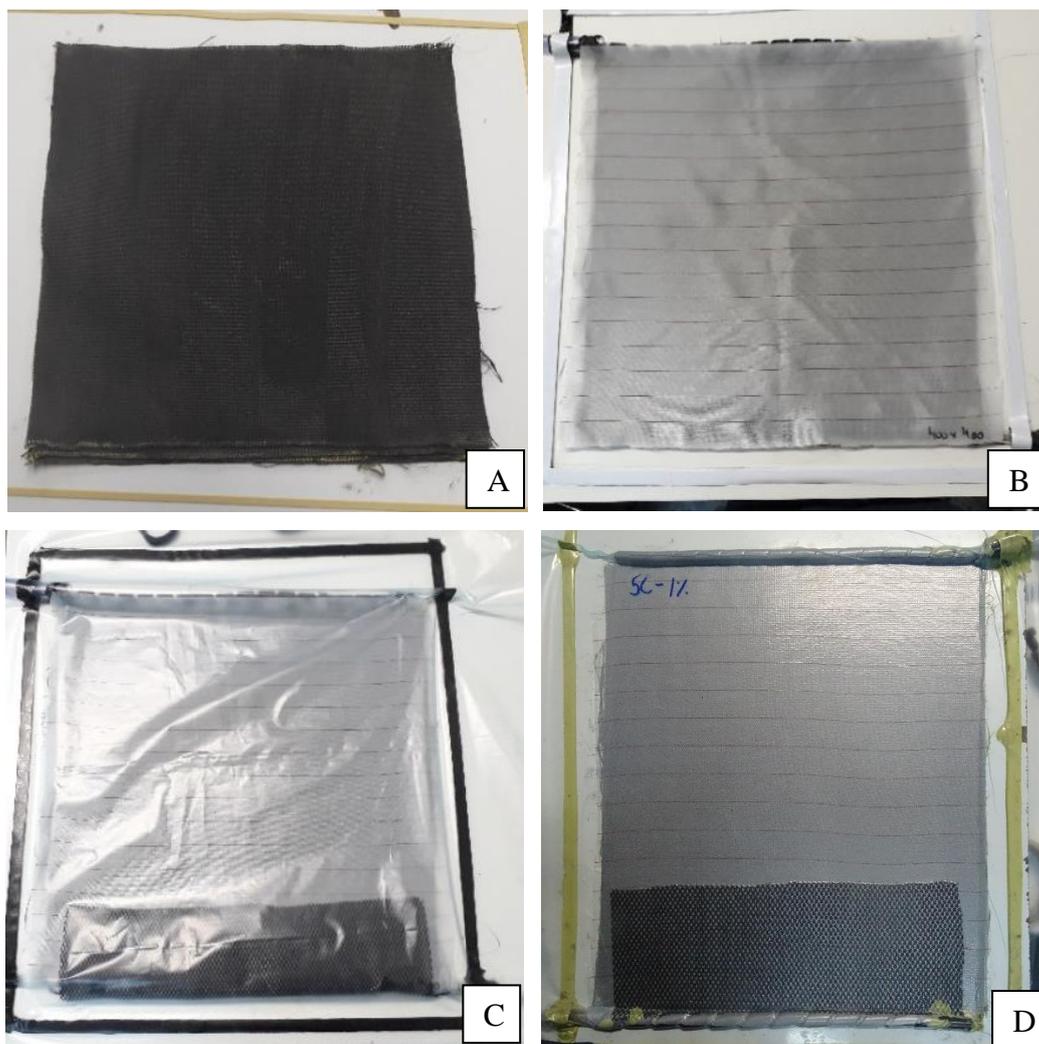


Figura 16. Camadas de tecido recobertas posicionadas (A), posicionamento dos spiradutos, *tacky tape* e *peel ply* (B), posicionamento do *vacuum bag* e para aplicação do vácuo (C) e verificação do vácuo aplicado (D).

A Tabela 5 apresenta a descrição das famílias produzidos para os ensaios de *drop weight* e de propriedades eletromagnéticas, com relação ao número de camadas, a concentração de NPs utilizada e também quanto ao processo de fabricação utilizada. Para facilitar a compreensão da grande quantidade de grupos de amostra ensaiados neste trabalho, foi adotada a nomenclatura apresentada na Figura 17. Assim, é possível verificar o número de camadas, qual NP foi utilizada, o processo de fabricação e também a concentração de NPs através da nomenclatura da amostra.

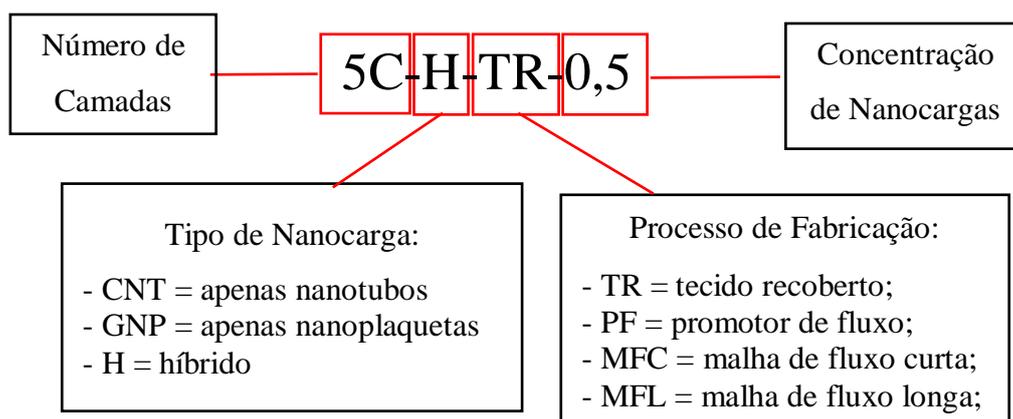


Figura 17. Explicação da nomenclatura adotada para todas as amostras ensaiadas.

Tabela 5. Descrição dos laminados produzidos para os ensaios *drop weight* e de propriedades eletromagnéticas.

Grupo	ID das Amostras	Camadas	Descrição
A	4C-H-PF-0,5	4	4 camadas e 1 uma camada de promotor de fluxo como camada central
	5C-0	5	5 camadas sem NPs (branco)
	5C-H-MFC-0,1	5	5 camadas, NPs dispersas na resina com concentração de 0,1%
	5C-H-MFC-0,5	5	5 camadas, NPs dispersas na resina com concentração de 0,5%
	5C-H-MFL-0,5	5	5 camadas, NPs dispersas na resina com concentração de 0,5%
	8C-0	8	8 camadas sem NPs (branco)
B	5C-CNT-TR-0,5	5	5 camadas, apenas CNTs recobrindo os tecidos com concentração de 0,5%
	5C-GNP-TR-0,5	5	5 camadas, apenas GNPs recobrindo os tecidos com concentração de 0,5%
	5C-H-TR-0,5	5	5 camadas, NPs recobrindo os tecidos com concentração de 0,5%
	5C-H-TR-1,0	5	5 camadas, NPs recobrindo os tecidos com concentração de 1,0%
	5C-H-TR-2,0	5	5 camadas, NPs recobrindo os tecidos com concentração de 2,0%
	5C-H-TR-DC	5	5 camadas, NPs recobrindo os tecidos com concentração variando através das camadas
	8C-H-TR-0,5	8	8 camadas, NPs recobrindo os tecidos com concentração de 0,5%
	8C-H-TR-1,0	8	8 camadas, NPs recobrindo tecidos com concentração de 1,0%
	8C-H-TR-2,0	8	8 camadas, NPs recobrindo tecidos com concentração de 2,0%
	8C-H-TR-DC	8	8 camadas, NPs recobrindo os tecidos com concentração variando através das camadas

Para os ensaios balísticos foram produzidas amostras através do mesmo método de deposição das NPs diretamente sobre o tecido, descrito anteriormente. Entretanto, foram produzidos laminados de 13 e 18 camadas utilizando as duas NPs de maneira híbrida. Estas amostras foram chamadas de 13C-TR-0,5 e 13C-TR-1,0 para as amostras de 13 camadas nas concentrações de 0,5 e 1,0%, respectivamente e de 18C-TR-0,5 e 18C-TR-1,0 para as amostras de 18 camadas nas concentrações de 0,5 e 1,0%, respectivamente.

Devido ao alto nível de aglomeração das NPs na região inicial de infusão da placa no primeiro grupo de amostras, estas não foram testadas com relação às suas propriedades mecânicas, nem caracterizadas fisicamente, sendo avaliadas apenas com relação às suas propriedades eletromagnéticas e de impacto em baixa velocidade.

Amostras de tecidos, recoberto e o padrão, foram metalizadas com ouro e observadas utilizando microscópio eletrônico de varredura (MEV) de bancada utilizando as potências de 5 e 10 kV para verificação da camada formada pelas NPs na superfície dos tecidos. Amostras retiradas das placas moldadas com concentrações de nano de 0, 0,5, 1 e 2% foram embutidas em resina, lixadas com lixas nas gramaturas 220, 400, 600 e 1000 e passaram por polimento em politriz utilizando pasta com partículas de alumina de 6 e 1 μm .

Os compósitos já curados foram avaliados por ensaio não-destrutivo usando Ultrassom C-Scan Raptor, da NDT Systems e com o software *RapWin* para análise das imagens. Este ensaio foi realizado para verificar a homogeneidade das placas produzidas da distribuição das NPs.

As dimensões das amostras do segundo grupo foram medidas utilizando paquímetro digital e estas foram caracterizadas de acordo com sua massa específica, utilizando o método de Arquimedes, segundo a norma ASTM D792 e o método de picnometria, analisadas em triplicatas.

Os CPs foram obtidos dos compósitos moldados utilizando usinagem por jato d'água, visto que este método demonstrou ser o único capaz de revelar CPs com bom acabamento, sem danificar grosseiramente a integridade do material. A Figura 18 apresenta o processo de corte.

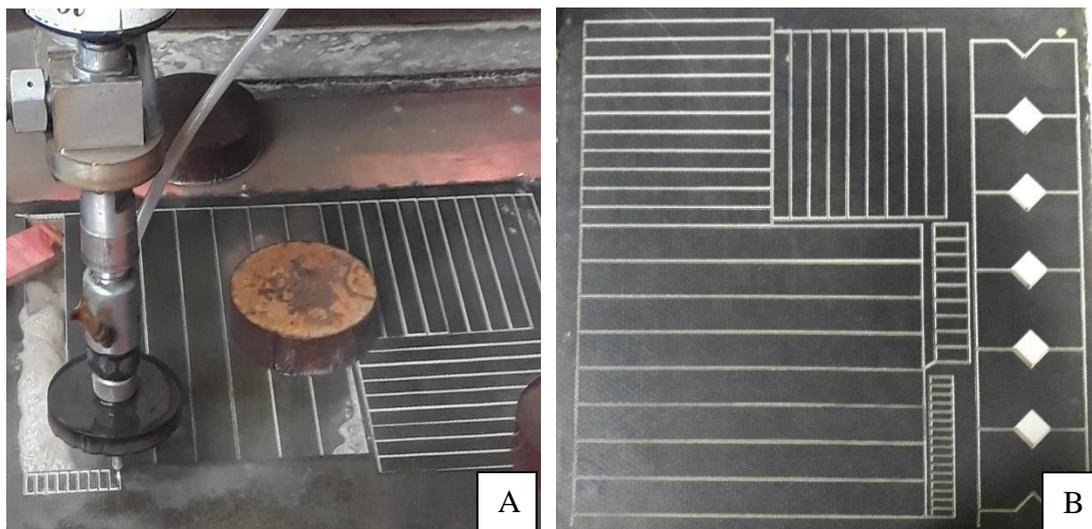


Figura 18. Laminados durante o processo de corte (A) e após a realização do corte com jato d'água (B).

4.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E EM IMPACTO

Foi realizada a caracterização mecânica das amostras do grupo B em ensaios de tração 0° e 90° segundo a norma ASTM D3039, utilizando 5 corpos-de-prova com dimensões de 250 x 25 mm, sendo a região da garra de aproximadamente 56 mm de cada extremidade do corpo-de-prova. Este ensaio foi realizado com velocidade de 2 mm/min até a ruptura do corpo-de-prova e com monitoramento da deformação utilizando um extensômetro longitudinal e outro transversal. Foi realizado ensaio de compressão segundo a norma ASTM D6641, usando método CLC, com velocidade de ensaio de 2 mm/min. E o ensaio de cisalhamento com roseta foi realizado segundo a norma ASTM D7078, método *V-notched*. Os ensaios de tração (módulo e coeficiente de *Poisson*), compressão e cisalhamento foram realizados em uma máquina de ensaios universal Instron, modelo 3382 com célula de carga de 100 kN. O ensaio de cisalhamento segundo o método de *short beam* que foi realizado em uma máquina de ensaios Instron modelo EMIC com célula de carga de 5 kN. A carga máxima suportada no ensaio de tração foi obtida em equipamento de ensaios universal da MTS, com célula de carga de 100 kN e garra hidráulica, visto que a Instron não foi capaz de reter os corpos-de-prova de tração. Devido às recomendações de espessuras de material para realização da caracterização mecânica, todos os CPs utilizados foram obtidos de compósitos moldados com 5 camadas de tecido de Kevlar. Os sistemas utilizados para realizar estes ensaios estão brevemente apresentados na Figura 19.

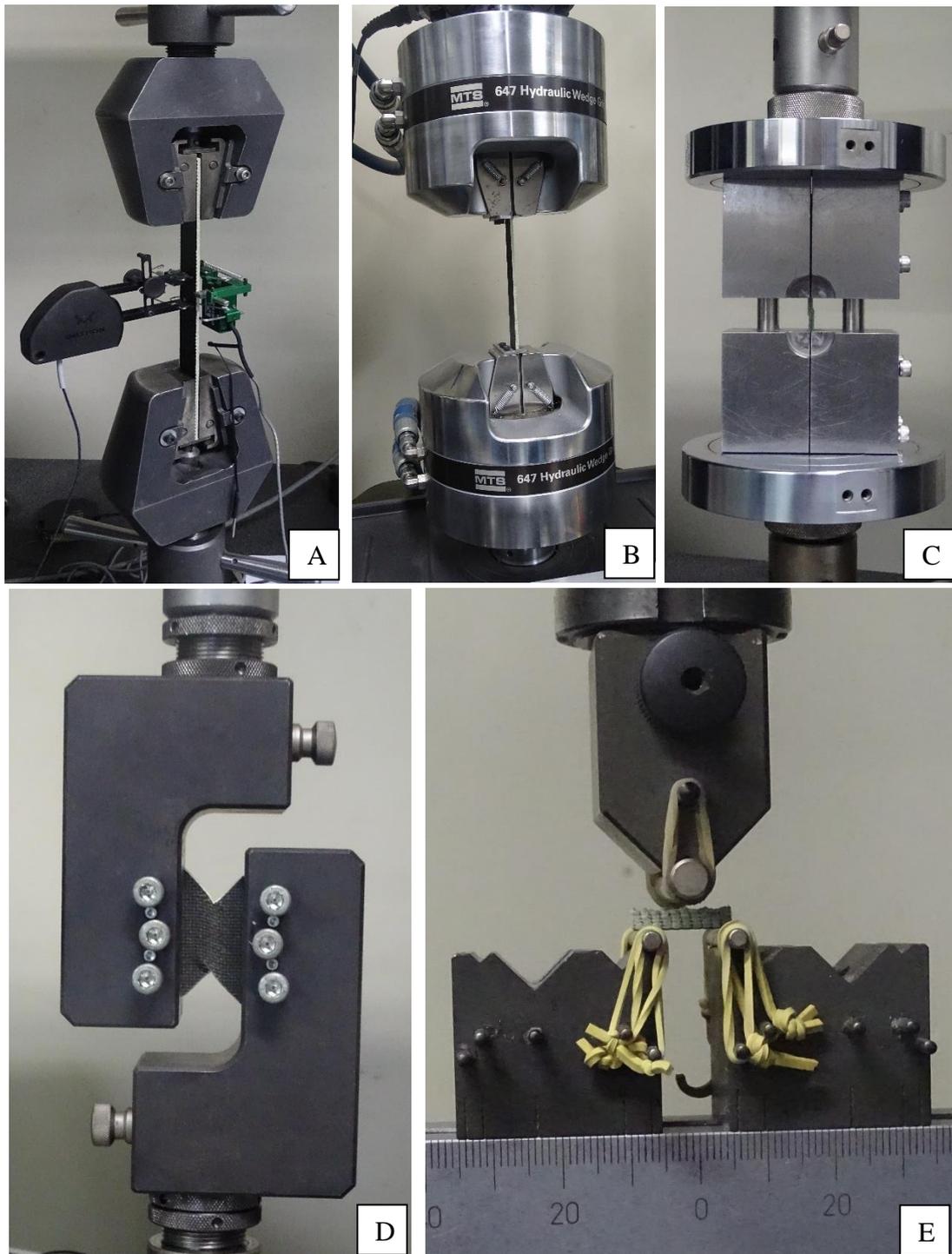


Figura 19. Sistema para ensaio de tração na máquina de equipamentos universal Instron (A) e MTS (B), ensaio de compressão (C), ensaio de cisalhamento no plano *V-notch* (D) e ensaio de resistência *short beam* (E).

A caracterização mecânica deste material foi realizada para posteriormente ser utilizada em um trabalho futuro, onde será feita a simulação do seu comportamento em impacto.

A análise da resistência ao impacto destes materiais foi avaliada através dos ensaios de *drop weight* (impacto em baixa velocidade) segundo a norma ASTM D7136 em todos os grupos de amostras descritos anteriormente na Tabela 1. Seguindo as orientações da norma D7136, as oscilações apresentadas pelo ensaio de impacto com frequências acima de 6 kHz, acima das causadas pela vibração durante a flexão do laminado, foram removidas utilizando um filtro de frequência. Com intuito de avaliar apenas a energia realmente absorvida pelo laminado durante o ensaio, as amostras que apresentaram comportamento descrito no terceiro caso apresentado na Figura 5, sofreram um corte nos dados após a queda significativa da força. Este tratamento foi feito pois os dados após este evento estão relacionados ao contato da lateral do impactador às paredes do furo gerado no laminado e não ao impacto em si. Estes ensaios foram realizados no laboratório na universidade *Politécnico di Milano*, Milão, Itália, como apresentado na Figura 20.

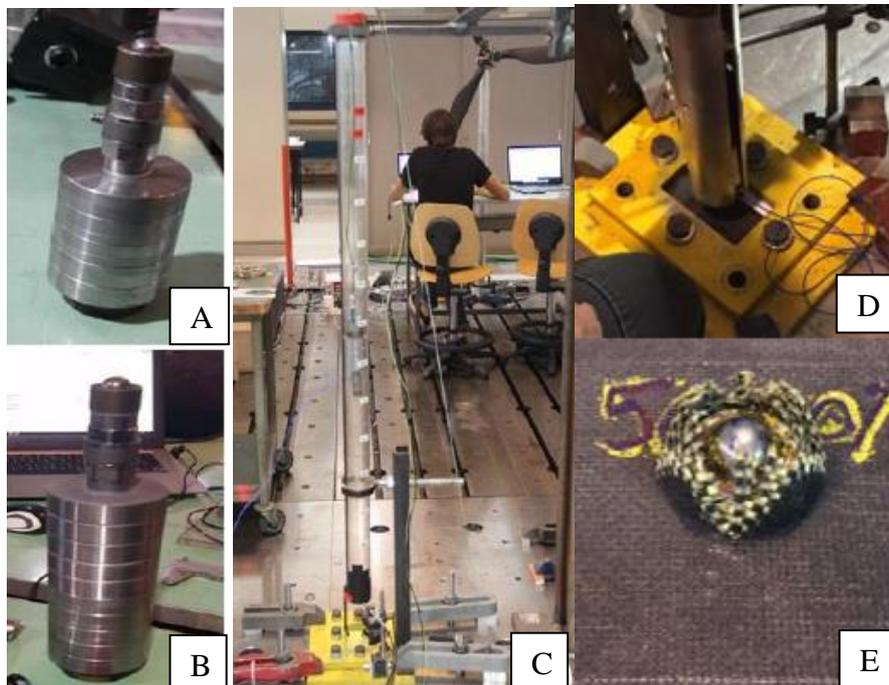


Figura 20. Fotos do sistema utilizado no ensaio de *drop weight*: impactador de 2,4 kg (A) e 4,4 kg (B); tubo guia do impactador (C); laminado fixado no sistema (D) e laminado totalmente perfurado pelo impactador (E).

Os ensaios balísticos foram realizados no *Banco Nazionale di Prova*, Milão, Itália, segundo a norma europeia EN 1522. Neste ensaios, os corpos-de-prova de dimensões 200 x 200 mm das amostras 13C-H-TR-0,5, 13C-H-TR-1,0, 18C-H-TR-0,5 e 18C-H-TR-1,0, foram fixados em um suporte e impactados por projéteis 9 mm Luger na velocidade de impacto de 400 ± 10 m/s e com uma distância de tiro de 5 m. Posteriormente, as amostras foram avaliados em ensaio de raios-X para verificação da área de dano interno. A Figura 21 ilustra o sistema onde foram realizados estes ensaios.

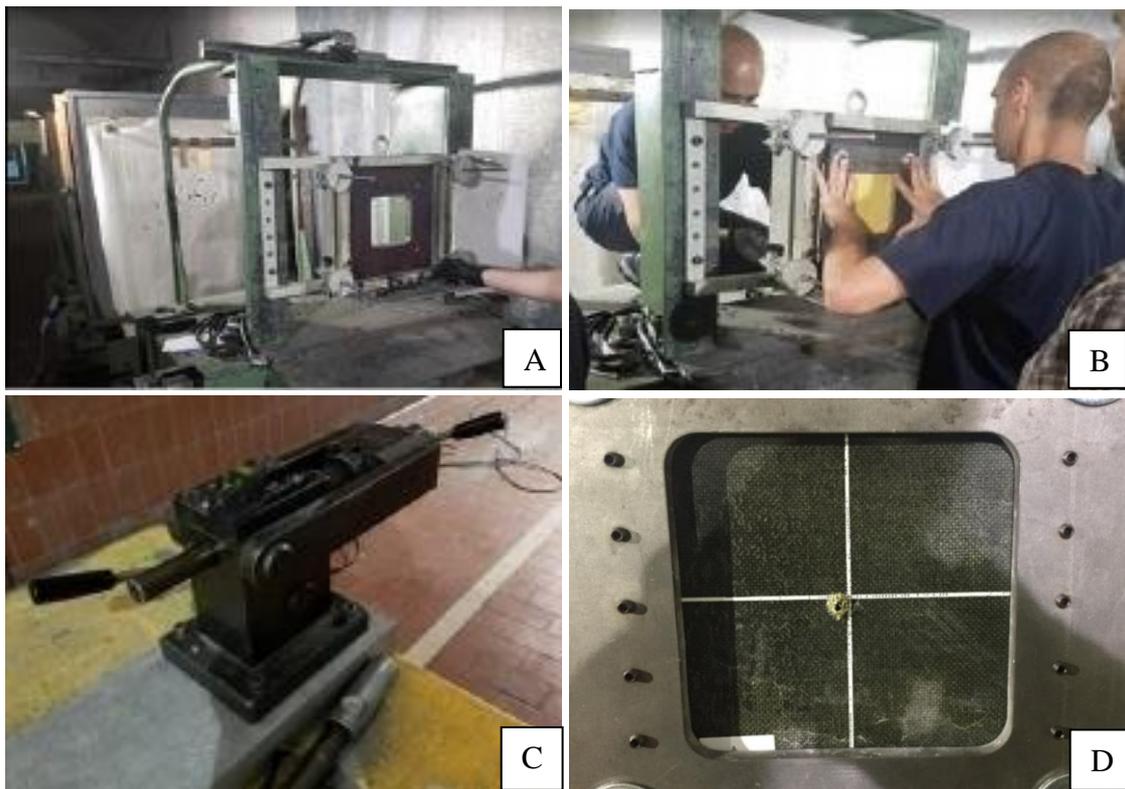


Figura 21. Suporte utilizado para fixação da amostra (A) e procedimento de fixação da amostra (B), sistema de disparo (C) e amostra fixada após o impacto balístico (D)

(adaptado de [75]).

4.4 CARACTERIZAÇÃO ELETROMAGNÉTICA

Para avaliação das propriedades eletromagnéticas, foram realizados ensaios num equipamento denominado arco NRL. Nestes ensaios, uma amostra de dimensões de 200 x 200 mm foi fixada no centro do arco NRL em uma sala semianecóica fechada, para evitar a interferência do ambiente na análise. A amostra é colocada sobre uma placa metálica que atua como o padrão de resposta à radiação eletromagnética. Inicialmente é

feita a análise somente da placa metálica, onde o emissor e o receptor fazem uma varredura da amostra na faixa de frequência de ondas entre foi de 8,2 e 12,4 GHz. A medição realizada em ambos os lados da amostra é então descontada do comportamento da placa metálica. A diferença entre a radiação incidente sobre a placa e a refletida ao receptor indica a capacidade de absorção da amostra. Estes ensaios foram realizados no equipamento de Arco NRL presente no IAE/CTA, em São José dos Campos, SP.

Também foram realizados ensaios pelo método de guia de onda utilizando um analisador HP modelo 8510C, apresentado na Figura 22, ajustado para análise de ondas da banda-X, numa frequência de 8,2 até 12,4 GHz. Para este ensaio, foram extraídos corpos-de-prova de diferentes pontos da placa, afim de avaliar também a homogeneidade de comportamento do material, bem como a reprodutibilidade dos resultados. O cálculo dos parâmetros ϵ e μ foi realizado utilizando *software* 85017E da Agilent, baseado no modelo Nicolson Ross. Estes ensaios foram realizados no analisador de redes disponível no Laboratório de Guerra Eletrônica do ITA, SP.



Figura 22. Analisador de redes vetorial com linha de transmissão por guia de ondas.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Esta seção apresenta os resultados obtidos durante o estudo. Primeiramente, são apresentados os resultados da caracterização eletromagnética, através dos métodos do Arco NRL e do guia de ondas, e de impacto em baixa velocidade das diferentes amostras produzidas. As amostras que apresentaram melhores resultados nestas duas áreas foram também caracterizadas morfológica e mecanicamente. Por fim, são apresentados os resultados do ensaio de impacto em alta velocidade da análise pós-impacto dos laminados com melhores resultados.

5.1 PROPRIEDADES ELETROMAGNÉTICAS

Para os ensaios através do Arco NR, o padrão utilizado para todos os ensaios foi a placa metálica, considerada um material com refletividade total das ondas incidentes, que é tida como o referencial 0 nos gráficos. Dessa forma, quanto mais próximo de 0 a curva, menor é a diferença entre o comportamento da amostra e da placa metálica. Quanto menor o valor no eixo Y, maior a atenuação e, conseqüentemente, maior a absorção da radiação e quanto maior o valor, maior a refletividade da amostra. Todos os laminados foram ensaiados com ambas faces voltadas para a antena emissora da onda eletromagnética, para identificar diferenças no comportamento apresentado por cada uma das faces.

A Figura 23 apresenta a resposta de refletividade da amostra de 5 camadas de tecido de Kevlar com resina epóxi, sem nanocargas, 5C-0, no ensaio através do método de Arco NRL. A curva indica que este laminado apresentou um comportamento muito próximo do apresentado pela placa metálica. Isto porque se trata de um material com caráter de isolante elétrico, com uma característica de material transparente às ondas incidentes nesta faixa de frequência. Não se nota uma variação significativa nos diferentes lados da amostra, demonstrando que a diferença na rugosidade superficial do laminado, pelas ondulações dos feixes de fibra, não influencia diretamente nos resultados e que esta amostra apresentou um caráter homogêneo com relação à espessura.

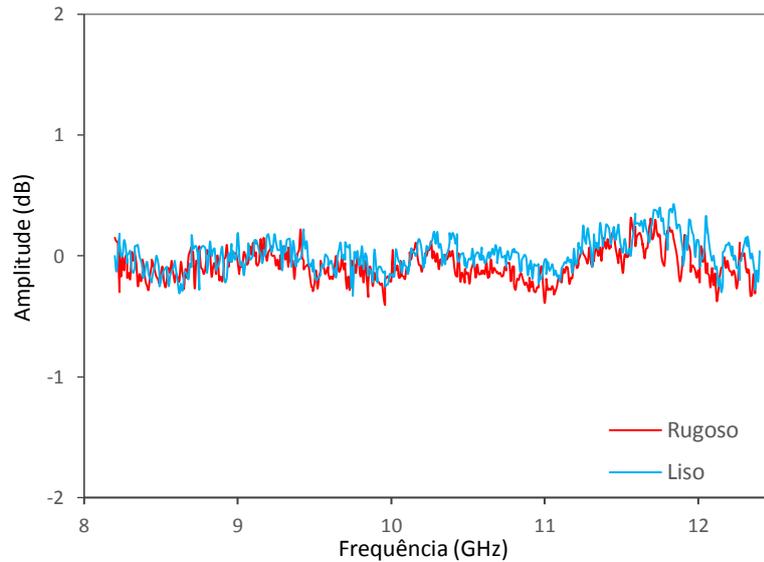


Figura 23. Curva característica da refletividade x frequência do laminado 5C-0.

Para verificação do comportamento do laminado, o mesmo foi avaliado no ensaio de guia de onda, cujo resultado é apresentado na Figura 24. A amostra 3 apresentou um pico de absorção na faixa de frequência entre 9 e 10 GHz e outro pico entre 11 e 12 GHz, sendo este comportamento característico de ressonância ocasionada pela espessura da amostra. Visto que este comportamento não foi apresentado pelas outras amostras deste laminado, o ensaio por guia de ondas confirmou o comportamento transparente à radiação indicado pelo ensaio de Arco NRL.

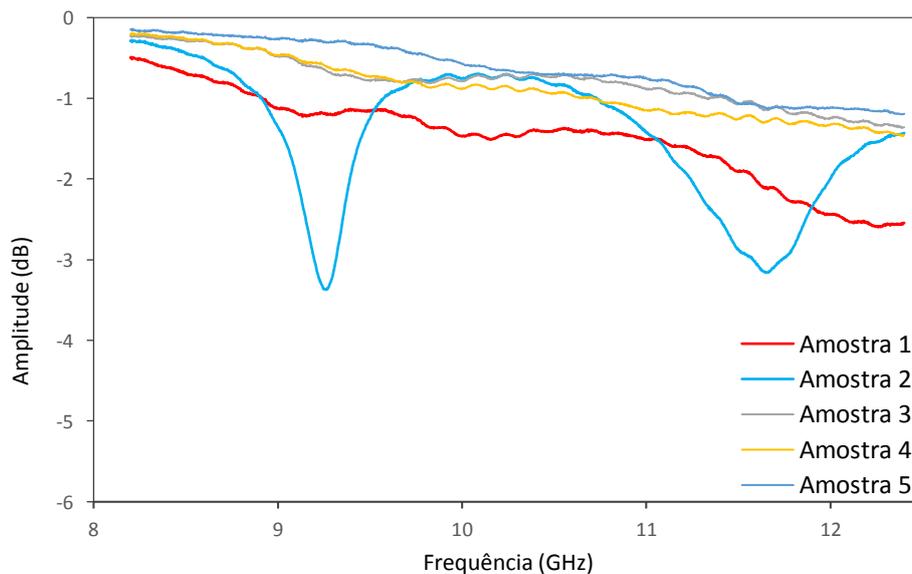


Figura 24. Análise do laminado Kevlar/epóxi pelo método guia de ondas.

O laminado produzido com uma camada central de promotor de fluxo (4C-H-PF-0,5) foi testado com relação às suas propriedades eletromagnéticas, sendo apresentadas na Figura 25. A amostra apresentou pobre absorção de radiação eletromagnética na faixa testada. Analisando visualmente este laminado, apresentado na Figura 26, nota-se que as NPs se concentraram apenas na camada central do promotor de fluxo, visto que a camada central apresentou total escurecimento, enquanto que as camadas de Kevlar permaneceram visíveis, sem recobrimento das NPs. O uso do promotor de fluxo foi avaliado neste trabalho devido aos bons resultados encontrados em um trabalho anterior quando utilizado na camada central no processo de RTM com outros tecidos [76]. Na técnica de infusão à vácuo, entretanto, o promotor ocasionou grande variação da espessura do laminado. E uma vez que as características eletromagnéticas estão diretamente relacionadas à espessura do material, esta variação é indesejada e causa imprevisibilidade no comportamento do material. A variação entre as amostras utilizadas no método de guia de ondas pode corresponder diretamente a esta variação da espessura. A distribuição ineficiente e a alta concentração das nanocargas em uma única camada geram uma elevada condutividade local, isto é, uma refletividade elevada apenas na camada central. Assim, este material não se mostrou adequado quanto às suas características eletromagnéticas.

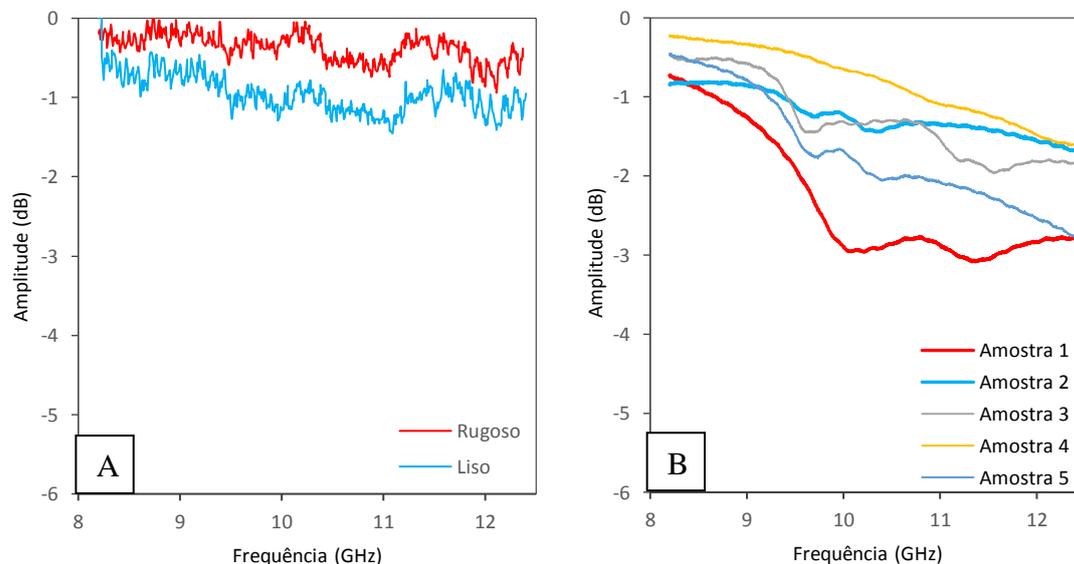


Figura 25. Curvas refletividade x frequência através do método Arco NRL (A) e resposta do guia de onda (B) do laminado 4C-H-PF-0,5.

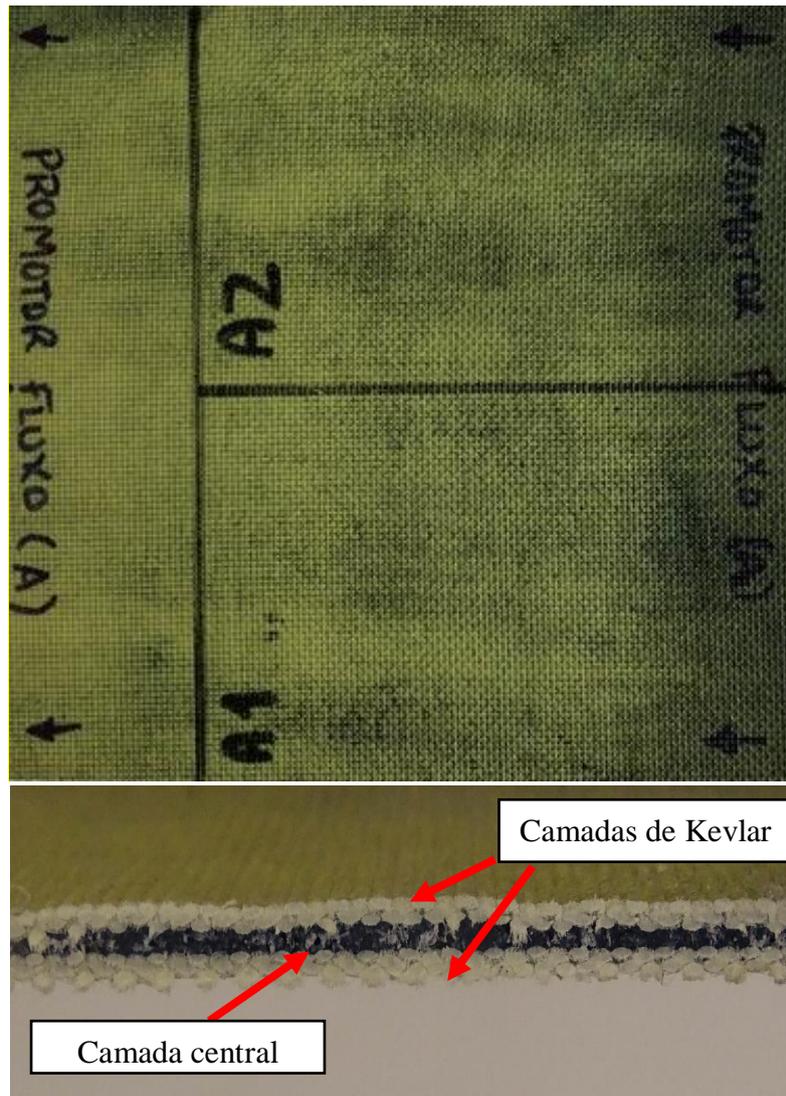


Figura 26. Foto da face lisa e seção transversal da amostra 4C-H-PF-0,5.

A Figura 27 apresenta as curvas refletividade x frequência para as amostras de 5 camadas do Grupo A. Estas amostras do Grupo A apresentaram refletividade próxima de 0, ou seja, não são bons como MARE. Avaliando estes laminados seguindo o método do Arco NRL, estes materiais apresentaram refletividade superior à placa de alumínio usada como base. Isto se deve, possivelmente, ao acúmulo das NPs na região da malha de fluxo na superfície do laminado, como pode ser visto na Figura 28. A amostra 5C-H-MFL-0,5 teve toda a superfície recoberta pela malha de fluxo, com isso toda a superfície rugosa da placa ficou recoberta pelas NPs, enquanto a outra face não apresentou estar impregnada com NPs. A variação entre as duas técnicas de medição das propriedades eletromagnéticas pode ocorrer devido à diferença do meio no qual a onda percorre.

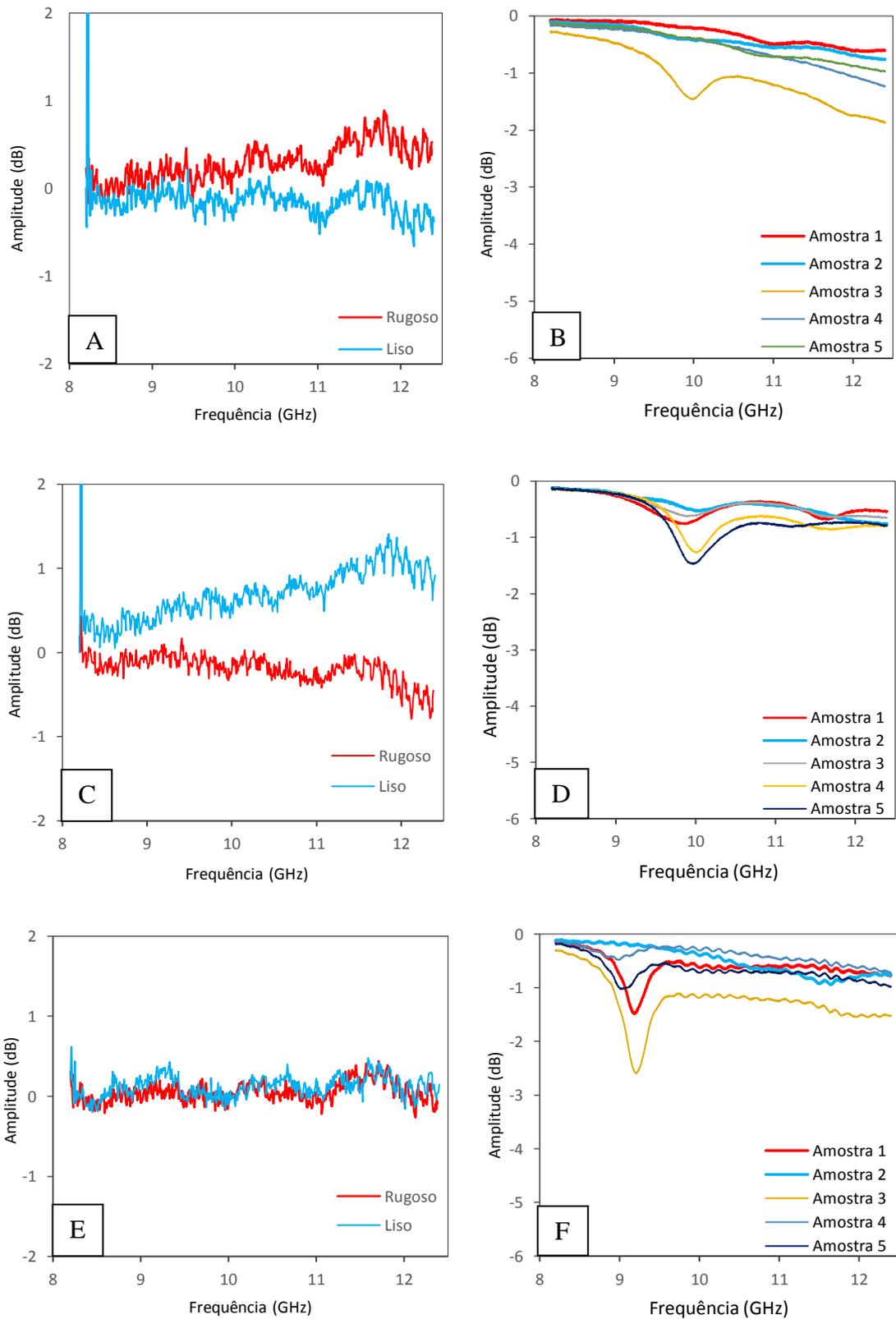


Figura 27. Curvas refletividade x frequência dos laminados 5C-H-MFC-0,1 (A e B), 5C-H-MFC-0,5 (C e D) e 5C-H-MFL-0,5 (E e F) para Arco NRL (esquerda) e guia de onda (direita).

No caso do Arco NRL, a onda se propaga em espaço aberto, enquanto que no método por guia de onda, a mesma se encontra confinada. Assim, as características do meio no qual a onda se propaga são diferentes e irão influenciar diretamente no resultado obtido. Para ensaios futuros, para que seja realizada comparação entre os resultados obtidos entre as duas técnicas, os parâmetros do método de guia de ondas devem ser melhor ajustados. As amostras retiradas de pontos 5 diferentes do laminado para as medições pelo método de guia de onda, apresentaram um comportamento bem próximo para esta família de amostras, não indicando um padrão relacionando posição da amostra com comportamento eletromagnético. Como a medição através do método de guia de ondas se baseia na onda que é transmitida através do material, ao contrário do Arco NRL onde a medição se baseia no sinal que é refletido na superfície, não foi possível estimar uma refletividade acima de 0 para estes materiais.

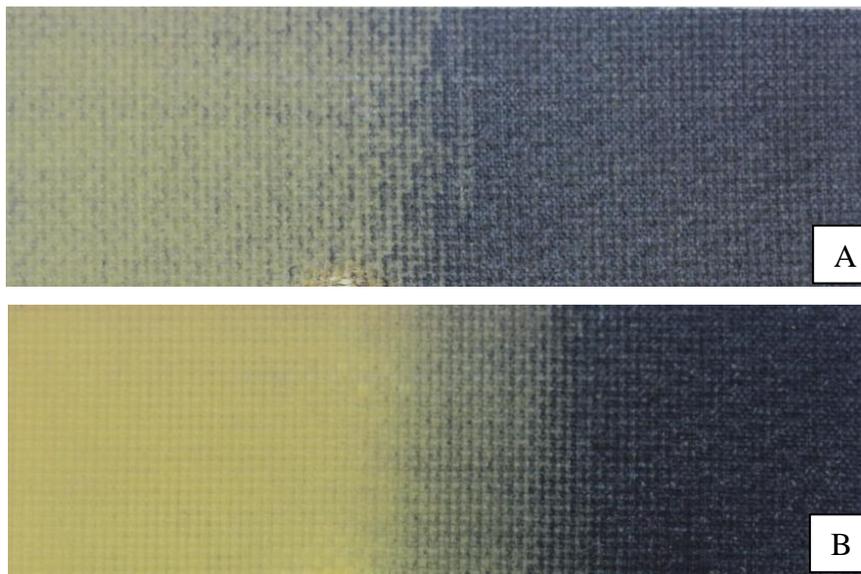


Figura 28. Fotos da superfície rugoso das amostras 5C-H-MFC-0,5, acima, e 5C-H-MFC-0,1, abaixo.

Buscando avaliar o possível efeito sinérgico das NPs quando utilizadas em conjunto, foram utilizados como base, laminados contendo apenas CNTs e apenas GNPs apresentados na Figura 29.

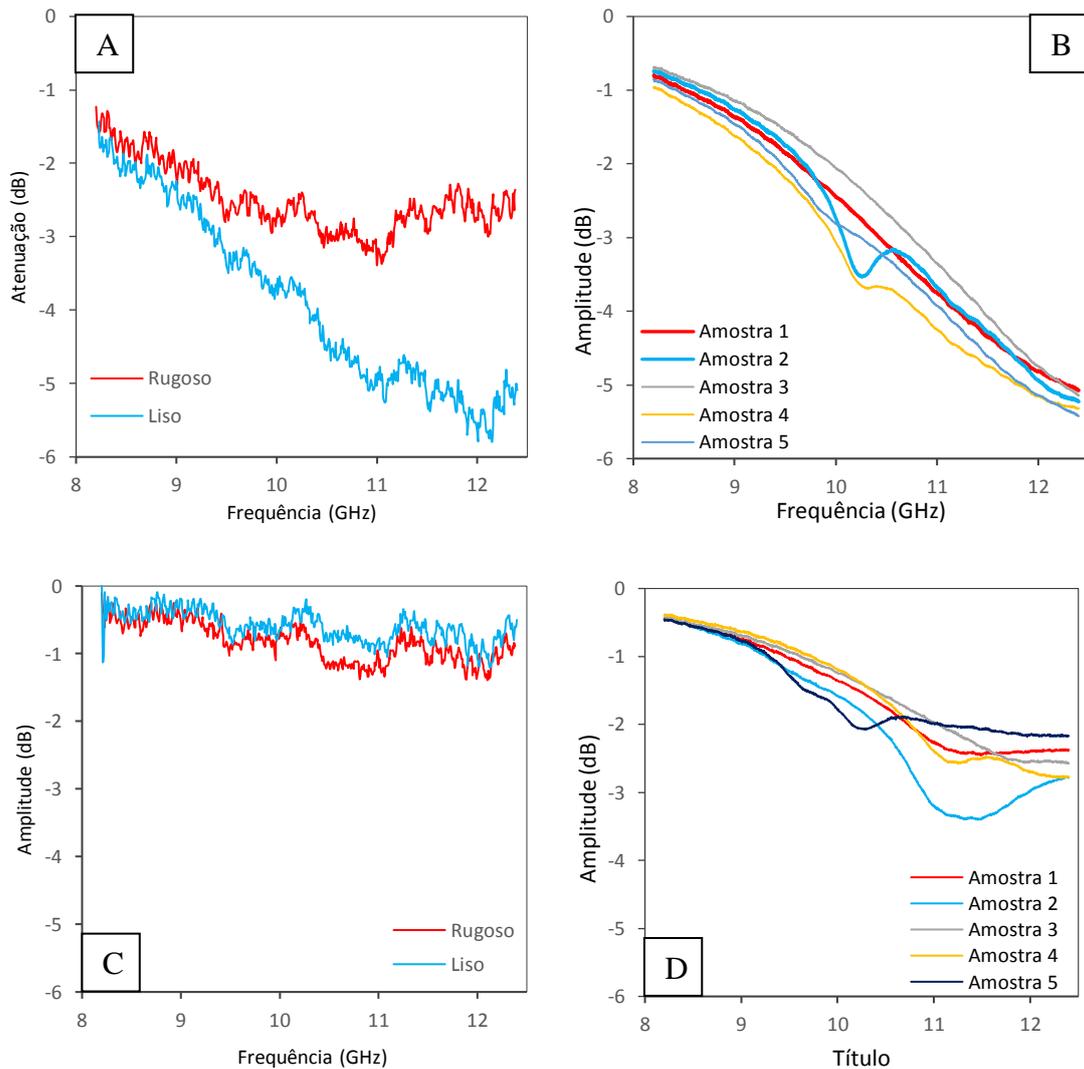


Figura 29. Curvas características refletividade x frequência dos laminados 5C-CNT-TR-0,5 (A e B) e 5C-GNP-TR-0,5 (C e D) para Arco NRL (esquerda) e pelo método de guia de ondas (direita).

O laminado contendo apenas CNTs apresentou atenuação da refletividade bem mais elevada que o laminado contendo apenas GNPs, que se mostraram ineficazes na atenuação nesta concentração pelo método do Arco NRL. Alguns autores reportaram as GNPs como cargas mais eficientes que os CNTs [76], mas as características morfológicas destas partículas podem variar muito de um estudo para o outro. A comparação entre os dois métodos revelou que as GNPs podem apresentar caráter de atenuação, de acordo com o método de guia de ondas. Para ambos os laminados, esse método indica um pico de absorção por volta de 10 GHz.

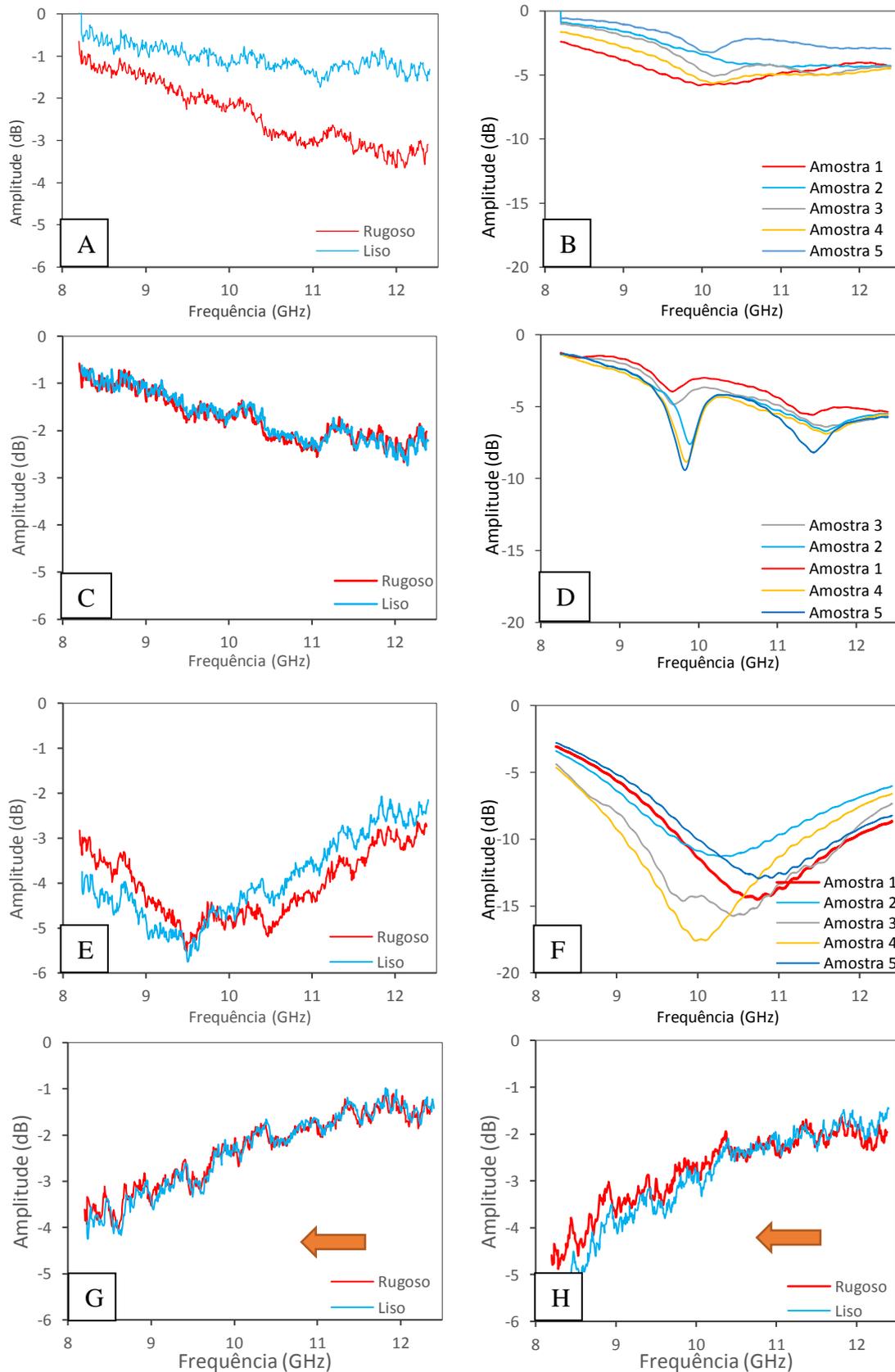


Figura 30. Curvas características refletividade x frequência das amostras de 5C-H-TRL-0,5 (A e B), 5C-H-TR-0,5 (C e D), 5C-H-TR-1,0 (E e F) para Arco NRL (esquerda) e guia de onda (direita) e 8C-H-TR-0,5 (G) e 8C-H-TR-1,0 (H).

Os laminados do Grupo B com NPs de maneira híbrida apresentaram resultados mais interessantes de absorção. A amostra 5C-H-TRL-0,5 teve apenas um dos lados recobertos para verificar se o tratamento dos tecidos poderia ser realizado mais rapidamente (reduzindo pela metade o tempo de recobrimento). Esta amostra apresentou resultados interessantes em absorção, mas houve uma grande variação quando comparados os diferentes lados da amostra pelo método de Arco NRL e uma variação ainda maior quando avaliadas as amostras coletadas de diferentes pontos da placa para o ensaio de guia de ondas. Assim, optou-se por continuar distribuindo o recobrimento nos dois lados do laminado como procedimento padrão. A Figura 30 apresenta as análises de refletividade por Arco NRL e método de guia de ondas das amostras 5C-H-TR-0,5, 5C-H-TR-1,0, 5C-H-TRL-0,5, 8C-H-TR-0,5 e 8C-H-TR-1,0. Todas essas amostras apresentaram boa uniformidade entre os ensaios com a onda incidente de cada lado da amostra. Avaliando a diferença no número de camadas das amostras, nota-se um pequeno aumento na capacidade de absorção das amostras com 8 camadas e uma tendência a deslocar a faixa de atenuação para frequências menores do 8,2 GHz. Assim, estes materiais com maior número de camadas talvez tenham uso futuramente como MARE na faixa de frequência da banda-C também.

Aumentando a concentração das NPs para 2% em massa de fibra, foi possível obter um material com característica de MARE (refletividade menor que - 10 dB) em uma faixa restrita de frequência, como apresentado na Figura 31. Pelo Arco NRL, notou-se uma diferença grande entre os dois lados das amostras e a amostra 5C-H-TR-2,0 apresentou uma tendência à absorção da radiação em frequências mais baixas do que 8,2 GHz, enquanto a amostra 5C-H-TR-DC apresentou um caráter de absorção mais consistente. Pelo ensaio de guia de ondas, a amostra 5C-H-TR-2,0 apresentou menor absorção da radiação, mas uma maior uniformidade entre as amostras testadas, comportamento oposto à amostra 5C-H-TR-DC. A amostra 5C-H-TR-DC apresentou grande heterogeneidade nos resultados obtidos, assim mais 2 amostras foram ensaiadas, mantendo a elevada heterogeneidade. Isto sugere que esta amostra apresentou maior variação e menor uniformidade na distribuição das NPs sobre o tecido. Não houve correlação entre a capacidade de absorção e o local de onde a amostra foi retirada, sendo assim, esta variação não deve ser ocasionada pelo fluxo de resina mas pela heterogeneidade na distribuição das NPs no laminado.

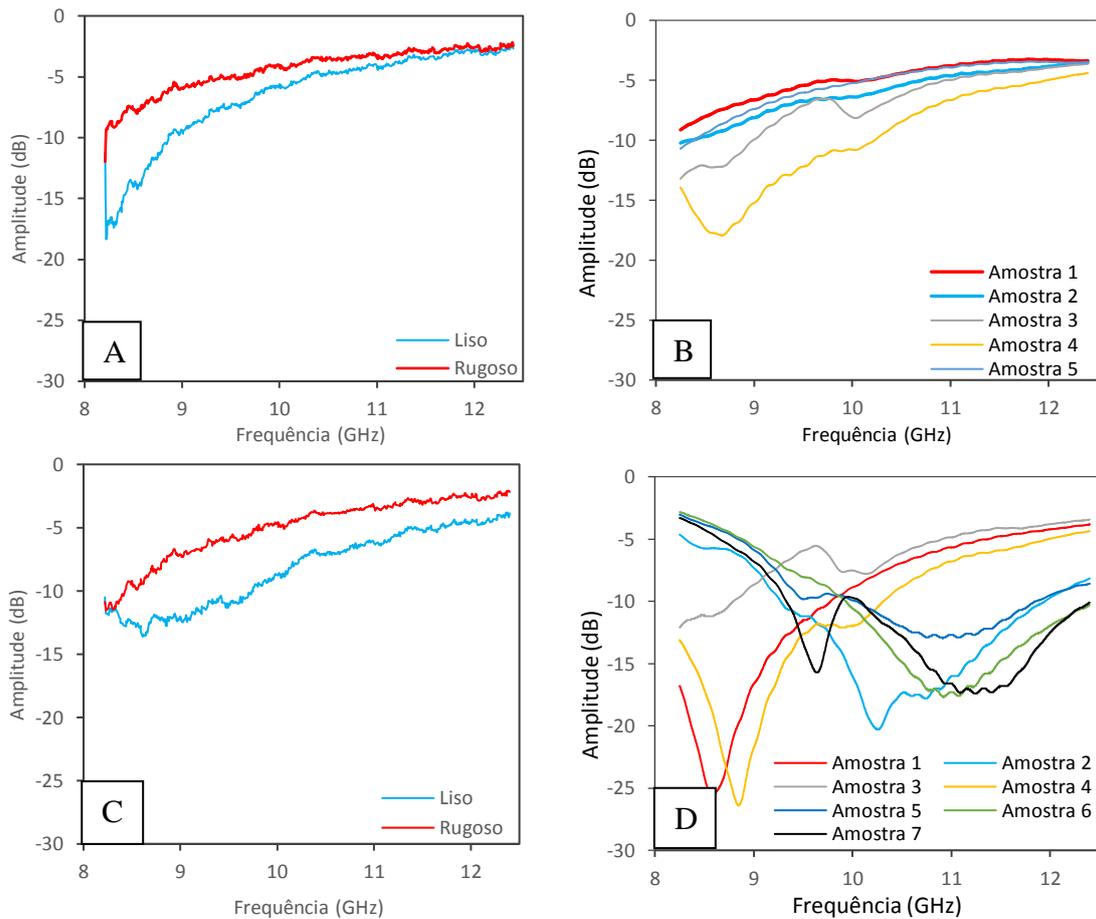


Figura 31. Curvas características refletividade x frequência das amostras 5C-H-TR-2,0 (A e B) e 5C-H-TR-DC (C e D) para os métodos de Arco NRL (à esquerda) e guia de ondas (à direita).

Para descrever o comportamento dos laminados em refletividade, os parâmetros complexos avaliados destes laminados estão apresentados na Figura 32. Avaliando a Figura 32, nota-se um aumento do coeficiente ϵ' com o aumento da concentração de NPs. A variação que eventualmente ocorre nos parâmetros está relacionada à diferença nos mecanismos de perda com a variação da frequência. Para frequências mais baixas, a perda é determinada pela condutância de fuga e a perda é independente da frequência. Para frequências mais altas, como na faixa de microondas, os mecanismos predominantes são a perda por relaxamento na polarização e perda por condutância elétrica [59].

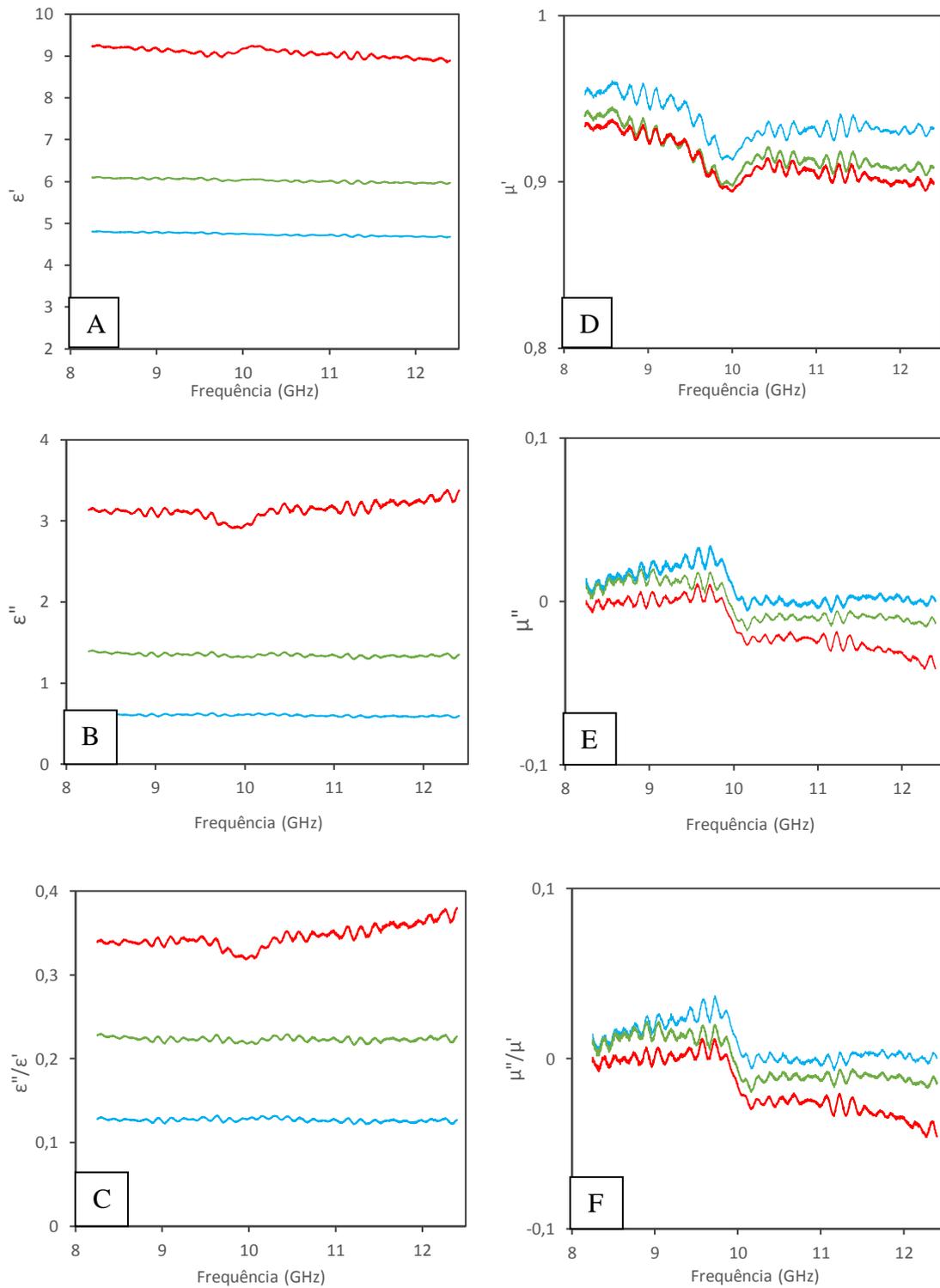


Figura 32. Gráfico dos parâmetros ϵ' (A), ϵ'' (B), ϵ''/ϵ' (C), μ' (D), μ'' (E) e μ''/μ' (F) com a frequência, para as concentrações de 0,5% (azul), 1% (verde) e 2% (vermelho).

O modelo de Nicolson-Ross para estimativa dos parâmetros é sensível a espessura do material analisado. A literatura apresenta diversos artigos científicos que realizam diferentes aferições com diferentes espessuras de material, afim de obter uma

curva suave, com poucas oscilações, que possibilite a estimativa confiável dos parâmetros eletromagnéticos. Os resultados aqui encontrados demonstram que os laminados ensaiados, coincidentemente, possuem a espessura necessária para obtenção da curva ideal do modelo. Nota-se que a curva de 2% é a que apresenta leves oscilações, o que sugere que para medição em níveis de concentração superiores provavelmente necessitará de uma avaliação específica da espessura do material.

5.2 ENSAIOS DE IMPACTO

5.2.1 DROP WEIGHT

Os ensaios de *drop weight* forneceram curvas de força x deslocamento, força x tempo e energia x tempo características que estão apresentadas na Figura 33 para a amostra 5C-0. Os resultados sugerem que a amostra que sofreu o impacto de 30 J apresentou um comportamento característico do segundo caso descrito na seção 3.2, ou seja, a energia de impacto foi suficiente para penetrar a amostra, no pico de força de 5723 N, ocasionando uma deflexão máxima de 0,011 m, mas não foi suficiente para perfurá-la totalmente. Já o impacto com 70 J ocasionou a perfuração total da amostra, com um pico de força de 7828 N, por isto foi realizado o corte nos dados delimitando apenas a porção significativa do ensaio e não foi possível estimar o deslocamento máximo da amostra.

A força F_H apresentou os valores de 423 N e 537 N para as energias de 30 e 70 J, respectivamente. Estes valores foram próximos, se considerada a grande diferença entre as duas energias de impacto. Isto é esperado visto que, como apresentado por diversos autores, esta característica está fortemente relacionada com as propriedades do material e sua espessura [77], [78]. Também é possível notar que antes do pico de F_H a curva apresenta uma inclinação bem mais elevada, ou seja, o material é mais rígido e após esta inclinação decai, mantendo-se quase constante até o pico F_{MAX} . Isto ocorre porque antes deste ponto, o material se encontra intacto (mais rígido), e após este primeiro pico de força ocorre a redução da sua rigidez devido ao dano das camadas.

A rigidez à flexão (S) do material também foi estimada usando as duas energias, sendo de 550 N/mm e 662 N/mm, respectivamente, ou seja, apresentou um leve aumento com o aumento da energia de impacto. Estudos indicam que este parâmetro não costuma apresentar grande variação com a mudança na energia de impacto, mas neste caso a

variação pode estar associada com a grande diferença entre as duas energias. A realização de outros ensaios com diferentes níveis de energia poderia indicar melhor o comportamento do material.

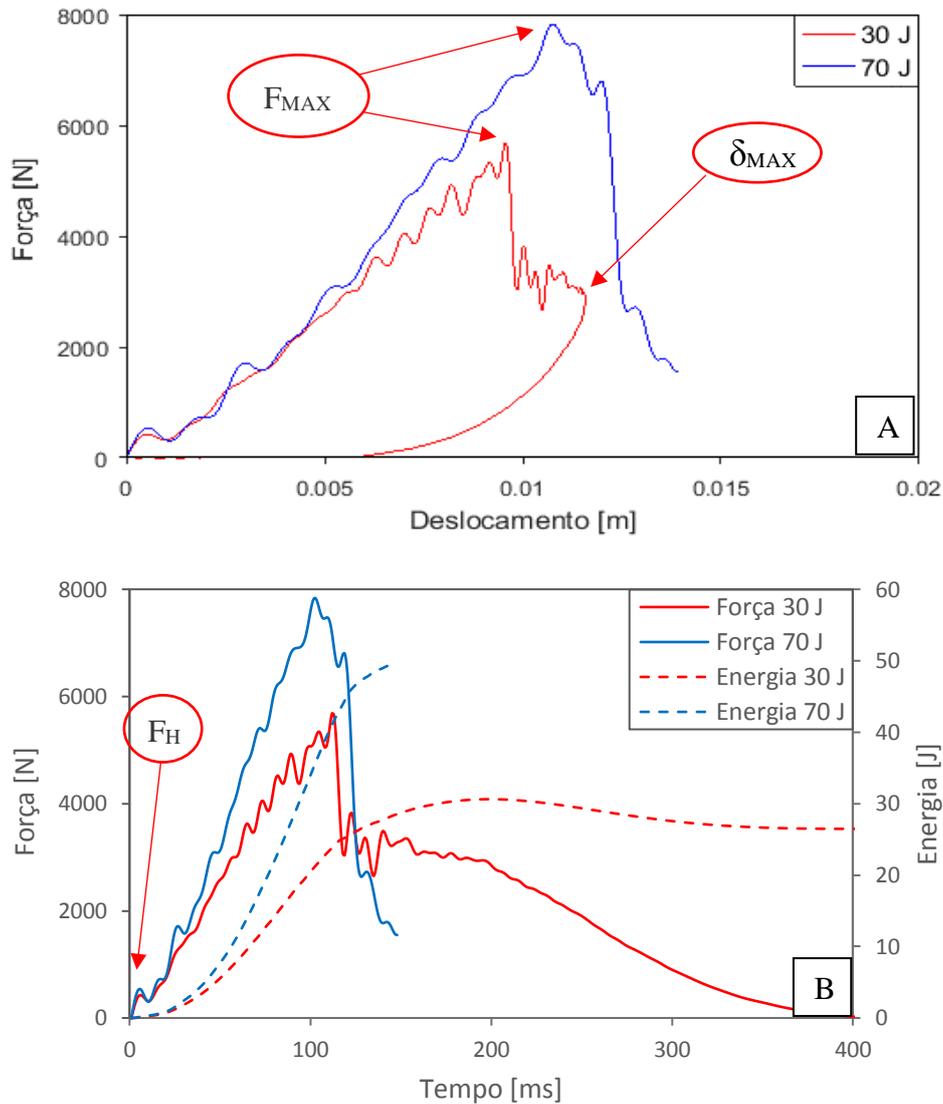


Figura 33. Curvas força-deslocamento (A) e força-tempo e energia-tempo (B) da amostra 5C-0.

As curvas de energia x tempo apresentadas na Figura 33 indicam o mesmo tipo de dano discutido na Figura 5, onde a região de início do platô na curva para impacto de 30 J indica o momento onde ocorre a perda de contato entre o impactador e a amostra, demonstrando assim a energia dissipada pela amostra [79]. A grande proximidade entre E_A e E_I no impacto de 30 J indica que esta energia está próxima do limite máximo da

energia suportado pelo laminado até ocorrer a perfuração. A diferença entre E_I e E_A é descrita como a energia elástica (E_E) devolvida ao impactador durante o contato entre a sua ponta e a superfície da amostra. Para o caso do impacto com energia de 70 J, não houve energia elástica, pois o impactador perfurou a amostra, e a energia de impacto foi totalmente absorvida durante sua perfuração, sendo posteriormente, dissipada durante o atrito do impactador com a lateral do furo causado no laminado.

É possível avaliar melhor o dano sofrido pela amostra em ambos os casos ao se analisar as fotografias das faces das amostras e da seção transversal dos laminados após o impacto, apresentadas na Figura 34. No impacto com 30 J, a amostra sofreu penetração do impactador mas resistiu a perfuração total do mesmo. É visível que no impacto de 70 J ocorreu grande dano no laminado, com rompimento de uma grande porção das fibras do tecido, ao contrário do que aconteceu no impacto de 30 J.

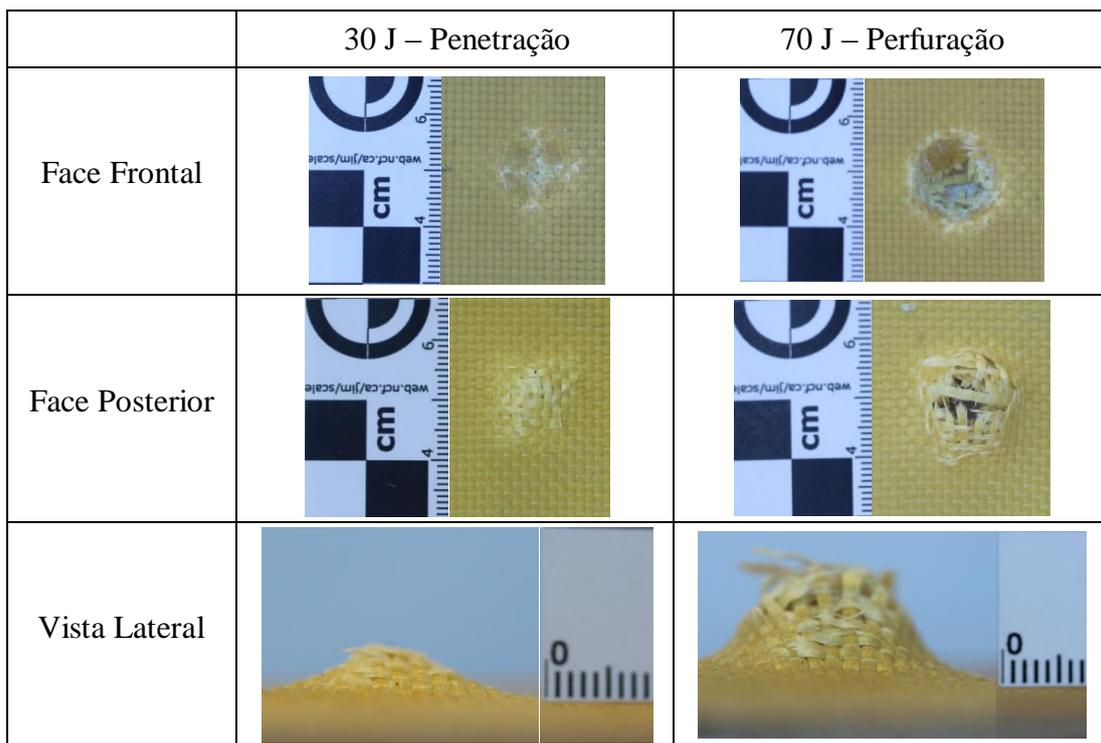


Figura 34. Fotografias das amostras 5C-0 após o impacto com a escala em cm.

As curvas características de força x deslocamento (A), força x tempo e energia x tempo (B) obtidas para as amostras 4C-PF-0,5 estão apresentadas na Figura 35.

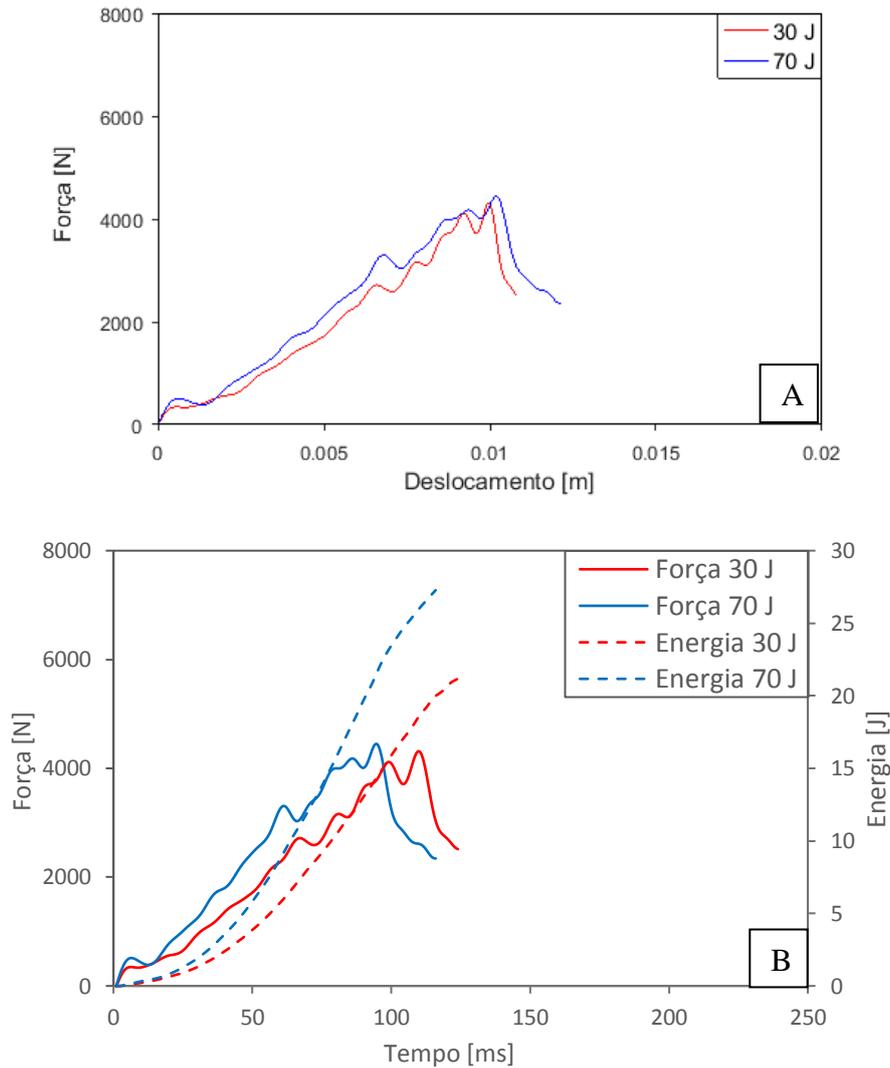


Figura 35. Curvas força-deslocamento (A) e força-tempo e energia-tempo (B) para a amostra 4C-PF-0,5.

A amostra 4C-H-PF-0,5 apresentou os piores resultados em resistência ao impacto nos ensaios de *drop weight*, ocorrendo perfuração do laminado mesmo para a energia de 30 J. O pico de força e a força de Hertzian se mantiveram próximos para as duas energias testadas, como descrito na literatura. Assim, notou-se que a camada central preenchida com resina e NPs não promoveu a resistência do material. Provavelmente devido à camada central atuar como um núcleo frágil e denso (acúmulo de resina). Entretanto, seria necessário ensaiar laminados com apenas 4 camadas de tecido para verificar a influência da camada central, e laminados com a camada central sem NPs, o que não pertence ao escopo deste trabalho. Já que este material também não apresentou propriedades eletromagnéticas atrativas, e houve problemas de processamento (NPs

muito concentradas em uma única camada, e irregularidade na espessura do laminado) esta configuração de laminado foi descontinuada neste trabalho.

A Figura 36 apresenta as curvas características de força x deslocamento (A) e energia x tempo (B) para as amostras com 5 camadas do grupo A. Nota-se uma tendência ao aumento da energia dissipada pelas amostras contendo NPs, como se vê pelo aumento expressivo na deflexão dessas amostras. No entanto, as amostras com NPs apresentaram comportamento bastante similar entre si. Assim, é possível presumir que as NPs afetaram o processo de infiltração da resina, como apontado anteriormente na Figura 28,.

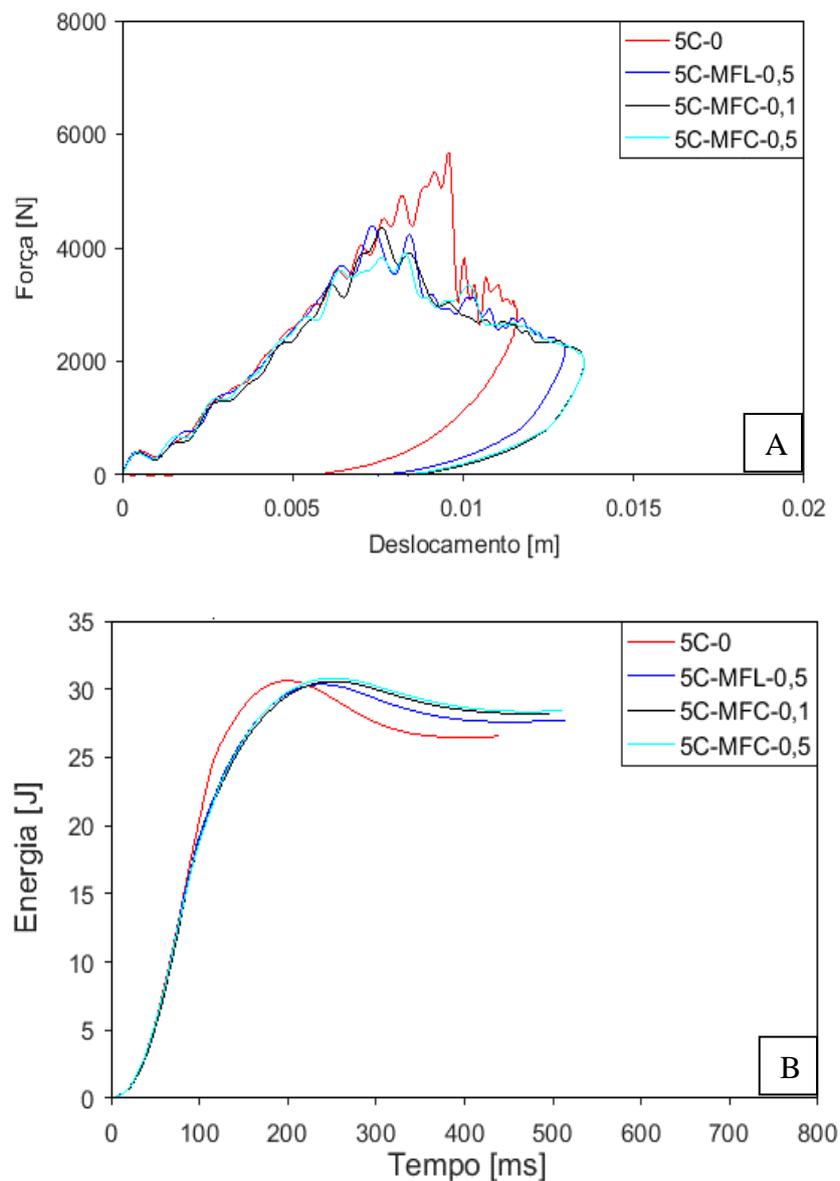


Figura 36. Curvas de força x deslocamento (A) e energia absorvida (B) das amostras com 5 camadas do Grupo A com impacto de 30 J.

O dano que estas amostras sofreram após o impacto, como pode ser observado nas fotografias apresentadas na Figura 37, foi muito parecido, e as três amostras apresentaram dano mais elevado que a amostra sem as NPs (Figura 37), o que condiz com uma energia absorvida mais elevada. Devido à elevada heterogeneidade destas amostras, futuros ensaios podem avaliar a resistência ao impacto em diferentes amostras obtidas de um mesmo laminado.

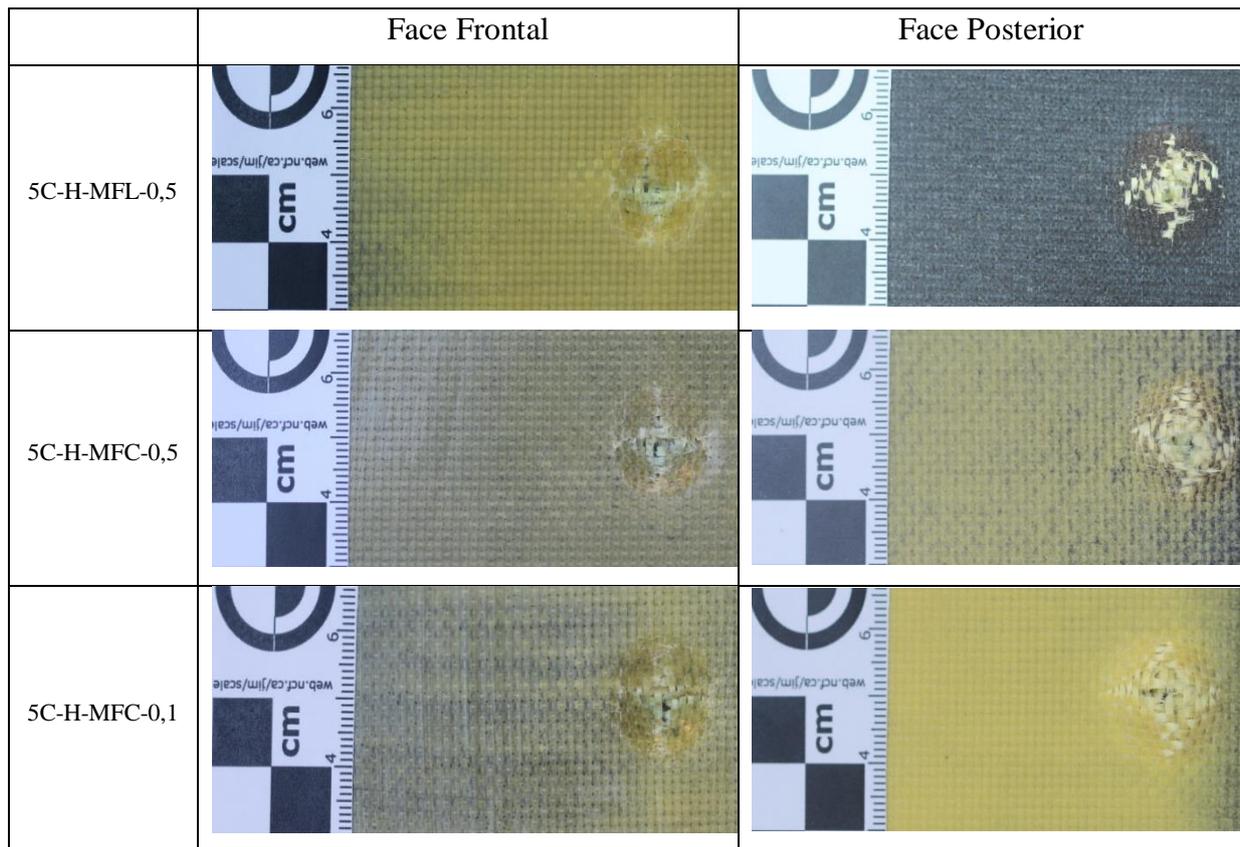


Figura 37. Fotografias dos laminados do Grupo A.

A Figura 38 apresenta as curvas características de força x deslocamento e energia x tempo das amostras do Grupo A com impacto de 70 J. Nota-se novamente que o laminado produzido sem as NPs apresentou comportamento superior aos processados com as NPs dispersas na resina, que foram bem similares entre si. Todas as amostras do Grupo A foram perfuradas totalmente com uma energia de impacto de 70 J, como observado na Figura 38, sendo esta energia superior ao limiar de energia que o material consegue absorver.

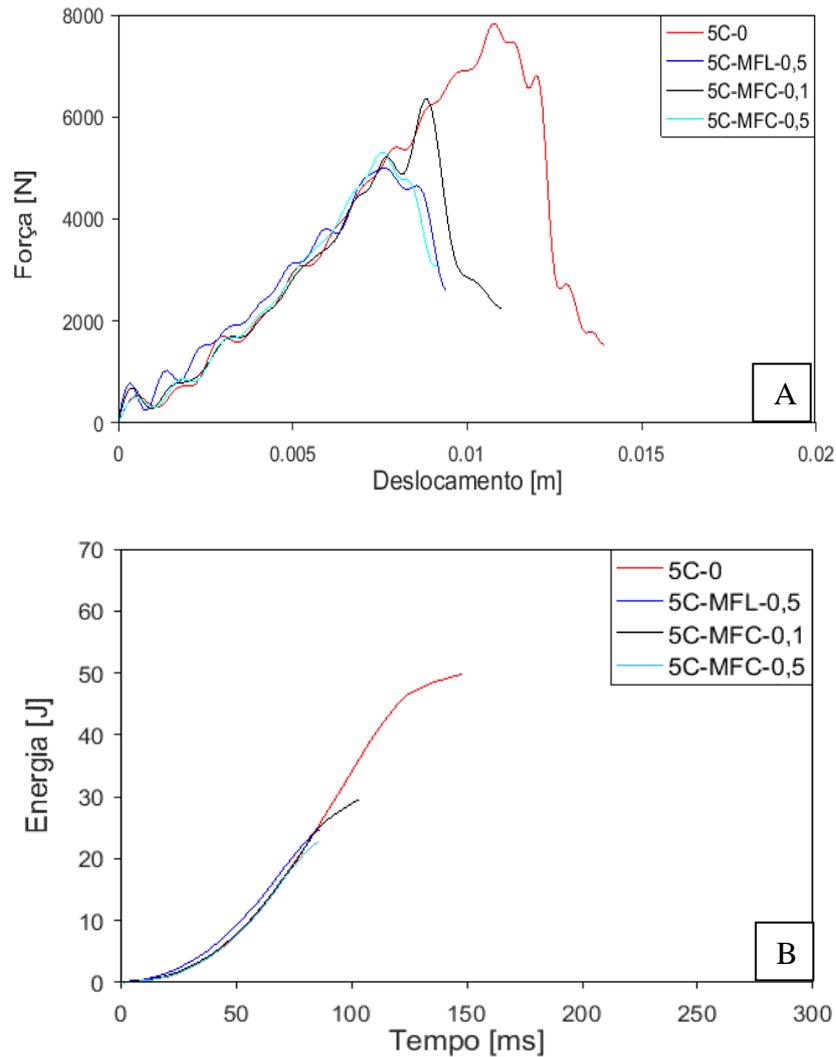


Figura 38. Curvas força-deslocamento (A) e energia-tempo (B) das amostras de 5 camadas do grupo A com impacto de 70 J.

A Tabela 6 apresenta os dados de força F_H e F_{MAX} , o parâmetro S , e as energias E_I e E_A para estas amostras extraídos das curvas. Não foi possível estimar δ_{MAX} nem C_t significativos devido ao dano destas amostras. Para uma mesma energia de impacto, não houve mudança significativa nos parâmetros F_H , F_{MAX} e S com a presença das NPs, reforçando que estes parâmetros estão mais relacionados com o número de camadas e as propriedades do material. Com o aumento da energia de impacto, houve aumento também nos parâmetros de força F_H e F_{MAX} e na rigidez à flexão (S), que estão comumente relacionados às propriedades intrínsecas do material. Isto denota que a resposta dinâmica do material variou com o nível de energia.

Tabela 6. Dados extraídos dos ensaios de *drop weight* das amostras do Grupo A.

Energia	Amostra	F_H (N)	F_{max} (N)	S	E_I (J)	E_A (J)	E_E (J)
30 J	5C-0	425,5	5657,81	550,67	30,62	26,47	4,14
	5C-H-MFL-0,5	418,3	4396,76	528,48	30,35	27,60	2,74
	5C-H-MFC-0,1	391,1	4348,3	507,6	30,57	28,21	2,36
	5C-H-MFC-0,5	396,4	3916,4	492,91	30,81	28,36	2,45
70 J	5C-0	537,6	7828,8	662,48	69,91	49,79	-
	5C-H-MFL-0,5	786,5	5007,6	627,23	70,22	24,88	-
	5C-H-MFC-0,1	690,9	6351,1	615,31	70,29	29,66	-
	5C-H-MFC-0,5	503,1	5310,5	614,23	67,20	22,80	-

A Figura 39 apresenta as curvas força x deslocamento e energia x tempo para as amostras de 5 camadas do Grupo B.

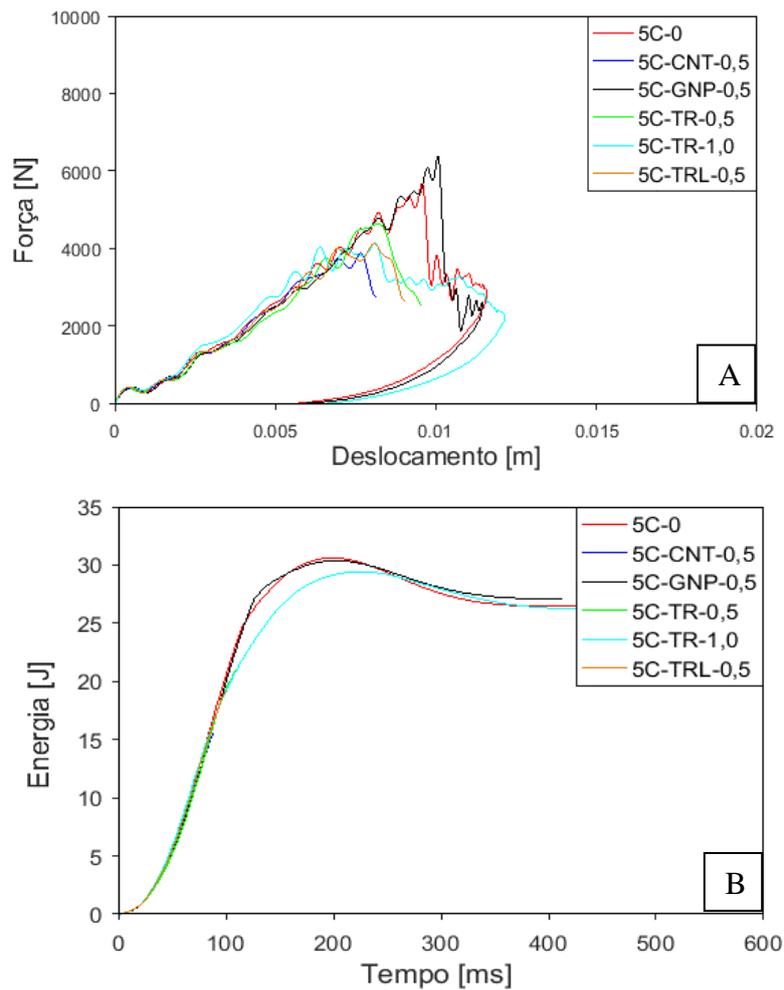


Figura 39. Curvas força x deslocamento (A) e energia x tempo (B) para as amostras.

A única amostra contendo NPs que apresentou dano similar à amostra 5C-0 foi a 5C-GNP-TR-0,5, todas as outras amostras apresentaram comportamentos inferiores. A amostra 5C-H-TR-1,0 foi a única que resistiu à completa perfuração pelo impactador, porém sofrendo um dano bem mais elevado, com um menor pico de força e com maior δ_{MAX} do laminado.

A Figura 40 apresenta as fotografias das faces frontal e posterior das amostras após o ensaio de *drop weight*, para avaliação do dano.

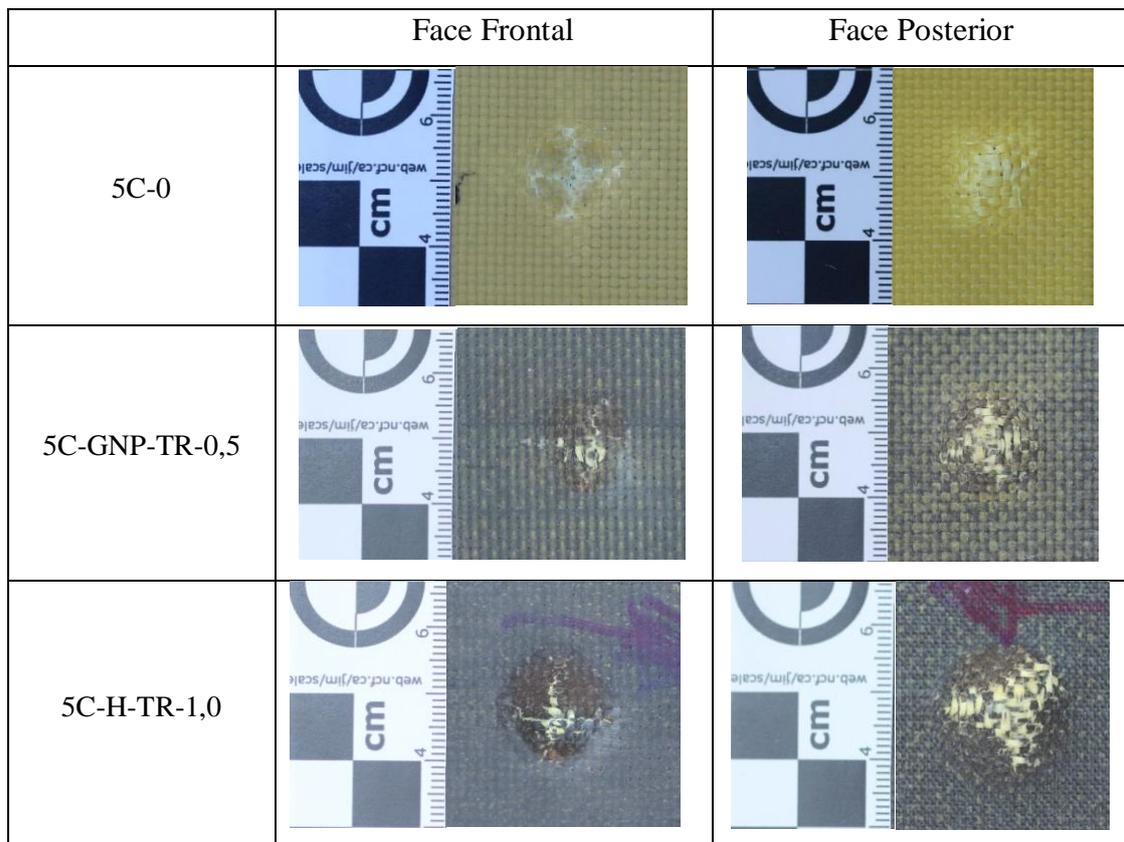


Figura 40. Dano sofrido pelas amostras 5C-0, 5C-GNP-TR-0,5 e 5C-H-TR-1,0 após impacto de 30 J.

Todas as amostras do Grupo B ensaiadas com 30 J apresentaram comportamento similar e perfuração do laminado com rompimento de fibras. Além disso, notou-se uma variação na F_{MAX} apresentada pelo laminado. A Figura 41 apresenta as curvas de força x deslocamento e de energia x tempo das amostras do grupo B com 5 camadas no ensaio de 70 J.

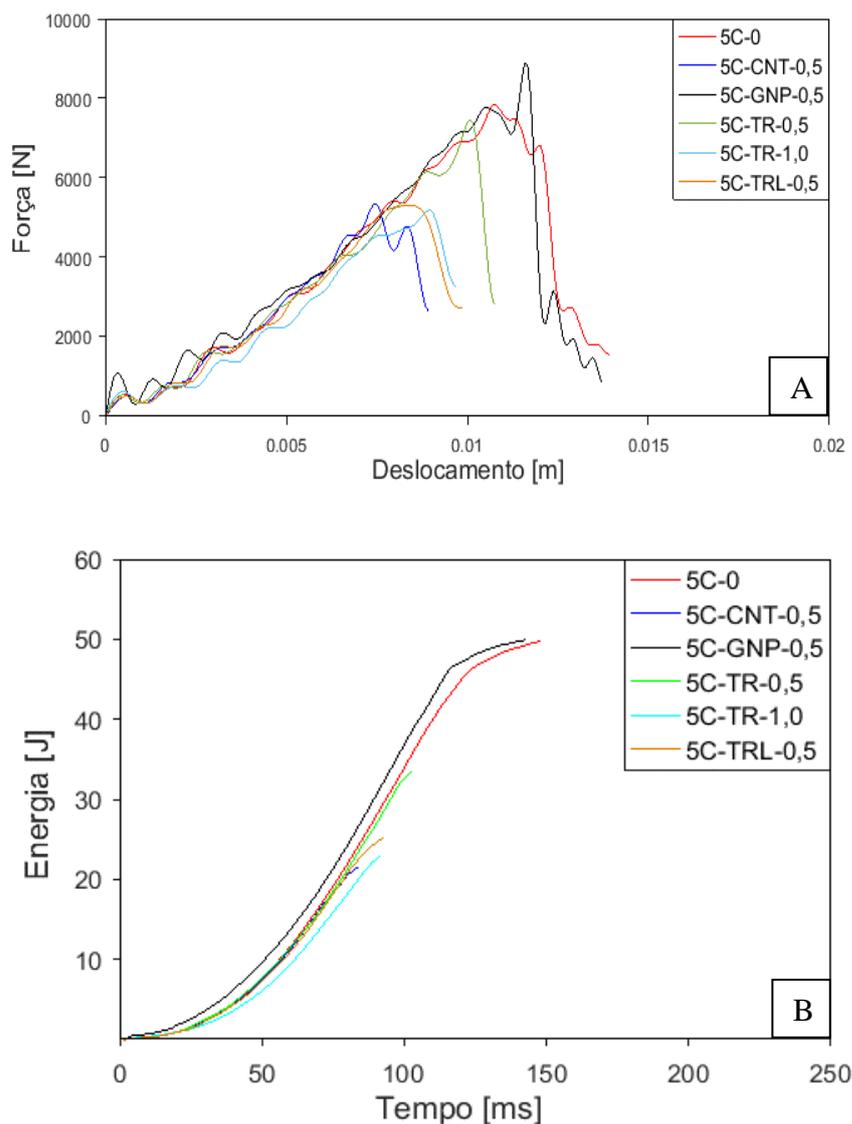


Figura 41. Curvas força x deslocamento (A) e energia x tempo (B) para as amostras com 5 camadas (impacto de 70 J).

A Tabela 7 apresenta os resultados do ensaio de *drop weight* dos laminados do Grupo B. Os laminados produzidos com GNPs foi o que apresentaram F_{MAX} mais elevada, seguidos da amostra 5C-0 para as duas energias ensaiadas. O valor do parâmetro S não apresentou variação significativa com a presença das NPs, corroborando que este parâmetro é mais influenciado pela espessura do material do que pela presença de NPs. Também não foi possível estimar δ_{MAX} e C_t para energia de impacto de 70 J para as amostras com 5 camadas.

Tabela 7. Dados extraídos dos ensaios de *drop weight* das amostras do Grupo B.

Amostra	Energia	F _H (N)	F _{max} (N)	S (kN/m)	δ _{MAX} (m)
5C-0	30 J	425,47	5657,81	550,67	0,0116
5C-CNT-TR-0,5		380,29	3880,43	505,49	0,0081
5C-GNP-TR-0,5		431,80	6392,70	559,45	0,0114
5C-H-TR-0,5		418,86	4637,78	525,59	0,0095
5C-H-TR-1,0		434,60	4148,12	538,33	0,0121
5C-H-TRL-0,5		421,45	4129,89	596,62	0,009
5C-0	70 J	537,61	7828,8	662,48	-
5C-CNT-0,5		490,43	5337,14	608,19	-
5C-GNP-0,5		1083,75	8896,26	683,48	-
5C-H-TR-0,5		521,33	7456,86	636,25	-
5C-H-TR-1,0		598,47	5176,08	542,1	-
5C-H-TRL-0,5		488,20	5288,47	510,34	-

A Tabela 8 apresenta a energia de impacto experimental e a energia absorvida pelas amostras.

Tabela 8. Energias de impacto, absorvida e devolvidas pelas amostras de 5 camadas do Grupo B.

Amostra	E _I (J)	E _A (J)	E _E (J)
5C-0	30,62	26,47	4,14
	69,91	49,79	-
5C-CNT-0,5	29,82	15,65	-
	66,42	21,59	-
5C-GNP-0,5	30,38	27,09	3,29
	72,56	49,90	-
5C-H-TR-0,5	30,22	21,14	-
	68,91	33,47	-
5C-H-TR-1,0	29,43	26,22	3,21
	66,29	62,29	-
5C-H-TRL-0,5	30,8	19,27	-
	67,92	25,28	-

A Figura 42 apresenta as curvas força - deslocamento, força - tempo e energia - tempo para a amostra de 8 camadas para as 3 energias utilizadas nos ensaios. Os ensaios

indicam claramente os 3 comportamentos característicos descritos na seção 3.2. No ensaio com 30 J, a amostra retornou boa parte da energia do impacto, sem ocorrer penetração significativa no laminado. Já no ensaio com 45 J, o laminado apresentou maior dano e um comportamento característico do segundo caso, com energia absorvida muito próxima da energia de impacto. Enquanto no impacto com 70 J a amostra foi totalmente perfurada.

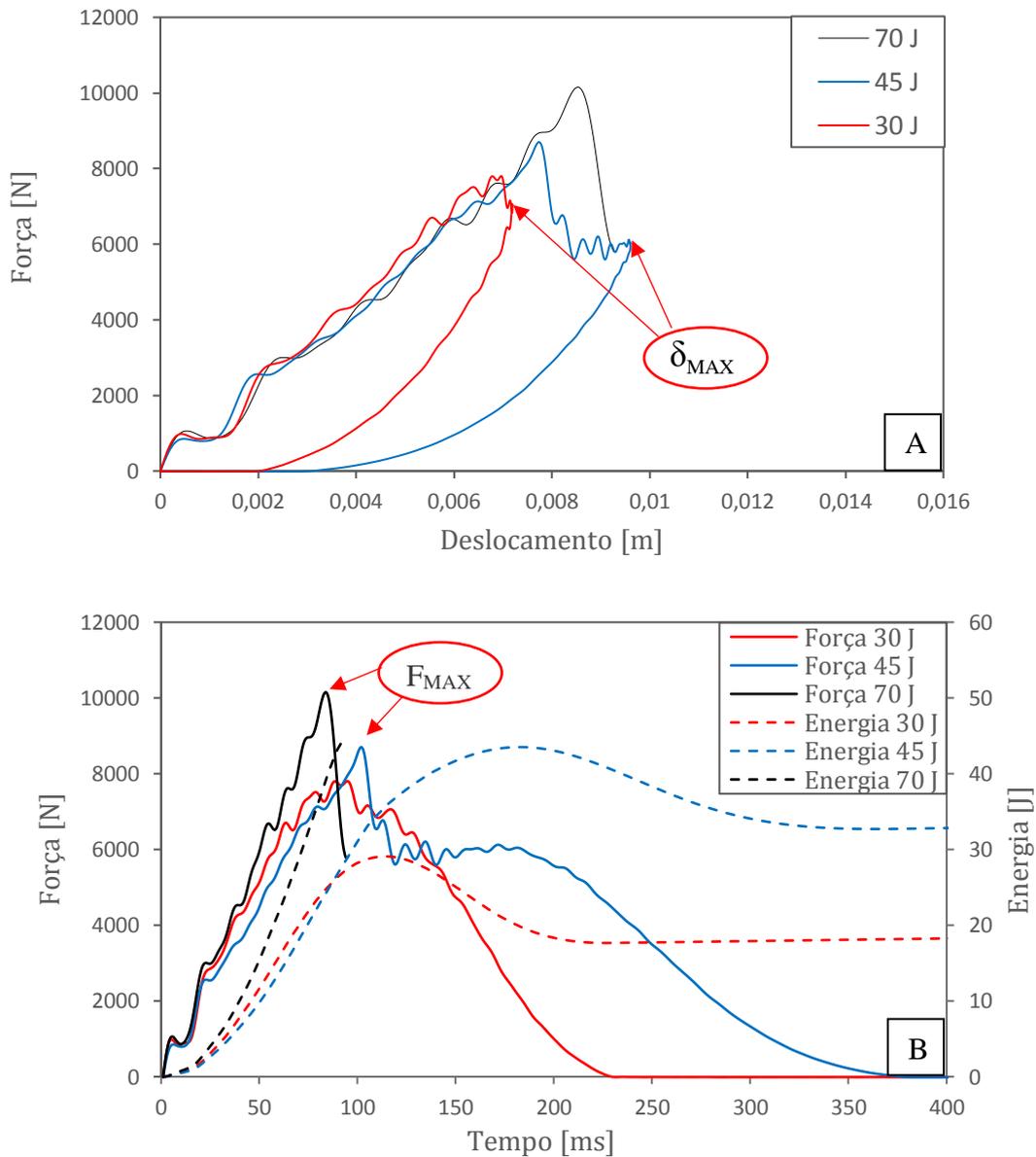


Figura 42. Curvas força x deslocamento (A) e força x tempo e energia x tempo (B) da amostra 8C-0.

A delaminação e a fratura da matriz entre as camadas são os principais mecanismos de falha para energias mais baixas, mas a ruptura das fibras passa a ser o mecanismo dominante de absorção de energia com o aumento da energia de impacto. Isto pode ser verificado avaliando o dano nas faces frontal e posterior dos laminados após os ensaios, como mostra a Figura 43.

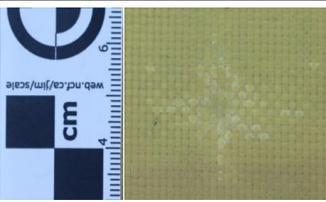
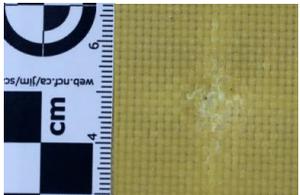
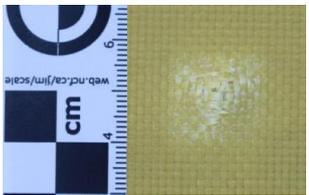
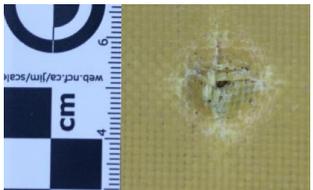
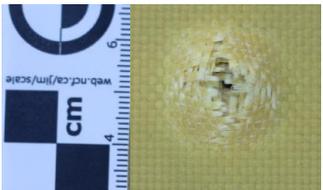
	Face Frontal	Face Posterior
30 J Ricocheteio		
45 J Penetração		
70 J Perfuração		

Figura 43. Fotos do dano após ensaio com energias de 30, 45 e 70 J.

Conforme esperado, o pico de força F_{MAX} cresce com o aumento da energia de impacto, até que ocorra a perfuração do laminado. Observando as curvas força x deslocamento, determinou-se as forças F_H , F_{MAX} e δ_{MAX} . Para as amostras com 8 camadas nota-se uma significativa diferença entre a energia absorvida na presença das NPs, sendo que a amostra sem a presença das NPs foi a que mais dissipou energia, associado com maior dano permanente do material. Para os ensaios com 70 J, as amostras sem NPs e a amostra com 2% falharam com penetração da amostra, enquanto que as amostras 8C-TR-1,0 e 8C-TR-DC apresentaram comportamentos extremamente semelhantes. A Figura 44 apresenta os picos de força de impacto e energia absorvida pelos laminados com 8 camadas nas energias de impacto de 45 e 70 J.

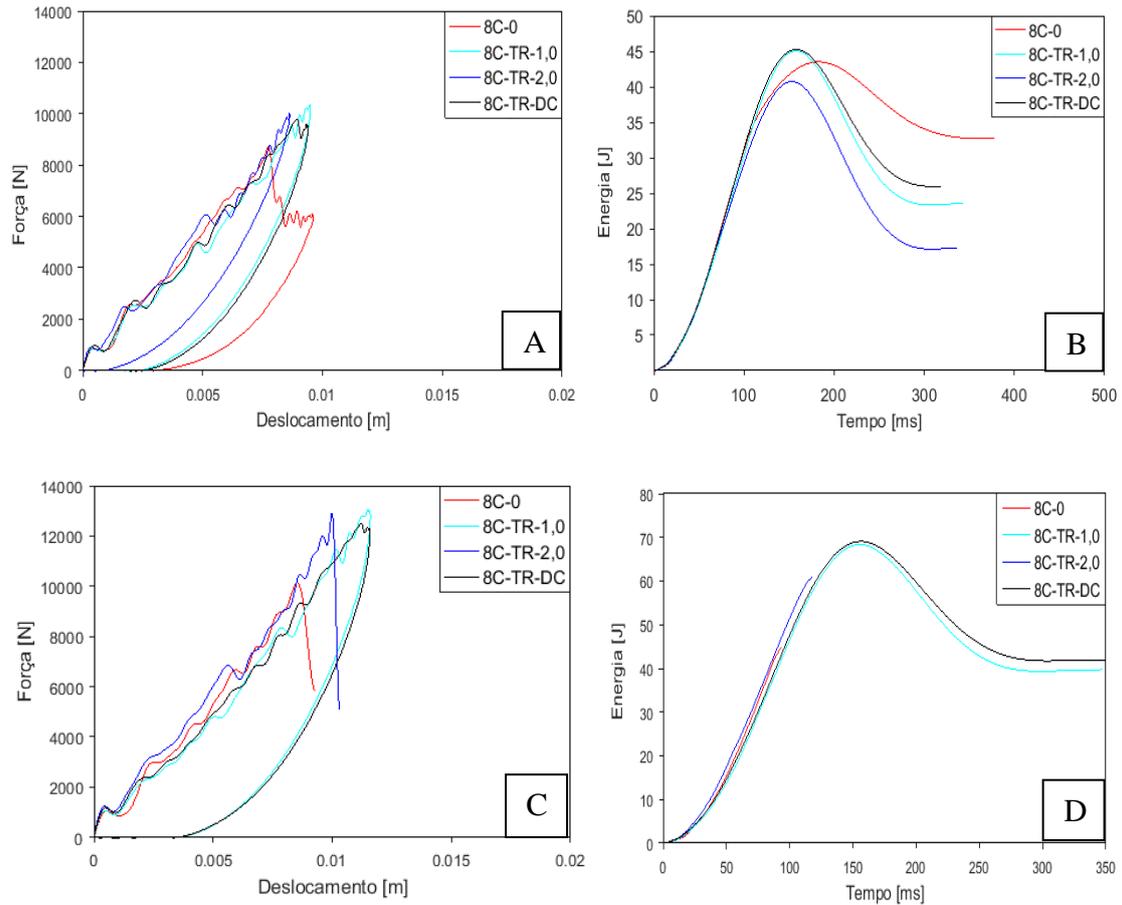


Figura 44. Gráfico da força de impacto para a energia de impacto de 45 J (A) e 70 J (C) e energia absorvida com impacto de 45 J (B) e 70 J (D) pelas amostras com 8 camadas.

Devido à semelhança entre o comportamento das amostras com 1% e DC, acredita-se que a variação da distribuição das NPs, mas mantendo a mesma concentração total, através das camadas não apresentou grande influência com relação às propriedades de impacto. O fato do aumento da concentração das NPs ter prejudicado a performance do laminado sugere uma dificuldade maior na dispersão homogênea das NPs, assim apenas uma pequena quantidade de NPs realmente contribuiu na absorção de energia. Uma queda na performance com o aumento de concentração de NPs também é descrito na literatura, como Rahman [80]. As energias de impacto, absorvida e elástica das amostras com 8 camadas estão apresentadas resumidamente na Tabela 9. A Tabela 10 apresenta as energias de impacto experimentais e a energia absorvida pelos laminados com 8 camadas.

Tabela 9. Dados dos ensaios de *drop weight* para as amostras com 8 camadas.

Energia Teórica	Amostra	F_H (N)	F_{max} (N)	S	δ_{MAX} (m)
30 J	8C-0	977,47	7803	1145,4	0,0072
	8C-H-TR-2,0	1105,37	8643,92	1216,6	0,0070
	8C-H-TR-DC	1016,45	7295,83	940,06	0,0079
45 J	8C-0	849,89	8701,95	1068,4	0,0096
	8C-H-TR-1,0	863,07	10360,26	1042,4	0,0095
	8C-H-TR-2,0	921,97	10024,12	1106,5	0,0086
	8C-H-TR-DC	984,58	9802,85	1053	0,0094
70 J	8C-0	1054,53	10150,15	1107	0,0149
	8C-TR-1,0	1076,07	13052,82	1069,2	0,0117
	8C-TR-2,0	1260,35	12897,14	1176,2	0,0103
	8C-TR-DC	1181,77	12523,87	1065,8	0,0116

Tabela 10. Energias de impacto, absorvida e devolvidas pelas amostras de 8 camadas.

Amostra	E_I (J)	E_A (J)	E_E (J)
8C-0	43,51	32,70	10,81
	69,43	45,09	-
8C-TR-1,0	45,06	23,37	21,68
	68,37	39,34	29,03
8C-TR-2,0	40,74	17,12	23,62
	68,83	60,83	-
8C-TR-DC	45,26	25,97	19,29
	69,09	41,73	27,36

Observando-se as fotos das seções transversais apresentadas na Figura 45, nota-se uma expressiva diferença no comportamento destas amostras, onde a amostra sem nanocargas foi perfurada pelo impactador nas energias de 45 e 70 J, enquanto que as amostras com NPs, não sofreram danos tão significativo para o impacto com energia de 45 J. Já no ensaio com 70 J, apenas a amostra com gradiente de concentração de NPs resistiu ao impacto sem sofrer penetração total (Figura 45 (D)).

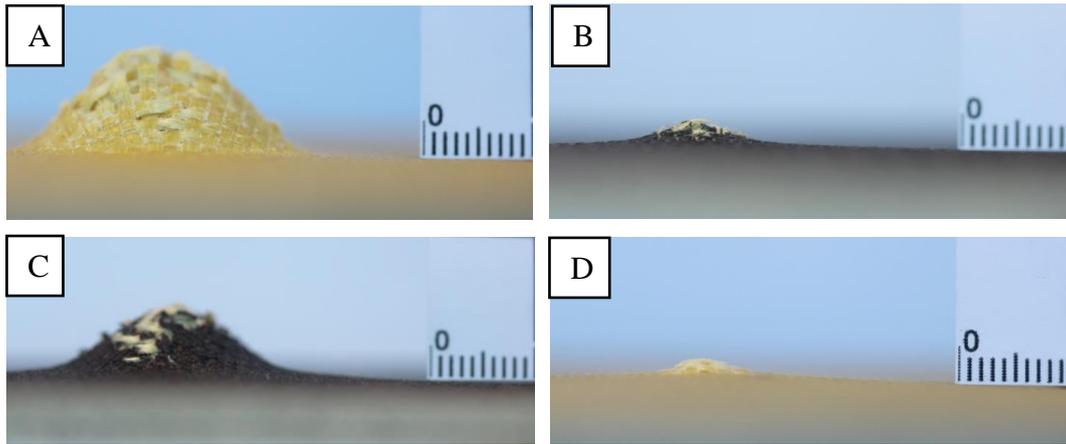


Figura 45. Fotos das secções transversais das amostras ensaiadas com 70 J de energia, (A) 8C-0; (B) 8C-TR-1,0; (C) 8C-TR-2,0 e (D) 8C-TR-DC.

Devido à uma falha na liberação do impactador durante o ensaio, os dados do teste da amostra 8C-TR-0,5 com energia de 70 J foram invalidados, não podendo ser apresentados neste trabalho.

5.2.2 ENSAIOS BALÍSTICOS

A Figura 46 apresenta o gráfico das velocidades dos projéteis 9 mm no momento do impacto com o laminado e após perfurar os laminados do grupo C. Assim é possível calcular a energia de impacto absorvida pelo laminado.

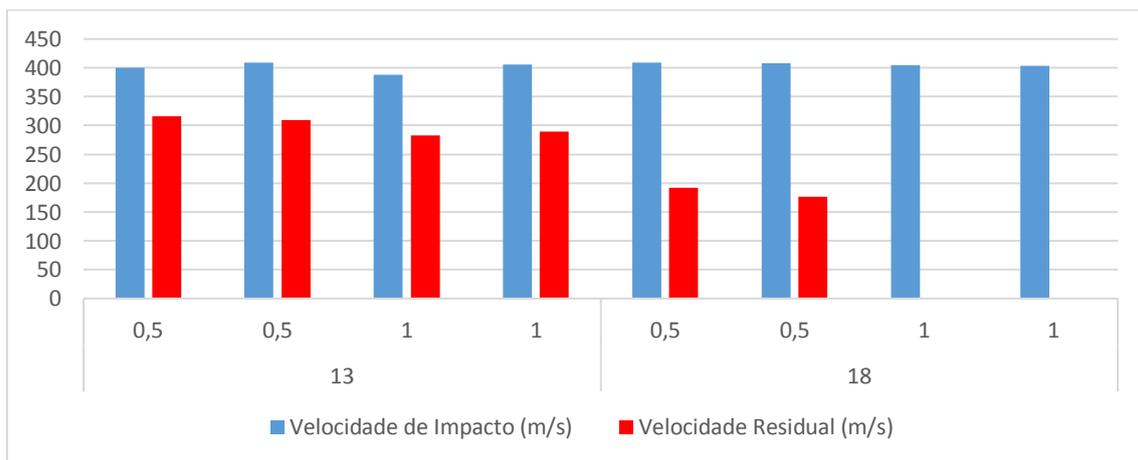


Figura 46. Velocidade dos projéteis no momento do impacto e após perfuração.

Os valores reportados na literatura para compósitos Kevlar/epóxi submetidos à impactos balísticos condizem com os encontrados neste trabalho. As amostras com 0,5%

demonstraram um decréscimo na resistência com relação ao material sem NPs. Enquanto os laminados com 1% de NPs apresentaram uma melhora significativa na resistência ao impacto propriedades, para as amostras de 18 camadas, que foram capazes de reter completamente o projétil. A energia absorvida por cada laminado está apresentada na Tabela 11.

Tabela 11. Energia absorvida pelos laminados.

Laminado	Camadas	Energia Absorvida (J)
13C-TR-0,5	13	223,14
13C-TR-0,5		267,07
13C-TR-1,0		260,65
13C-TR-1,0		300,73
18C-TR-0,5	18	482,40
18C-TR-0,5		502,88
18C-TR-1,0		605,54
18C-TR-1,0		604,46

A Figura 47 apresenta as seções transversais dos laminados de 13 camadas após o ensaio balístico e a Figura 48 apresenta as análises por raio-X das faces destes laminados.

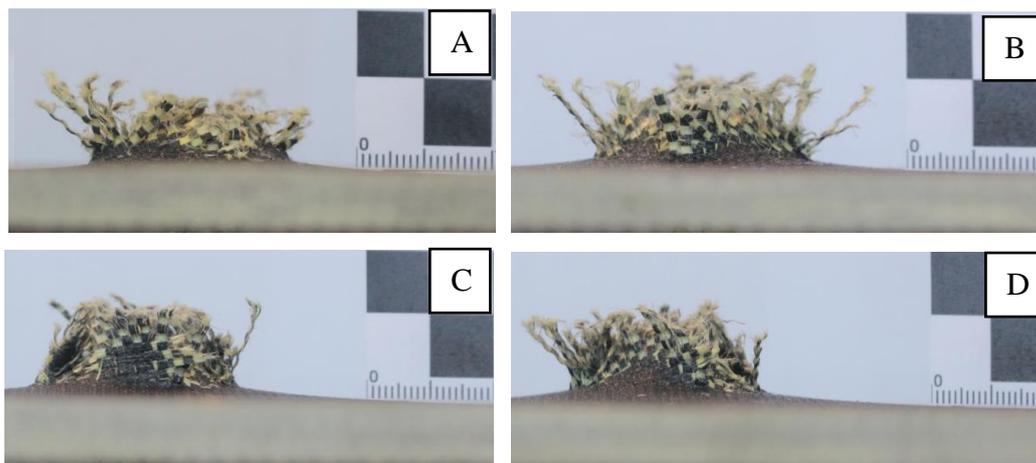


Figura 47. Seções transversais das amostras de 13C-H-TR-0,5 (A e B) e de 13C-H-TR-1,0 (C e D) após ensaio balístico.

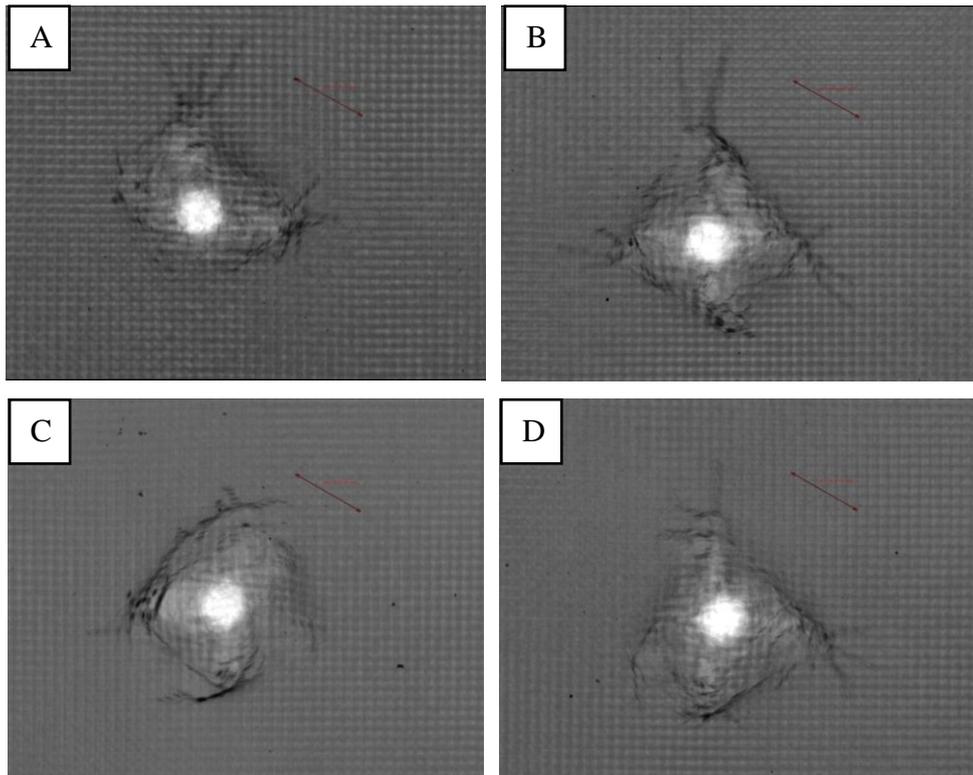


Figura 48. Imagens de raio-X das amostras de 13C-H-TR-0,5 (A e B) e 13-H-TR-1,0 (C e D).

Visto que estas amostras foram todas completamente perfuradas, não foi possível avaliar com confiabilidade a área de dano interno sofrido por cada laminado. A Figura 49 apresenta fotografias das seções transversais dos laminados com 18 camadas.

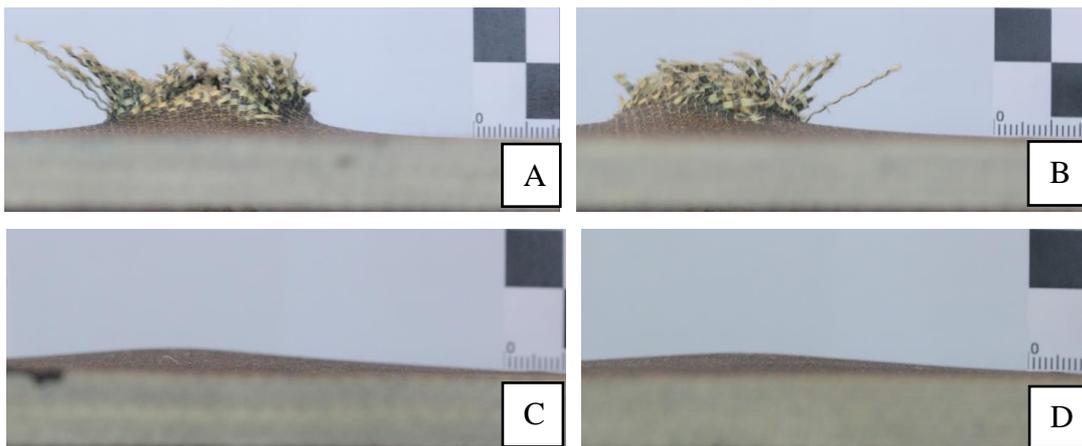


Figura 49. Imagens da seção transversal das amostras de 18C-H-TR-0,5 (A e B) e 18C-H-TR-1,0 (C e D).

De fato, para as amostras de 18 camadas houve uma significativa melhora na resistência do laminado quando se aumentou a concentração de NPs. Nota-se na Figura

49, que as amostras com 1% foram capazes de reter completamente o projétil, apresentando um abaulamento das camadas que absorveram a energia. A área de dano foi estimada com base no ensaio de raios-X dos laminados e foi de 3791,13 mm² para o laminado C e de 3920,61 mm² para o laminado D. A Figura 50 apresenta imagens de raios-X das amostras com 18 camadas. Para os laminados 18C-H-TR-0,5 os projéteis atravessaram completamente a amostra. Já nos laminados 18C-H-TR-1,0, em que os projéteis ficaram retidos, nota-se grandes regiões pretas na imagem de raios-X. Estas regiões são fragmentos de projétil retidos na região do impacto. Também notou-se uma região com pequenos pontos pretos (destacada pelas setas vermelhas) devido à presença de pequenos fragmentos de projétil que penetraram por entre as camadas de material e ficaram alojadas na placa.

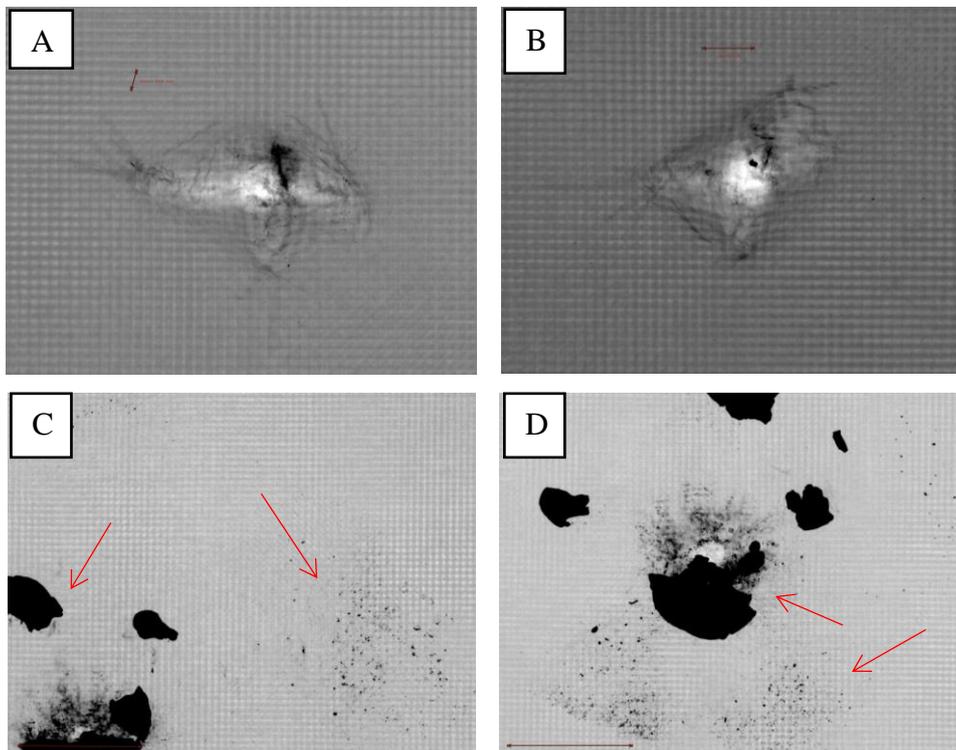


Figura 50. Imagens de raios-X das amostras de 18C-H-TR-0,5 (A e B) e 18C-H-TR-1,0 (C e D).

5.3 CARACTERIZAÇÃO FÍSICA E MECÂNICA DOS LAMINADOS

A avaliação inicial da qualidade dos compósitos foi realizada a fim de ver a homogeneidade dos mesmos para prosseguir para os testes mecânicos. Este ensaio serviu

como maneira de validação dos compósitos produzidos. Na Figura 51 podemos observar algumas das amostras produzidas, submetidas à verificação por ultrassom.

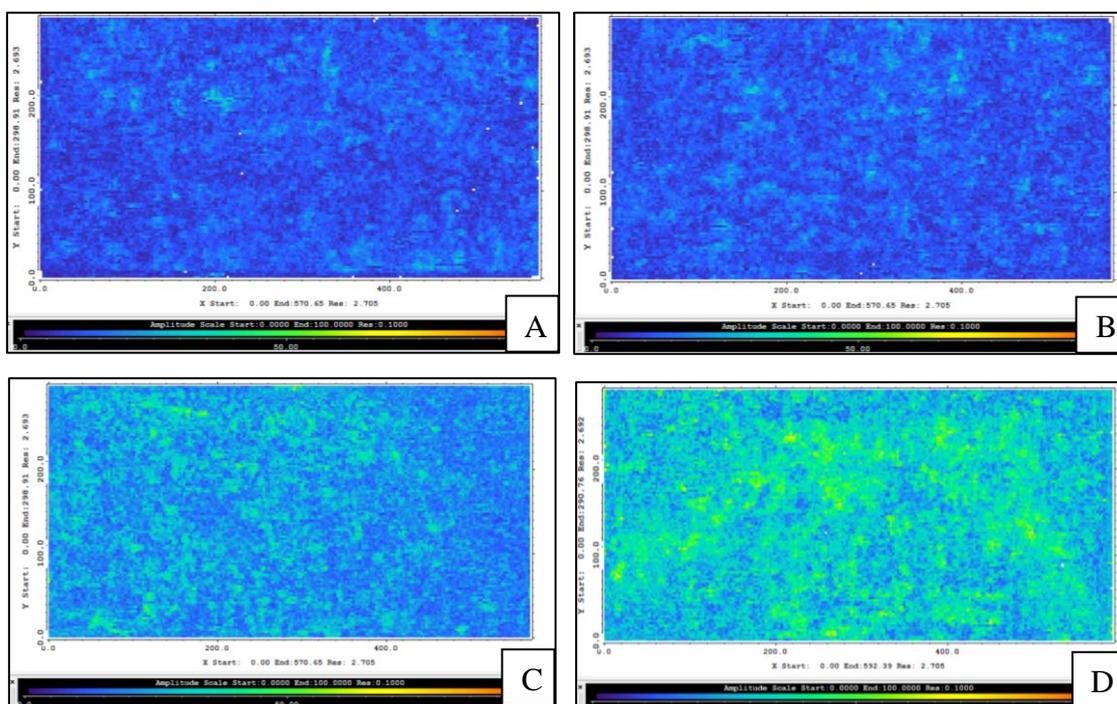


Figura 51. Imagem de ultrassom obtida dos compósitos de 13 camadas com concentração de NPs de 0,5 (A) e 1% (B), e dos compósitos de 18 camadas com concentrações de NPs de 0,5 (C) e 1% (D), para os ensaios balísticos.

Nas amostras de 13 camadas, foi verificado uma homogeneidade considerável da amostra, visto que a resposta ao sinal do ultrassom se mostrou homogêneo através de toda placa. Também foi interessante de notar que mesmo com a alteração da concentração de NPs, as placas não apresentaram grandes diferenças. Entretanto, ao aumentar a espessura do material, e conseqüentemente a quantidade de NPs presentes no laminado, nota-se que a homogeneidade do material tende a diminuir. Ainda são necessários mais estudos para compreender a interação das NPs com o sinal de ultrassom, a fim de verificar se estas regiões que destoam do restante da placa são ocasionadas por uma heterogeneidade da distribuição de resina ou de NPs. Ainda assim, as placas de 18 camadas foram consideradas homogêneas e utilizadas para os ensaios de impacto.

A Tabela 12 apresenta os resultados de densidade por Arquimedes e de variação da espessura, realizados nos laminados produzidos no Grupo TR, que apresentam os

resultados mais interessantes de absorção de radiação eletromagnética e resistência ao impacto.

Tabela 12. Relação das espessuras das amostras do grupo B.

Amostra	Espessura (mm)
5C-0	2,74
5C-H-TR-0,5	2,78
5C-H-TR-1,0	2,75
5C-H-TR-2,0	2,76

A Figura 52 apresenta as micrografias de MEV obtidas do tecido não-recoberto e do tecido recoberto com solução de 2%, depositadas diretamente sobre o tecido. Os resultados sugerem aglomerações depositadas sobre o tecido de Kevlar recoberto com a solução com NPs, não presentes no tecido como recebido. Essas aglomerações são NPs aglomeradas na superfície, com a pequena concentração de resina que foi adicionada na solução inicialmente, visto que os solventes (acetona e etanol) já haviam evaporado. Estes aglomerados indicam que a técnica de dispersão utilizada não foi totalmente eficiente na separação das nanopartículas para uma concentração tão alta na solução (2%).

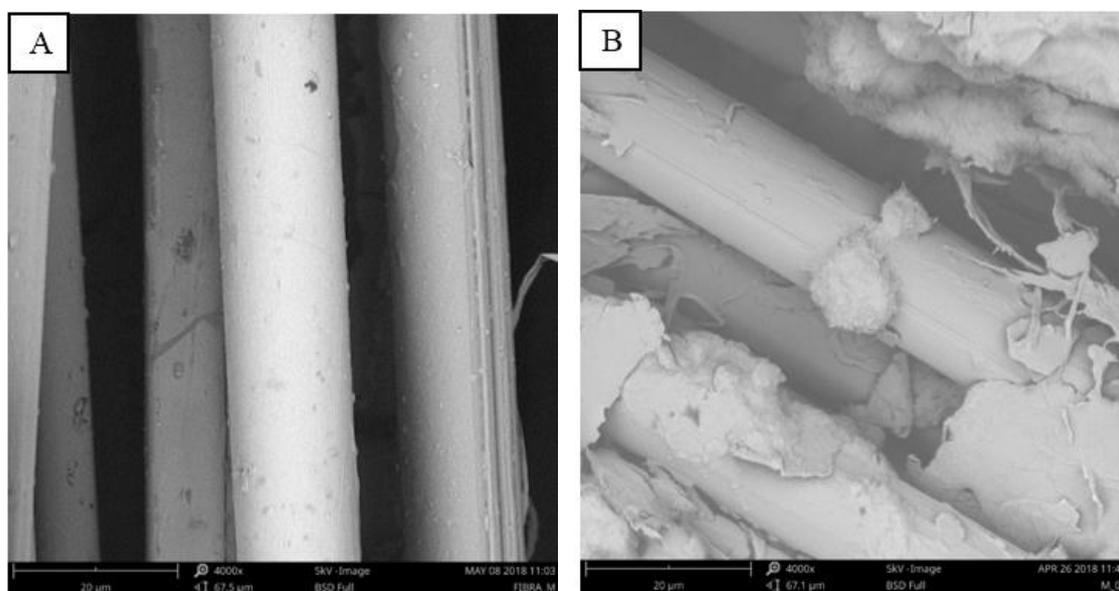


Figura 52. Imagens de MEV dos tecidos de Kevlar como recebido (A) e recoberto com 2% de NPs (B) (aumento de 4000x).

A Figura 53 apresenta as micrografias da superfície de uma camada interna do laminado após a remoção da camada superior. Avaliando esta figura é possível notar

algumas regiões de vazios do laminado. Além disso, nota-se que o principal mecanismo de falha envolvido foi o descolamento da matriz da superfície da fibra, denotado pelos contornos que a matriz apresenta dos fios. Este descolamento demonstra que a região de interface fibra/matriz apresenta uma resistência inferior à resistência interlaminar, indicando que o recobrimento realmente influenciou na região da interface.



Figura 53. Imagem de MEV da superfície de uma camada interna do laminado.

A Figura 54 apresenta microscopias óticas da seção transversal dos laminados de 8 camadas com as concentrações de NPs de 0% e 1%.

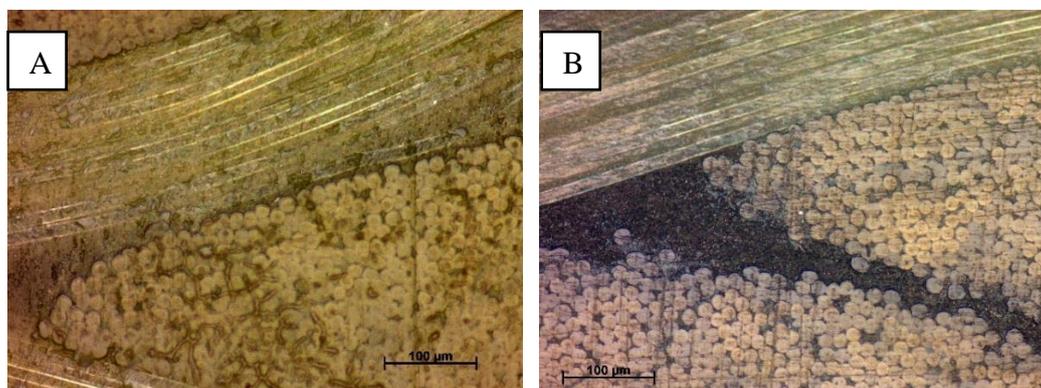


Figura 54. Microscopias óticas das amostras sem a presença de NPs (A) e com concentração de de 1% de NPs (B) depositadas sobre o tecido com aumento de 10x.

É possível observar claramente a região rica em resina e o posicionamento das fibras do tecido. O escurecimento da região de resina na microscopia do laminado indica que mesmo estando as NPs depositadas diretamente sobre o tecido ocorre um arraste das NPs durante a infusão a superfície e uma possível migração destas para a resina.

As propriedades mecânicas destes laminados foram determinadas para futura alimentação de modelos dinâmicos. Os resultados dos ensaios de tração, compressão, cisalhamento *V-notch* e *short beam* estão apresentados nas Tabelas 13, 14, 15 e 16.

Tabela 13. Propriedades de tração dos laminados.

Módulo (MPa)	0,5%		1,0%		2,0%	
	0°	90°	0°	90°	0°	90°
Média	16833	19678	20061	19240	16998	17290
Desv. padrão	517	904	1286	804	1003	604
Var. Coef.	3,1%	4,6%	6,4%	4,2%	5,9%	3,5%
Resistência (MPa)						
Média	384,3	497,9	513,7	486,8	411,0	396,9
Desv. M	32,1	17,8	9,9	17,3	6,7	7,5
Var. Coef.	8,4%	3,6%	1,9%	3,5%	1,6%	1,9%
Poisson						
Média	0,167	0,161	0,191	0,231	0,128	0,164
Desv. padrão	0,018	0,011	0,024	0,023	0,002	0,019
Var. Coef.	11,0%	6,7%	12,4%	10,0%	1,4%	11,4%

Os resultados de tração apresentaram uma leve variação quando o laminado foi ensaiado nas duas direções para os laminados com 1 e 2% de NPs, mesmo se tratando de um tecido bidirecional balanceado (a mesma quantidade de feixes de fibra em ambas direções). Já o laminado sem a presença de NPs apresentou uma variação bem mais elevada, o que pode indicar alguma falha no processo de corte destas amostras em específico, como problema com o alinhamento dos CPs retirados. Além disso, os resultados sugerem que o aumento da concentração das NPs ocasiona um decréscimo no módulo de elasticidade e na resistência à tração destes laminados. Com relação às propriedades de compressão apresentadas na Tabela 14, não houve uma variação significativa entre as amostras devido à variação na concentração das NPs, mas notou-se a variação entre as amostras de 0° e 90° com relação ao sentido de infusão. Esta variação aparenta estar mais fortemente relacionada à variação da resistência na estrutura do

próprio tecido, indicando que o mesmo possui propriedades levemente diferentes em cada direção, assim como indicado no ensaio de tração.

Tabela 14. Propriedades de compressão dos laminados.

Resistência (MPa)	0%		0,5%		1,0%		2,0%	
	0°	90°	0°	90°	0°	90°	0°	90°
Média	103,7	166,5	97,2	108,3	106,1	116,1	102,9	110,4
Desv. padrão	2,6	6,4	3,0	3,4	5,4	2,9	3,1	5,0
Var. Coef.	2,5%	3,9%	3,1%	3,2%	5,1%	2,5%	3,0%	4,5%

Os modos de falha típicos dos materiais ensaiados podem ser observados na Figura 55. Como indica a norma, só foram considerados os corpos-de-prova de *short beam* que falharam por delaminação das camadas no centro ou em uma das extremidades. Amostras que falharam em modos diferentes não foram consideradas para a determinação das propriedades. Além disso, para os resultados de cisalhamento *V-notch* também só foram considerados os CPs que falharam do mesmo modo que o apresentado nas fotografias, na região de cisalhamento.

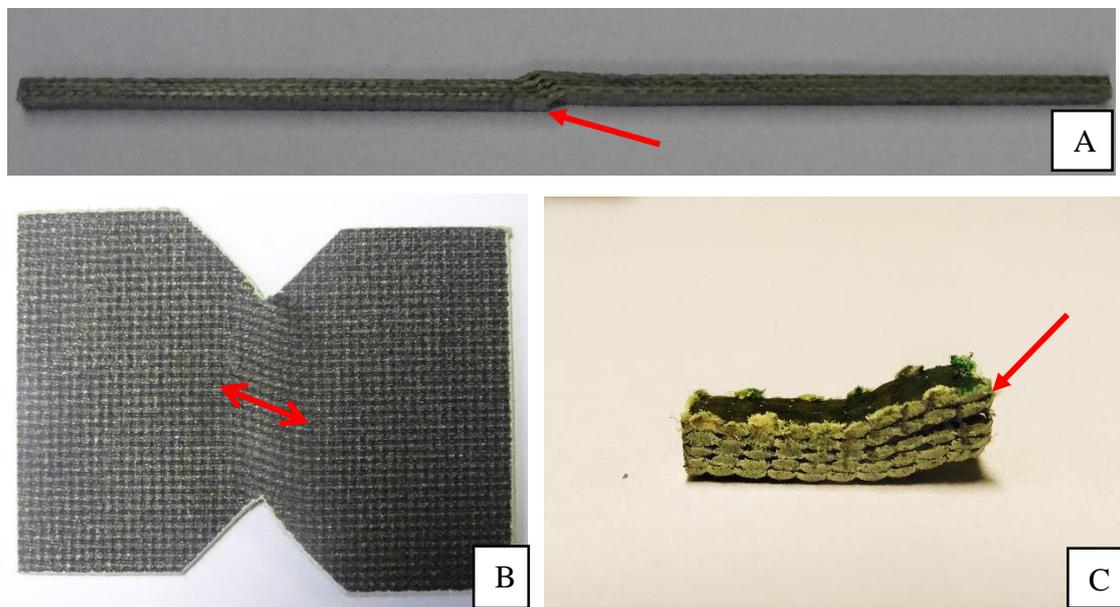


Figura 55. Amostras de compressão (A), cisalhamento *V-notch* (B) e *short beam* (C) após os ensaios.

Os corpos-de-prova ensaiados em cisalhamento no plano *V-notch*, não apresentaram falha frágil. Ao invés disso, apresentaram uma falha dúctil, demonstrando

a deformação do tecido durante o ensaio. Assim, não foi possível identificar um pico máximo de resistência ao cisalhamento e a resistência foi determinada através da *Offset Strength* com 0,2% de *offset*, conforme indicado pela norma.

Tabela 15. Propriedades de cisalhamento *V-notch*.

Módulo (GPa)	0%	0,50%	1,0%	2,0%
Média	1557	1,647	1,651	1,494
Desv. padrão	117	0,101	0,062	0,132
Var. Coef.	7,5%	6,1%	3,8%	8,8%
Offset Strength (MPa)				
Média	30,19	37,95	32,46	32,41
Desv. padrão	2,51	3,86	1,91	0,82
Var. Coef.	8,32%	10,2%	5,9%	2,5%

Os ensaios de cisalhamento no plano indicaram que a concentração que proporcionou as melhores propriedades foi de 0,5%, seguido de uma queda nas propriedades com o aumento da concentração. O mesmo ocorreu para o ensaio de *short beam*, como indicado na Tabela 16. Houve um aumento inicial na resistência à falha interlaminar com a presença das NPs, indicando uma possível interação entre as mesmas e a interface fibra/matriz. Com o aumento da concentração, ocorreu uma diminuição destas propriedades, reforçando que a dispersão das NPs para concentrações mais elevadas pode não estar ocorrendo efetivamente.

Tabela 16. Propriedades de *short beam* dos laminados.

Resistência (MPa)	0%	0,50%	1%	2%
Média	21,5	28,3	27,6	24,2
Desv. Médio	1,4	1,6	1,7	1,2
Var. Coef.	6,5%	5,5%	6,1%	4,8%

Estes valores estão sendo utilizados para alimentar modelos teóricos de simulação do comportamento em impacto de materiais laminados multiescala. Estes modelos e a comparação com os resultados experimentais não estão apresentados nesta dissertação visto que este não é o escopo do trabalho.

6 CONCLUSÕES

Foi possível obter laminados multiescala Kevlar/epóxi/NPs com sucesso, através da deposição das NPs diretamente sobre o tecido, seguido do processo de infusão à vácuo. Já pelo processo de infusão com as NPs dispersas na resina não foi eficiente na obtenção de laminados homogêneos. Mesmo os laminados heterogêneos, não apresentaram boas propriedades de absorção eletromagnética nem de impacto.

As NPs utilizadas de maneira combinada foram eficientes para produzir materiais absorvedores de radiação eletromagnética, absorvendo mais de 90% dentro da faixa de frequência de 8,2 a 12,4 GHz, quando distribuídas com crescimento através da espessura.

O uso das NPs influenciou diretamente nos parâmetros complexos dos laminados produzidos, demonstrando a variação nas propriedades eletromagnéticas proporcional à concentração das NPs.

Quanto à adição das NPs para as propriedades de impacto, notou-se que a concentração de 1%, quando distribuída através das camadas, apresentou o melhor comportamento mecânico. O excesso de NPs (2%) ocasionou uma diminuição das propriedades em impacto indicando que existe um limiar de concentração ótimo.

O ensaio de impacto em alta velocidade apresentou uma queda no comportamento do laminado com as NPs na concentração mais baixa (0,5%), mas o aumento da concentração para 1% elevou novamente estas propriedades, permitindo um comportamento próximo do laminado sem a presença de NPs, comparando com a literatura.

Além disso, não foram encontrados na literatura estudos relacionados à combinação de Kevlar/Epóxi/GNPs para fins de blindagem balística e estrutural e para materiais absorvedores de radiação eletromagnética, demonstrando o espaço possibilidades de crescimento desta área.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar outras proporções de nanocargas adicionadas aos laminados, buscando o ótimo de adição e de sinergia entre estas NPs para as propriedades eletromagnéticas e de resistência ao impacto.
- Investigar a utilização de outras nanopartículas combinadas, verificando efeitos sinérgicos.
- Averiguar o uso de outras variações de concentração de NPs através do laminado com relação às suas propriedades eletromagnéticas.
- Estudar a influência das nanocargas sobre a interação fibra e matriz.
- Investigar a atuação das NPs nas propriedades da região interlaminar do material mais profundamente, com ensaios como QSI (do inglês, *Quase-Static Indentation*) e tenacidade à fratura.

8 REFERÊNCIAS

- [1] M. A. Milani *et al.*, “Polypropylene/graphene nanosheet nanocomposites by in situ polymerization: Synthesis, characterization and fundamental properties,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 84, pp. 1–7, 2013.
- [2] E. J. Barbero, *Introduction to Composite Materials Design*, Second. Taylor & Francis, 2011.
- [3] A. R. Bunsell and J. Renard, *Fundamentals of Fibre Reinforced Composite Materials*. Institute of Physics Publishing Ltd, 2003.
- [4] A. M. Díez-Pascual *et al.*, “Influence of carbon nanotubes on the thermal, electrical and mechanical properties of poly(ether ether ketone)/glass fiber laminates,” *Carbon N. Y.*, vol. 49, no. 8, pp. 2817–2833, 2011.
- [5] S. Chandrasekaran, C. Seidel, and K. Schulte, “Preparation and characterization of graphite nano-platelet (GNP)/epoxy nano-composite: Mechanical, electrical and thermal properties,” *Eur. Polym. J.*, vol. 49, no. 12, pp. 3878–3888, 2013.
- [6] R. Faez, M. C. Rezende, and I. M. Martin, “Polímeros Condutores Intrínsecos e Seu Potencial em Blindagem de Radiações Eletromagnéticas,” vol. 10, pp. 130–137, 2000.
- [7] J. de C. Dias, F. S. da SILVA, M. C. Rezende, and I. M. MARTIN, “Absorvedores de Radiação Eletromagnética Aplicados no Setor Aeronáutico,” *Rev. Ciência Technol.*, vol. 15, no. February, pp. 33–42, 2000.
- [8] J. J. Pereira, “Caracterização Eletromagnética de Materiais Absorvedores de Microondas via Medidas de Permissividade e Permeabilidade Complexas na Banda X,” 2007.
- [9] *International Encyclopaedia of Composites*, 6th ed. New York: VCH Publishers, 1991.
- [10] P. Taylor, M. Afshari, D. J. Sikkema, K. Lee, and M. Bogle, *High Performance Fibers Based on Rigid and Flexible Polymers Reviews High Performance Fibers Based on Rigid and Flexible Polymers*, no. April 2013. 2008.
- [11] D. Bhattacharyya and S. Fakirov, *Synthetic Polymer-Polymer Composites*. 2012.

- [12] M. G. A. Bittencourt, “Efeito da radiação gama em blindagens balísticas compósitas de poliaramida,” p. 175, 2011.
- [13] S. Van Der Zwaag, *Structure and properties of aramid fibres*. Woodhead Publishing Limited, 2009.
- [14] B. R. Pauw, M. E. Vigild, J. W. Andreasen, and K. Mortensen, *The Nanostructure of High-performance Fibres*. 2009.
- [15] H. H. Yang, *Aromatic high-strength fibers*. New York: John Wiley & Sons, 1989.
- [16] R. J. Morgan and R. E. Allred, *Reference Book for Composites Technology*. Technomic Publishing AG, 1989.
- [17] J. G. Carrillo, R. A. Gamboa, E. A. Flores-Johnson, and P. I. Gonzalez-Chi, “Ballistic performance of thermoplastic composite laminates made from aramid woven fabric and polypropylene matrix,” *Polym. Test.*, vol. 31, no. 4, pp. 512–519, 2012.
- [18] R. Kapoor, L. Pangeni, A. K. Bandaru, S. Ahmad, and N. Bhatnagar, “High strain rate compression response of woven Kevlar reinforced polypropylene composites,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 89, pp. 374–382, 2016.
- [19] R. Sikarwar, R. Velmurugan, and V. Madhu, “Experimental and analytical study of high velocity impact on Kevlar Epoxy composite plates,” *Cent. Eur. J. Eng.*, vol. 2, no. 4, pp. 638–649, 2012.
- [20] J. Zhu, A. Imam, R. Crane, K. Lozano, V. N. Khabashesku, and E. V. Barrera, “Processing a glass fiber reinforced vinyl ester composite with nanotube enhancement of interlaminar shear strength,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 67, no. 7–8, pp. 1509–1517, 2007.
- [21] Z. Fan, M. H. Santare, and S. G. Advani, “Interlaminar shear strength of glass fiber reinforced epoxy composites enhanced with multi-walled carbon nanotubes,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 39, no. 3, pp. 540–554, 2008.
- [22] J. Blanco, E. J. Garcia, R. Guzman de Villoria, and B. L. Wardle, “Limiting Mechanisms of Mode I Interlaminar Toughening of Composites Reinforced with Aligned Carbon Nanotubes,” *J. Compos. Mater.*, vol. 43, no. 8, pp. 825–841, 2009.

- [23] N. D. Alexopoulos, "Fatigue Mechanical Behavior of Mwcnt Reinforced Gfrp Composites With Surface Artificial Defects," no. July, pp. 19–24, 2015.
- [24] C. S. Grimmer and C. K. H. Dharan, "Enhancement of delamination fatigue resistance in carbon nanotube reinforced glass fiber/polymer composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 70, no. 6, pp. 901–908, 2010.
- [25] K. Chrissafis and D. Bikiaris, "Can nanoparticles really enhance thermal stability of polymers? Part I: An overview on thermal decomposition of addition polymers," *Thermochim. Acta*, vol. 523, no. 1–2, pp. 1–24, 2011.
- [26] R. Atif, I. Shyha, and F. Inam, "Mechanical, thermal, and electrical properties of graphene-epoxy nanocomposites-A review," *Polymers (Basel)*, vol. 8, no. 8, 2016.
- [27] K. Xu, D. Erricolo, M. Dutta, and M. A. Stroschio, "Electrical conductivity and dielectric properties of PMMA/graphite nanoplatelet ensembles," *Superlattices Microstruct.*, vol. 51, no. 5, pp. 606–612, 2012.
- [28] F. H. Gojny, M. H. G. Wichmann, B. Fiedler, W. Bauhofer, and K. Schulte, "Influence of nano-modification on the mechanical and electrical properties of conventional fibre-reinforced composites," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 11, pp. 1525–1535, 2005.
- [29] M. Arjmand, M. Mahmoodi, G. A. Gelves, S. Park, and U. Sundararaj, "Electrical and electromagnetic interference shielding properties of flow-induced oriented carbon nanotubes in polycarbonate," *Carbon N. Y.*, vol. 49, no. 11, pp. 3430–3440, 2011.
- [30] A. G. D'Aloia, F. Marra, A. Tamburrano, G. De Bellis, and M. S. Sarto, "Electromagnetic absorbing properties of graphene-polymer composite shields," *Carbon N. Y.*, vol. 73, pp. 175–184, 2014.
- [31] I. W. Nam, H. K. Lee, and J. H. Jang, "Electromagnetic interference shielding/absorbing characteristics of CNT-embedded epoxy composites," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 42, no. 9, pp. 1110–1118, 2011.
- [32] S. Iijima, "Helical Microtubules of Graphitic Carbon," *Nature*, vol. 354, 1991.
- [33] L. V. da Silva, "Compósitos avançados epóxi/fibra de vidro com elevado teor de nanotubos de carbono," 2011.

- [34] X. L. Xie, Y. W. Mai, and X. P. Zhou, "Dispersion and alignment of carbon nanotubes in polymer matrix: A review," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 49, no. 4, pp. 89–112, 2005.
- [35] K. S. Novoselov *et al.*, "Electric Field Effect in Atomically Thin Carbon Films," *Science (80-.)*, vol. 22, pp. 666–669, 2004.
- [36] F. Qin and C. Brosseau, "A review and analysis of microwave absorption in polymer composites filled with carbonaceous particles," *J. Appl. Phys.*, vol. 111, no. 6, 2012.
- [37] G. De Bellis, A. Tamburrano, A. Dinescu, M. L. Santarelli, and M. S. Sarto, "Electromagnetic properties of composites containing graphite nanoplatelets at radio frequency," *Carbon N. Y.*, vol. 49, no. 13, pp. 4291–4300, 2011.
- [38] F. Hussain, "Polymer-matrix Nanocomposites, Processing, Manufacturing, and Application: An Overview," *J. Compos. Mater.*, vol. 40, no. 17, pp. 1511–1575, 2006.
- [39] S. Mazumdar, *Composites Manufacturing: Materials, Product, and Process Engineering*. CRC Taylor & Francis, 2001.
- [40] W. J. Cantwell and J. Morton, "The impact resistance of composite materials - a review," *Composites*, vol. 22, no. 5, pp. 347–362, 1991.
- [41] Y. Tang, L. Ye, Z. Zhang, and K. Friedrich, "Interlaminar fracture toughness and CAI strength of fibre-reinforced composites with nanoparticles - A review," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 86, pp. 26–37, 2013.
- [42] J. C. Prichard and P. J. Hogg, "The role of impact damage in post-impact compression testing," *Composites*, vol. 21, no. 6, pp. 503–511, 1990.
- [43] T. W. Shyr and Y. H. Pan, "Impact resistance and damage characteristics of composite laminates," *Compos. Struct.*, vol. 62, no. 2, pp. 193–203, 2003.
- [44] G. A. O. Davies and X. Zhang, "Impact damage prediction in carbon composite structures," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 16, no. 1, pp. 149–170, 1995.
- [45] C. Evci and M. Gülgeç, "An experimental investigation on the impact response of composite materials," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 43, pp. 40–51, 2012.

- [46] W. Wang, N. Chouw, and K. Jayaraman, “Effect of thickness on the impact resistance of flax fibre-reinforced polymer,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 35, no. 17, pp. 1277–1289, 2016.
- [47] B. Berk *et al.*, “An experimental and numerical investigation on low velocity impact behavior of composite plates,” 2016.
- [48] S. Boria, A. Scattina, and G. Belingardi, “Impact behavior of a fully thermoplastic composite,” *Compos. Struct.*, vol. 167, pp. 63–75, 2017.
- [49] O. S. David-West, D. H. Nash, and W. M. Banks, “Low-velocity heavy mass impact response of singly curved composites,” *Proc. Inst. Mech. Eng. Part L J. Mater. Des. Appl.*, vol. 228, no. 1, pp. 17–33, 2014.
- [50] P. N. B. Reis, J. A. M. ZhangFerreira, Z. Y. Zhang, T. Benameur, and M. O. W. Richardson, “Impact response of Kevlar composites with nanoclay enhanced epoxy matrix,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 46, pp. 7–14, 2013.
- [51] S. K. Dhawan, N. Singh, and S. Venkatachalam, “Shielding effectiveness of conducting polyaniline coated fabrics at 101 GHz,” *Synth. Met.*, vol. 125, no. 3, pp. 389–393, 2002.
- [52] S. Brzeziński, T. Rybicki, G. Malinowska, E. Rybicki, and L. Szugajew, “Textile Multi-layer Systems for Protection against Electromagnetic Radiation,” no. April, 2009.
- [53] K. Jagatheesan, A. Ramasamy, A. Das, and A. Basu, “Electromagnetic shielding behaviour of conductive filler composites and conductive fabrics – A review,” vol. 39, no. September, pp. 329–342, 2014.
- [54] D. D. . Chung, “Electromagnetic interference shielding effectiveness of carbon materials,” *Carbon N. Y.*, vol. 39, no. 2, pp. 279–285, 2001.
- [55] S. Motojima *et al.*, “Electromagnetic wave absorption property of carbon microcoils in 12 – 110 GHz region Electromagnetic wave absorption property of carbon microcoils in 12 – 110 GHz region,” vol. 2325, no. 2003, 2003.
- [56] A. L. de PAULA, “Método Para Determinação da Permissividade Elétrica e Permeabilidade Magnética de Materiais Isotrópicos Com Suporte Computacional,” 2010.

- [57] E. T. Thostenson and T.-W. Chou, "Microwave processing: fundamentals and applications," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 30, no. 9, pp. 1055–1071, 1999.
- [58] D. L. Zhao, X. Li, and Z. M. Shen, "Microwave absorbing property and complex permittivity and permeability of epoxy composites containing Ni-coated and Ag filled carbon nanotubes," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 68, no. 14, pp. 2902–2908, 2008.
- [59] Y. B. Feng, T. Qiu, C. Y. Shen, and X. Y. Li, "Electromagnetic and absorption properties of carbonyl iron/rubber radar absorbing materials," *IEEE Trans. Magn.*, vol. 42, no. 3, pp. 363–368, 2006.
- [60] A. M. Nicolson and G. F. Ross, "Measurement of the Intrinsic Properties Of Materials by Time-Domain Techniques," *IEEE Trans. Instrum. Meas.*, vol. 19, no. 4, pp. 377–382, 1970.
- [61] W. B. Weir, "Automatic Measurement of Complex Dielectric Constant and Permeability," *Proc. IEEE*, vol. 62, no. 1, pp. 33–36, 1974.
- [62] C. Kostagiannakopoulou, T. H. Loutas, G. Sotiriadis, A. Markou, and V. Kostopoulos, "On the interlaminar fracture toughness of carbon fiber composites enhanced with graphene nano-species," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 118, pp. 217–225, 2015.
- [63] M. Arai, Y. Noro, K. ichi Sugimoto, and M. Endo, "Mode I and mode II interlaminar fracture toughness of CFRP laminates toughened by carbon nanofiber interlayer," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 68, no. 2, pp. 516–525, 2008.
- [64] X. F. Sánchez-romate *et al.*, "Monitoring of impact dynamics on carbon nanotube multiscale glass fiber composites by means of electrical measurements," no. April 2017, 2018.
- [65] J. Sebastian *et al.*, "Health monitoring of structural composites with embedded carbon nanotube coated glass fiber sensors," *Carbon N. Y.*, vol. 66, pp. 191–200, 2014.
- [66] P. C. Ma, N. A. Siddiqui, G. Marom, and J. K. Kim, "Dispersion and functionalization of carbon nanotubes for polymer-based nanocomposites: A

- review,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 41, no. 10, pp. 1345–1367, 2010.
- [67] J. Wei, R. Atif, T. Vo, and F. Inam, “Graphene Nanoplatelets in Epoxy System: Dispersion, Reaggregation, and Mechanical Properties of Nanocomposites,” *J. Nanomater.*, vol. 2015, 2015.
- [68] K. Kunrath, “COMPÓSITOS AVANÇADOS EPÓXI/GRAFENO/FIBRA DE VIDRO PARA BLINDAGEM ELETROMAGNÉTICA,” 2014.
- [69] I. Taraghi, A. Fereidoon, and F. Taheri-Behrooz, “Low-velocity impact response of woven Kevlar/epoxy laminated composites reinforced with multi-walled carbon nanotubes at ambient and low temperatures,” *Mater. Des.*, vol. 53, pp. 152–158, 2014.
- [70] A. Manero, J. Gibson, G. Freihofer, J. Gou, and S. Raghavan, “Evaluating the effect of nano-particle additives in Kevlar?? 29 impact resistant composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 116, pp. 41–49, 2015.
- [71] V. M. Boddu *et al.*, “Energy dissipation and high-strain rate dynamic response of E-glass fiber composites with anchored carbon nanotubes,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 88, pp. 44–54, 2016.
- [72] J. Gibson, J. McKee, G. Freihofer, S. Raghavan, and J. Gou, “Enhancement in ballistic performance of composite hard armor through carbon nanotubes,” *Int. J. Smart Nano Mater.*, vol. 4, no. 4, pp. 212–228, 2013.
- [73] L. Yue, G. Pircheraghi, S. A. Monemian, and I. Manas-Zloczower, “Epoxy composites with carbon nanotubes and graphene nanoplatelets - Dispersion and synergy effects,” *Carbon N. Y.*, vol. 78, pp. 268–278, 2014.
- [74] D. Micheli *et al.*, “Ballistic and electromagnetic shielding behaviour of multifunctional Kevlar fiber reinforced epoxy composites modified by carbon nanotubes,” *Carbon N. Y.*, vol. 104, pp. 141–156, 2016.
- [75] S. Nunes, “PROCESSAMENTO POR INFUSÃO A VÁCUO DE COMPÓSITOS ESPESSOS ARAMIDA/EPÓXI E ANÁLISE DO DESEMPENHO SOB IMPACTO,” 2018.
- [76] K. KUNRATH, M. C. Rezende, and S. C. AMICO, “Mechanical, Electrical and Electromagnetic Properties of Hybrid Graphene/Glass Fiber/Epoxy Composite,”

Polym. Polym. Compos. J., 2017.

- [77] G. Belingardi and R. Vadori, "Influence of the laminate thickness in low velocity impact behavior of composite material plate," *Compos. Struct.*, vol. 61, no. 1–2, pp. 27–38, 2003.
- [78] G. Belingardi and R. Vadori, "Low velocity impact tests of laminate glass-fiber-epoxy matrix composite material plates," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 27, no. 2, pp. 213–229, 2002.
- [79] R. Zaera, E. Barbero, C. Navarro, and T. Go, "Damage in CFRPs due to low velocity impact at low temperature," *Compos. Part B Eng.*, vol. 36, no. 1, pp. 41–50, 2005.
- [80] A. S. Rahman, V. Mathur, and R. Asmatulu, "Effect of nanoclay and graphene inclusions on the low-velocity impact resistance of Kevlar-epoxy laminated composites," *Compos. Struct.*, vol. 187, pp. 481–488, 2018.