



**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ**

LUÍS FELIPE BARBOSA MARQUES

**MODIFICAÇÃO DE SUPERFÍCIE DO ELEMENTOS DE AQUECIMENTO VIA
PECVD/HMDSO PARA SOLDAGEM DE ALTO DESEMPENHO EM COMPÓSITOS
PEI/FIBRA DE VIDRO**

Guaratinguetá

2026

LUÍS FELIPE BARBOSA MARQUES

**MODIFICAÇÃO DE SUPERFÍCIE DO ELEMENTOS DE AQUECIMENTO VIA
PECVD/HMDSO PARA SOLDAGEM DE ALTO DESEMPENHO EM COMPÓSITOS
PEI/FIBRA DE VIDRO**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do
Campus de Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, para obtenção do título de
Doutorado em Engenharia

Área de Concentração: Materiais e
Aeroespacial

Orientador: Prof. Dr. Rogério Pinto Mota

Coorientadores: Prof. Dr Luis Rogerio de
Oliveira Hein e Dr. Felipe Vicente de Paula
Kodaira

Guaratinguetá

2026

M357m	Marques, Luís Felipe Barbosa Modificação de superfície dos elementos de aquecimento via PECVD/HMDSO para soldagem de alto desempenho em compósitos PEI/FIBRA de vidro / Luís Felipe Barbosa Marques - Guaratinguetá, 2026. 152 f : il. Bibliografia: f. 127-139 Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, 2026. Orientador(a): Prof. Dr. Rogério Pinto Mota Coorientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein Prof. Dr. Felipe Vicente de P. Kodaira 1. Plasma (Gases ionizados) 2. Compósitos poliméricos. 3. Termoplásticos. 4. Resistência elétrica. I. Título. CDU 678.073(043)
-------	---

Luciana Máximo
Bibliotecária/CRB-8 3595

IMPACTO POTENCIAL DESTA PESQUISA

Em âmbito global, esta pesquisa impulsiona a transição para a manufatura avançada e sustentável, alinhando-se aos ODS 9, 12 e 13 ao propor tecnologias que reduzem o impacto ambiental e elevam a eficiência energética no setor de transportes. Ao viabilizar estruturas aeronáuticas mais leves, o estudo contribui diretamente para a mitigação de emissões de gases de efeito estufa e para a preservação de recursos naturais. No cenário nacional, a implementação do processamento a plasma fortalece a competitividade industrial brasileira e fomenta a internacionalização acadêmica, além de qualificar recursos humanos de alto nível para setores tecnológicos estratégicos. Do ponto de vista técnico-científico, o trabalho destaca-se pelo seu caráter inédito ao aplicar a polimerização a plasma como solução direta para o aprimoramento estrutural de uniões em compósitos de grau aeroespacial, redefinindo o estado da arte na área. A estratégia de PECVD com HMDSO, seguida pela funcionalização por oxigênio, supera a incompatibilidade interfacial histórica entre metal e polímero. Assim, consolida-se um método robusto e reprodutível que posiciona a soldagem por resistência como uma alternativa superior para a montagem de componentes estruturais complexos, consolidando o país como um expoente em inovação científica sustentável.

POTENTIAL IMPACT OF THIS RESEARCH

On a global scale, this research drives the transition towards advanced and sustainable manufacturing, aligning with Sustainable Development Goals (SDGs) 9, 12, and 13 by proposing technologies that reduce environmental impact and enhance energy efficiency in the transportation sector. By enabling lighter aeronautical structures, the study directly contributes to the mitigation of greenhouse gas emissions and the preservation of natural resources. In the national context, the implementation of plasma processing strengthens Brazilian industrial competitiveness and fosters academic internationalization, while also qualifying highly skilled human resources for strategic technological sectors. From a technical and scientific perspective, the present work stands out for its unprecedented approach of applying plasma polymerization as a direct solution for the structural enhancement of joints in aerospace-grade composites, thus redefining the state of the art in the field. The strategy of PECVD with HMDSO, followed by oxygen functionalization, successfully overcomes the historical interfacial incompatibility

between metal and polymer. Consequently, it establishes a robust and reproducible method that positions resistance welding as a superior alternative for the assembly of complex structural components, consolidating the country as an exponent of sustainable scientific innovation.

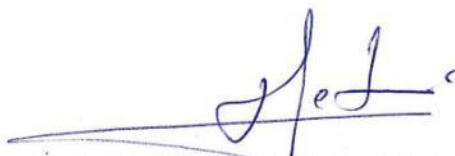
LUÍS FELIPE BARBOSA MARQUES

**MODIFICAÇÃO DE SUPERFÍCIE DO ELEMENTOS DE AQUECIMENTO VIA
PECVD/HMDSO PARA SOLDAGEM DE ALTO DESEMPENHO EM COMPÓSITOS
PEI/FIBRA DE VIDRO.**

Tese apresentada à Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, para obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Data da defesa: 11/02/2026

Banca Examinadora:



Prof. Dr. ROGERIO PINTO MOTA
Orientador - UNESP



Profa. Dra. RITA DE CASSIA MENDONÇA SALES CONTINI
FATEC



Prof. Dr. PEDRO WILLIAM PAIVA MOREIRA JÚNIOR
UFES



Prof. Dr. ANTONIO CARLOS ANCELOTTI JUNIOR
UNIFEI



Prof. Dr. ANDRÉ LUIZ REIS RANGEL
UNESP

AGRADECIMENTOS

Expresso minha mais profunda gratidão à minha esposa, Carla Diva de Oliveira Miraglia, pelo apoio incondicional, compreensão e incentivo que foram o alicerce fundamental para a conclusão deste trabalho e de toda esta etapa de minha jornada acadêmica.

Aos meus familiares, cujo incentivo constante foi vital, meu sincero agradecimento: à minha mãe, Ângela Maria Barbosa, ao meu pai, Renato José Marques, à minha irmã, Larissa Barbosa Marques, e aos meus avós, Ângelo José Barbosa e Nilza Rita Barbosa, por todo o suporte material e emocional.

Aos amigos e companheiros de pesquisa, Rafael Resende Lucas, Tuane Stefania Reis dos Santos, Miguel de Omena Lucas Vieira, Gustavo Eduardo de Souza de Carvalho e Jonas Frank Reis pelo companheirismo, parceria e pelas valiosas trocas ao longo desta caminhada. Aos demais amigos da pós-graduação em engenharia e pós-graduação em física.

Ao corpo técnico e docente do Departamento de Engenharia de Materiais e Tecnologia, em especial aos professores Peterson Luiz Ferrandini e Sérgio Francisco dos Santos, pelo suporte acadêmico, pela disponibilidade e por servirem como fonte de inspiração profissional. A professora Kelly Cristina Coelho de Carvalho Benini e aos professores André Luiz Reis Rangel e Erick Siqueira Guidi.

Aos professores e pesquisadores Irene Fernandez Villegas, da *Delft University of Technology*, Martine Dubé, da *École de technologie supérieure*, Xuhai Xiong, da *Shenyang Aerospace University*. Embora não os conheça, foram de grande inspiração para meu desenvolvimento profissional e uma bússola em minha pesquisa.

Reconheço, com especial apreço, a orientação e o conhecimento compartilhados por meus mentores, Rogério Pinto Mota, Felipe Vicente de Paula Kodaira, Luis Rogerio de Oliveira Hein, Edson Cocchieri Botelho e Michelle Leali Costa. Em especial, aos professores Rogério Pinto Mota pelo apoio decisivo nos momentos mais desafiadores, e ao professor Luis Rogerio de Oliveira Hein pela contribuição inestimável ao meu desenvolvimento profissional e ético, sendo um exemplo permanente de excelência científica e caráter. Vocês são verdadeiros “pais científicos” para mim.

Por fim, o presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES), Código de Financiamento 001, Processo nº 88887.663597/2022-00, a qual expresso meus agradecimentos.

"Saber muito não lhe torna inteligente. A inteligência se traduz na forma que você recolhe, julga, maneja e, sobretudo, onde e como aplica esta informação."

Carl Sagan

RESUMO

A crescente demanda por estruturas leves e de alto desempenho na indústria aeroespacial tem impulsionado o uso de compósitos termoplásticos, sendo a soldagem por resistência uma das técnicas mais promissoras para a montagem de componentes por promover uniões rápidas e sem acumuladores de tensões. No entanto, a eficácia desse processo é frequentemente limitada pela incompatibilidade química na interface entre o elemento de aquecimento metálico e a matriz polimérica, resultando em juntas com adesão subótima. Este trabalho investigou a modificação superficial de malhas de aço inoxidável AISI 304, utilizadas como elementos de aquecimento (EA), para otimizar a soldagem por resistência de compósitos termoplásticos de fibra de vidro/poliéterimida (GF/PEI). A estratégia experimental consistiu na deposição de filmes finos de hexametildissiloxano (HMDSO) via Deposição Química de Vapor Assistida por Plasma (PECVD), seguida de um pós-tratamento funcionalizante com plasma de oxigênio (O₂). Utilizou-se um delineamento Taguchi L9 para avaliar a influência dos parâmetros de processo, identificando-se a potência de descarga como o fator mais determinante na qualidade da deposição, seguida pelo tempo de processo. A condição otimizada (30 W, 30 min e 60% de precursor) resultou em filmes com reticulação adequada, evitando a formação de oligômeros pouco aderentes. Caracterizações por FTIR e XPS confirmaram que o plasma de O₂ promoveu a oxidação da camada de organossilano, substituindo grupos metila (-CH₃) por grupos funcionais oxigenados (Si-OH, Si-O-C), o que converteu a superfície de hidrofóbica para hidrofílica e ampliou a molhabilidade pela matriz de PEI durante a soldagem. Os ensaios de resistência ao cisalhamento (LSS) revelaram ganhos significativos: o tratamento com HMDSO puro elevou a resistência em 39,8%, enquanto o tratamento duplo (HMDSO+O₂) promoveu um incremento de 48,0% em relação à condição controle, atingindo valores médios superiores a 15,44 MPa. Além do ganho de resistência, observou-se uma redução na dispersão dos resultados, indicando maior reprodutibilidade e confiabilidade estrutural. A análise fractográfica corroborou o desempenho superior, evidenciando falhas do tipo intralaminar. Conclui-se que a funcionalização via PECVD é uma estratégia robusta para superar a incompatibilidade metal-polímero, promovendo interações físicas e químicas eficazes para juntas soldadas de alto desempenho.

Palavras-chave: Plasma; Termoplástico; Tratamento de superfície; Resistência elétrica.

ABSTRACT

The growing demand for lightweight and high-performance structures in the aerospace industry has driven the use of thermoplastic composites, with resistance welding being one of the most promising techniques for component assembly due to promoting rapid joints free of stress concentrators. However, the effectiveness of this process is often limited by chemical incompatibility at the interface between the metallic heating element and the polymeric matrix, resulting in joints with suboptimal adhesion. This work investigated the surface modification of AISI 304 stainless steel meshes, used as heating elements (HE), to optimize the resistance welding of glass fiber/polyetherimide (GF/PEI) thermoplastic composites. The experimental strategy consisted of the deposition of hexamethyldisiloxane (HMDSO) thin films via Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition (PECVD), followed by a functionalizing post-treatment with oxygen (O_2) plasma. A Taguchi L9 design was used to evaluate the influence of process parameters, identifying discharge power as the most determinant factor in deposition quality, followed by process time. The optimized condition (30 W, 30 min, and 60% precursor) resulted in films with adequate crosslinking, avoiding the formation of poorly adherent oligomers. FTIR and XPS characterizations confirmed that the O_2 plasma promoted the oxidation of the organosilane layer, replacing methyl groups ($-CH_3$) with oxygenated functional groups (Si-OH, Si-O-C), which converted the surface from hydrophobic to hydrophilic and enhanced wettability by the PEI matrix during welding. Lap Shear Strength (LSS) tests revealed significant gains: the pure HMDSO treatment increased strength by 39.8%, while the dual treatment (HMDSO+ O_2) promoted an increase of 48.0% compared to the control condition, reaching average values exceeding 15.44 MPa. In addition to the strength gain, a reduction in result dispersion was observed, indicating greater reproducibility and structural reliability. Fractographic analysis corroborated the superior performance, evidencing intralaminar failures. It is concluded that functionalization via PECVD is a robust strategy to overcome metal-polymer incompatibility, promoting effective physical and chemical interactions for high-performance welded joints.

Keywords: Plasma; Thermoplastic; Surface treatment; Electrical resistance.

LISTA DE ILUSTRAÇÃO

Figura 1- Relação de tipos de compósitos mais comuns conforme matriz e reforço	24
Figura 2- Representação de uma estrutura polimérica semicristalina com zonas amorfas e zonas cristalinas	25
Figura 3- Mero do poliéterimida (PEI)	27
Figura 4- Representação da composição estrutural do a) Boeing 787 e b) Airbus A350	29
Figura 5-Técnicas de união para materiais compósitos e suas subdivisões	30
Figura 6 - Esquema de união por fusão	32
Figura 7 - Técnica de fusão e suas subdivisões.	33
Figura 8 - Esquema de máquina para soldagem de materiais compósitos por resistência elétrica	35
Figura 9- Relação de artigos publicados por anos relacionados a soldagem de materiais compósitos (a) e tratamentos de superfície aplicados voltados a melhoria de interação em união de materiais compósitos (b).	37
Figura 10 - Dimensões de influência do EA de aço inoxidável	42
Figura 11 - Resposta ao cisalhamento dos EA analisados.	43
Figura 12 - Janela de processamento	46
Figura 13 - Simulação do aquecimento da malha metálica em relação ao tempo	47
Figura 14 - Diminuição da formação de vazios e escoamento do polímero conforme aumento da pressão de soldagem.	48
Figura 15 - Representação a) efeito de borda e início de deslocamento da fibra na matriz polimérica, b) relação entre meios de aplicação de pressão e tempo de soldagem e c) relação LSS e meios e aplicação de pressão.	49
Figura 16-Três principais rupturas em materiais compósitos.	50
Figura 17- Tipos de fraturas em compósitos unidos (a) e os três principais tipos de falha em modo II em compósitos soldados (b)	52
Figura 18 - Principais métodos de tratamento de superfície aplicado a uniões dissimilares	54
Figura 19 - Representação do intertravamento mecânico. As tiras brancas representam a interdifusão das cadeias poliméricas.	55
Figura 20 - Microscopia eletrônica de varredura da liga AA 2024-T3 a) sem tratamento e b) anodizado.	59
Figura 21 - Representação do fluxo de gás no reator a plasma	65

Figura 22 - Estrutura molecular e excitação vibracional do HMDSO	66
Figura 23 - Esquema da diferença entre polímero convencional e polímero a plasma	68
Figura 24 - Características dos filmes polimerizado a plasma	69
Figura 25 - Processo de polimerização a plasma do HMDSO com geração de algumas das possíveis espécimes.	70
Figura 26 - Ligações do filme HMDSO polimerizado por plasma	71
Figura 27 - Pós-tratamento com plasma de O ₂	71
Figura 28 - Mudança de molhabilidade de uma superfície de HMDSO com pós-tratamento de plasma O ₂	72
Figura 29 – Fluxograma de trabalho	74
Figura 30- Representação da malha metálica indicando o diâmetro do fio (d_w) e a abertura de lacuna (Φ_w)	75
Figura 31 – a) Esquema do reator PECVD utilizado e b) reator utilizado	77
Figura 32- Representação do fluxo de gás e disposição das amostras	79
Figura 33 - Representação do "sanduíche" da soldagem de compósitos por resistência elétrica.	81
Figura 34 - Soldadora de compósitos pertencente a FEG/Unesp	83
Figura 35 - Material no interior do reator PECVD recebendo o tratamento	84
Figura 36 - Representação da medição do ângulo de contato	85
Figura 37 - Ensaio de LSS	88
Figura 38- Gráfico de probabilidade normal dos resultados de LSS	92
Figura 39 - Influência das variáveis de polimerização do HMDSO.	93
Figura 40 - Espessura dos filmes em diferentes condições	97
Figura 41 - Resultado análise FTIR do HMDSO e do HMDSO+O ₂	98
Figura 42- Espectros de varredura (survey) de XPS e composição elementar dos filmes de HMDSO antes e após o tratamento com plasma de O ₂ . O detalhe (inset) destaca as variações nos picos de C1s e Si na faixa de 50–400 eV. A tabela resume as porcentagens concentração atômica e as energias de ligação aproximadas	99
Figura 43- Análise de alta resolução por XPS do pico de Si do HMDSO (a) e HMDSO+O ₂ (b)	100
Figura 44- Espectros de XPS de alta resolução comparando as regiões C1s e O1s antes e após o tratamento a plasma. (a, b) Picos C1s para o HMDSO original (pristino) e HMDSO+O ₂ ,	

respectivamente. (c, e) Picos O1s para o HMDSO original e HMDSO+O ₂ , respectivamente	100
Figura 45- Representação esquemática das rotas de dissociação do HMDSO durante a PECVD e a estrutura molecular da superfície resultante antes e após o tratamento com plasma de oxigênio	101
Figura 46 - Evolução do ângulo de contato ao longo do tempo	102
Figura 47 - Modificação dos grupos funcionais do filme de HMDSO com a aplicação do O ₂ -plasma	104
Figura 48 - Imagens de AFM das superfícies de HMDSO e HMDSO+O ₂ sob diferentes condições	105
Figura 49 - Dados dos parâmetros de soldagem registrados	107
Figura 50 - Energia dissipada na junta soldada durante o tempo de passagem de corrente elétrica no elemento de aquecimento	108
Figura 51 - Curvas de DMA do material soldado sem tratamento (a), material soldado com a deposição de HMDSO (b) e o material soldado com a deposição de HMDSO seguido de um pós-tratamento com plasma de O ₂ (c)	109
Figura 52 - Média de LSS obtido com as diferentes condições: Controle, HMDSO e HMDSO+O ₂	110
Figura 53 - Dispersão dos resultados de LSS	111
Figura 54 - Avaliação microscópica das juntas soldadas	113
Figura 55 - Regiões soldadas observadas por microscopia em campo escuro	114
Figura 56 - Amostra fraturada sem tratamento com plasma. Ampliações de 9x (a) e 40x (b), campo claro	115
Figura 57 - Amostra fraturada com deposição de HMDSO. Ampliações de 9x (a) e 40x (b)	116
Figura 58 - Amostra fraturada com deposição de HMDSO+O ₂ . Ampliações de 9x (a) e 40x (b)	117
Figura 59 - Características fractográficas comumente observadas em amostras	118
Figura 60- Imagens de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) de materiais sem tratamento por plasma	119
Figura 61- Imagens de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) de materiais com deposição do HMDSO por plasma	120
Figura 62- Imagens de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) de materiais com deposição do HMDSO por plasma e com pós-tratamento com plasma de O ₂	122

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Propriedades físico-química do PEI comparado com outros polímeros de alto performance.	27
Tabela 2- Principais propriedades físico-química da fibra de vidro-S	28
Tabela 3 - Dimensões dos EA	42
Tabela 4 - Grupos funcionais do HMDSO segundo FTIR	67
Tabela 5 - Propriedades do monômero HMDSO	67
Tabela 6- Composição química típica do aço inoxidável AISI 304 utilizado como EA	75
Tabela 7 - Matriz Taguchi L9 da deposição do HMDSO	78
Tabela 8- Níveis reais e codificados para as variáveis tempo, corrente e pressão com o EA de 400 mesh	80
Tabela 9 - Parâmetros utilizados para soldagem	82
Tabela 10 - Matriz ortogonal da deposição do filme HMDSO com a resposta dos ensaios mecânicos	90
Tabela 11 - Análise de variância para razões sinal-Ruído.	93
Tabela 12 - Resposta para relações sinal-ruído (quanto maior, melhor).	94
Tabela 13 - Envelhecimento do filme de HMDSO em diferentes condições	103
Tabela 14 - Valores médios de Sa e Sq das áreas escaneadas por AFM.	104

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Parâmetros de soldagem da literatura	38
Quadro 2 - Relação de tratamentos superficiais aplicados a soldagem de compósitos	56

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

HMDSO	Hexametildissiloxano
PECVD	<i>Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition</i>
PEI	Poliéterimida
PRF	<i>Polymer Reinforced Fiber</i>
T _g	Transição vítrea
T _m	Temperatura de fusão
T _d	Temperatura de degradação
MPa	Mega Pascal
CFRTP	<i>Continuous Fiber Reinforced Thermoplastic Polymer</i>
P _d	Densidade de potência elétrica
LSS	<i>Lap Shear Strength</i>
SLSS	<i>Single Lap Shear Strength</i>
DLSS	<i>Double Lap Shear Strength</i>
ddp	Diferença de potencial
DMA	Análise Dinâmico-Mecânica
BSE	Backscattered Electrons
EDS	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
SE	Secondary Electrons
XPS	X-ray Photoelectron Spectroscopy
FTIR	Fourier Transform Infrared Spectroscopy

LISTA DE SÍMBOLOS

μ	micro
μm	micrometro
μL	microlitro
ϕ_w	Lacuna/abertura da malha metálica
d_w	Diâmetro do fio da malha metálica
F_0	Fração de área aberta da malha metálica
n_e	Densidade de elétrons
n_i	Íons positivos
T_e	Temperatura de elétrons
T_i	Temperatura de íons
$T_{\text{gás}}$	Temperatura do gás
K_B	Constante de Boltzmann
K_{BT_e}	Energia média de elétrons
T_n	Temperatura de partículas neutras

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	METODOLOGIA DO TRABALHO	20
1.2	OBJETIVOS.....	21
1.2.1	Objetivos gerais.....	21
1.2.2	Objetivos específicos.....	21
2	REVISÃO DA LITERATURA.....	23
2.1	COMPÓSITOS.....	23
2.1.1	Matriz polimérica termoplástica.....	24
2.1.2	Compósito PEI reforçado com fibra de vidro	26
2.1.2.1	<i>PEI</i>	26
2.1.2.2	<i>Fibra de vidro tipo S</i>	28
2.1.3	Aplicação aeroespacial de compósitos	28
2.2	UNIÃO DE MATERIAIS COMPÓSITOS	29
2.2.1	Unões por fusão.....	31
2.3	SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA	34
2.4	VARIÁVEIS DE INFLUÊNCIA	40
2.4.1	Elemento de aquecimento (EA)	40
2.4.2	Relação potência, densidade de potência e corrente elétrica	44
2.4.3	Relação tempo, temperatura e pressão	45
2.5	FRATURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS	49
2.6	TRATAMENTO E SOLDAGEM DE COMPÓSITOS	53
2.6.1	Tratamentos convencionais	58
2.7	TRATAMENTOS DE SUPERFÍCIE APLICADO POR PLASMA	60
2.7.1	Mecanismos Físico-Químicos da Interação Plasma-Superfície	61
2.7.2	Tratamentos via PECVD	63
2.7.3	Hexametildissiloxano	66
2.7.4	Polimerização a plasma do HMDSO	67
3	MATERIAIS E MÉTODOS	73
3.1	MATERIAIS.....	74
3.1.1	Compósito PEI/fibra de vidro	74
3.1.2	Elemento de aquecimento	75

3.1.3	Hexametildissiloxano	76
3.2	MÉTODOS.....	76
3.2.1	Investigação dos parâmetros de deposição.....	76
3.2.2	Planejamento Experimental e Otimização dos Parâmetros de Soldagem .	79
3.2.3	Soldagem dos materiais compósitos	81
3.2.4	Caracterização do filme.....	83
3.2.5	Caracterização térmica	87
3.2.6	Caracterização mecânica por <i>Lap Shear Strength</i> (LSS)	87
3.2.7	Caracterização microscópica das juntas	88
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	90
4.1	VARIÁVEIS DE DEPOSIÇÃO DO HMDSO	90
4.2	CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DO FILME HMDSO	97
4.3	PERFILOMETRIA DO FILME	104
4.4	CARACTERIZAÇÃO ENERGÉTICA DA JUNTA SOLDADA.....	106
4.5	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	110
4.6	CARACTERIZAÇÃO ÓPTICA	113
5	CONCLUSÕES	124
6	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	126
	REFERÊNCIAS	127
	ANEXO A- DATASHEET DA RESINA PEI	140
	ANEXO B- DADOS DA SOLDADORA	143
	APÊNDICE A- SOLDADORA: FALHAS DE PROJETO.....	145
	APÊNDICE B- SOLDADORAS DA LITERATURA	147
	DADOS CURRICULARES.....	149

1 INTRODUÇÃO

A implementação de materiais compósitos no setor aeroespacial consolidou-se no período pós-Segunda Guerra Mundial, impulsionada pela necessidade premente de soluções estruturais que superassem as limitações das ligas metálicas convencionais. Fatores como a busca pela redução de peso, a mitigação de problemas de degradação ambiental (intemperismo) e as demandas extremas da corrida espacial exigiram o desenvolvimento de materiais avançados capazes de suportar condições operacionais rigorosas. Nesse cenário, os compósitos surgem como uma solução tecnológica disruptiva, promovendo uma sinergia entre as propriedades de constituintes distintos: a leveza e a estabilidade química de polímeros de alto desempenho aliadas à elevada resistência mecânica conferida pelos reforços fibrosos. Essa união harmônica permite alcançar desempenhos mecânicos equivalentes aos de aços e ligas de alumínio, mas com uma fração de sua massa. Consequentemente, o uso desses materiais traduz-se em ganhos estratégicos significativos, como o aumento da eficiência energética através do menor consumo de combustível, a ampliação da capacidade de carga útil e uma resistência superior a variações térmicas e à corrosão. Assim, surgem as necessidades de desenvolvimento de técnica de união para esses materiais avançados (Ageorges; Ye; Hou, 2001).

A soldagem de compósitos é uma área de crescente interesse técnico e científico, especialmente no setor aeroespacial. Essa relevância decorre da necessidade de unir materiais com propriedades físico-químicas distintas, o que representa um grande desafio (Ageorges; Ye; Hou, 2001). A união desses materiais exige técnicas avançadas que assegurem não apenas a integridade das juntas, mas também a preservação das características individuais dos componentes envolvidos. Nesse contexto, a soldagem de materiais compósitos por fusão tem ganhado destaque, pois combina eficiência e rapidez sem a introdução de elementos mecânicos que possam acumular tensões ou resinas que possam demandar longos tempos de cura (Xiong *et al.*, 2021). Essa técnica tem se mostrado particularmente eficaz em aplicações que envolvem compósitos de matriz polimérica termoplástica além de permitir a formação de juntas estruturais dissimilares, como polímeros/metais (Li *et al.*, 2024).

A soldagem por resistência elétrica utiliza o aquecimento local gerado pela passagem de corrente elétrica através de um elemento resistivo gerando o aquecimento das interfaces a serem unidas por efeito Joule, destaca-se por exigir pouca preparação prévia das superfícies em comparação com outros processos. Além disso, oferece controle eficiente da distribuição de calor, especialmente quando malhas metálicas de aço inoxidável são empregadas como

elementos de aquecimento (Wei *et al.*, 2022). No entanto, a união de compósitos entre si ou com metais apresenta desafios específicos, como a possibilidade de delaminação, fraturas e falhas de aderência devido a incompatibilidades superficiais dos materiais envolvidos ou diferenças das propriedades térmicas de seus componentes (Panneerselvam; Aravindan; Noorul, 2012).

Essas dificuldades são ainda mais evidentes ao trabalhar com uniões híbridas, como com a liga de alumínio 2024-T3, uma liga amplamente utilizada na indústria aeronáutica devido à sua elevada resistência mecânica e leveza, mas que apresenta vulnerabilidade à corrosão, especialmente em ambientes agressivos (Mao *et al.*, 2022). A combinação entre o compósito PEI/fibra de vidro e o alumínio 2024-T3 é um exemplo típico de união entre materiais dissimilares com propriedades térmicas e químicas distintas. A superfície da resina do compósito, por exemplo, apresenta naturalmente baixa adesão a metais, o que reforça a necessidade de tratamentos de superfície para melhorar a interação (DU *et al.*, 2020). Além disso, o uso de malhas metálicas como elementos de aquecimento em soldagens similares de compósitos termoplásticos pode gerar incompatibilidades superficiais na interface metal/matriz, resultando em regiões de baixa aderência e na formação de vazios nas lacunas da malha metálica (Shi; Villegas; Bersee, 2017).

Para superar esses problemas, tratamentos de superfície têm sido aplicados como estratégias amplamente exploradas na literatura científica. Essas abordagens variam desde o aumento da rugosidade por meio de desbaste superficial ou gravação química com ácidos, visando melhorar o intertravamento mecânico, até a deposição de filmes para intensificar as interações químicas superficiais (Xiong *et al.*, 2019). Neste contexto, tratamentos a plasma combinados com a deposição de filmes finos surgem como uma abordagem inovadora, capaz de melhorar as propriedades interfaciais das juntas soldadas. Essa técnica oferece benefícios como limpeza superficial aprimorada, aumento da energia de superfície, deposição de filmes finos sem geração de resíduos químicos, além de modificar a rugosidade superficial e o grau de hidrofobicidade em um único processo (Rohart; Laberge Lebel; Dubé, 2020).

Nesse contexto, o presente estudo investiga a deposição de filmes finos de hexametildissiloxano (HMDSO) por PECVD (*Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition*) para melhorar a resistência mecânica de juntas soldadas por resistência elétrica em materiais compósitos. A modificação das características superficiais do elemento de aquecimento com esses filmes apresenta potencial significativo: além de melhorar a adesão, esses filmes oferecem resistência ao desgaste, alta densidade e resistência a solventes e proteção à corrosão,

dificultando a passagem de moléculas como O_2 e água (Hegemann, 2014). Essa propriedade possibilita ampliar a aplicação do tratamento por plasma em outras técnicas de soldagem por fusão.

Para assegurar a viabilidade e o aprofundamento das análises, este estudo estabelece delimitações metodológicas específicas. Em relação aos materiais, a pesquisa restringe-se ao compósito termoplástico GF/PEI e ao uso de malhas de aço inoxidável AISI 304 como elemento resistivo, não englobando a avaliação de outras matrizes poliméricas, fibras de reforço ou ligas metálicas aeroespaciais. O processo de união foca exclusivamente na soldagem por resistência elétrica, sem realizar ensaios com outras técnicas de soldagem por fusão. Quanto à engenharia de superfície, o escopo limita-se à deposição de filmes finos por plasma (PECVD) utilizando hexametildissiloxano (HMDSO) e oxigênio (O_2), não contemplando avaliações comparativas empíricas com tratamentos químicos de via úmida ou abrasão mecânica. A caracterização mecânica das juntas soldadas baseia-se primordialmente na Resistência ao Cisalhamento por Sobreposição (LSS - Modo II), deixando de fora ensaios de fadiga, impacto ou estudos de degradação ambiental a longo prazo. Por fim, a modelagem e otimização dos parâmetros de deposição via plasma restringem-se aos limites da matriz ortogonal de Taguchi (L9), sem extrapolação preditiva para condições fora desse arranjo experimental.

1.1 METODOLOGIA DO TRABALHO

O presente trabalho está organizado em capítulos, distribuídos da seguinte maneira: No Capítulo 2, é apresentada uma revisão da literatura sobre materiais compósitos, com ênfase no compósito PEI reforçado com fibra de vidro (PEI/fibra de vidro) e suas características mecânicas e térmicas. São abordados os tipos de soldagem aplicáveis a materiais compósitos, com destaque para a soldagem por resistência elétrica, além de tratamentos e deposição de filmes finos por plasma, especialmente pelo método PECVD.

O Capítulo 3 descreve os materiais e equipamentos utilizados, bem como a metodologia empregada na escolha dos tratamentos e dos parâmetros para a deposição do filme de HMDSO no elemento de aquecimento e para a soldagem dos materiais analisados.

No Capítulo 4, são discutidos os resultados obtidos com base na metodologia apresentada no capítulo anterior. São apresentados os dados relativos às propriedades de superfície do filme de HMDSO, a análise da energia envolvida na soldagem das juntas, a caracterização mecânica das juntas após a soldagem e a interação entre o filme depositado no substrato e os elementos envolvidos no processo de soldagem dos compósitos.

Por fim, o Capítulo 5 apresenta as conclusões obtidas a partir da análise dos resultados discutidos, destacando as principais contribuições do estudo.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivos gerais

O objetivo geral deste trabalho consistiu na investigação da implementação de filmes finos de hexametildissiloxano (HMDSO) via plasma PECVD para aprimorar a interação interfacial em juntas soldadas de compósitos de poliéterimida reforçados com fibra de vidro (GF/PEI), utilizando elementos de aquecimento de aço inoxidável AISI 304. A contribuição científica desta pesquisa reside na decodificação da sinergia entre a deposição de organossilanos e o pós-tratamento funcionalizante por plasma de oxigênio, demonstrando que a manipulação nanométrica da superfície metálica pode elevar a resistência mecânica das juntas e aumentar a confiabilidade estatística do processo.

Ademais, a estratégia desenvolvida apresenta um forte alinhamento com os Objetivos de Desenvolvimento Sustentável (ODS) da Agenda 2030 da ONU, destacando-se em três frentes principais:

- ODS 9 (Indústria, Inovação e Infraestrutura): Ao promover a inovação em processos de união através do uso de plasmas não-térmicos, tecnologia que evita a degradação térmica dos materiais.
- ODS 12 (Consumo e Produção Responsáveis): Ao propor uma técnica de manufatura "seca" e limpa, eliminando a necessidade de ataques químicos ou solventes tóxicos prejudiciais ao meio ambiente.
- ODS 13 (Ação Contra a Mudança Global do Clima): Ao viabilizar uniões estruturais mais fortes e leves, o que contribui diretamente para a redução do peso de aeronaves e, consequentemente, para a diminuição do consumo de combustível e emissões de CO₂.

1.2.2 Objetivos específicos

Os objetivos específicos do presente trabalho são:

- **Analisar a influência paramétrica e estatística das variáveis de processo:** Identificar, por meio de um delineamento experimental Taguchi L9, a hierarquia de impacto da potência de descarga, do tempo de tratamento e da composição do precursor

(HMDSO) sobre a resistência ao cisalhamento em sobreposição (LSS), determinando a condição otimizada para a máxima adesão das juntas.

- **Promover a engenharia de superfície via plasma PECVD:** Implementar a deposição de filmes finos de hexametildissiloxano (HMDSO) na malha metálica utilizada como elemento de aquecimento afim de aprimorar a interação interfaciais entre metal-polímero (elemento de aquecimento e matriz polimérica), seguida por uma etapa de funcionalização com plasma de oxigênio (O_2) para converter a natureza química orgânica do HMDSO em inorgânica, através da oxidação da camada de organossilano e introdução de grupos funcionais oxigenados (Si-OH e Si-O-C).
- **Desenvolver e validar uniões estruturais dissimilares:** Executar a soldagem por resistência entre o compósito termoplástico GF/PEI e a liga de alumínio 2024-T3, com a finalidade de avaliar a eficácia do tratamento via PECVD na superação da incompatibilidade físico-química inerente às interfaces metal-polímero em juntas de alto desempenho.
- **Caracterizar a morfologia e a integridade da interface:** Quantificar as alterações na rugosidade nanométrica (S_a e S_q) e na homogeneidade da superfície via AFM e análise química (XPS e FTIR), correlacionando esses dados com os modos de falha observados nas análises fractográficas após os ensaios mecânicos e os valores de resistência ao cisalhamento modo II obtidos.

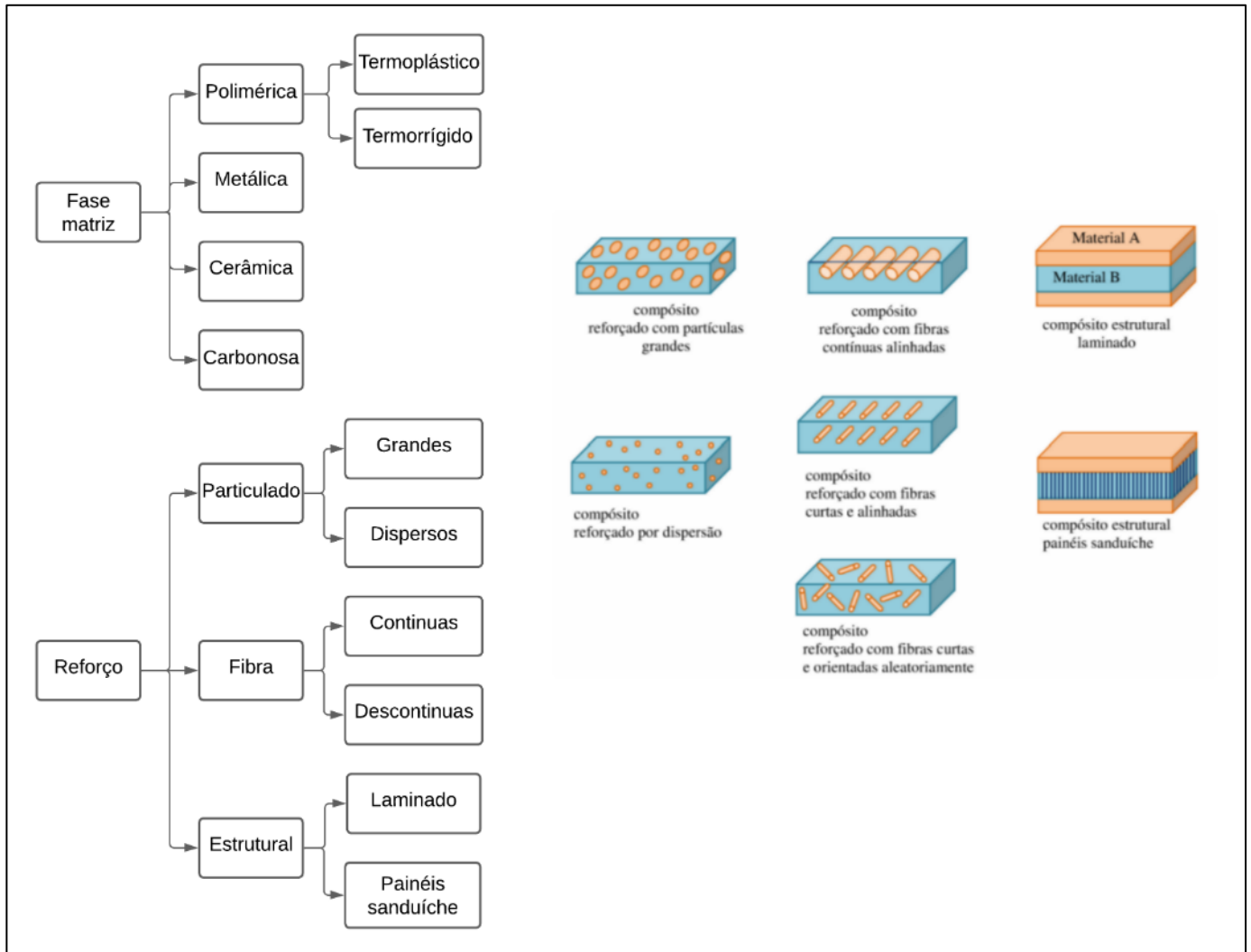
2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 COMPÓSITOS

Nas últimas décadas, houve um rápido crescimento na utilização de materiais compósitos que se deve à necessidade crescente por estruturas leves, o que tem aumentado a popularidade desses materiais devido às suas propriedades mecânicas elevadas e capacidade de adaptação de design além de ser mais leve quando comparado a materiais metálicos, por exemplo (Shang et al., 2019; Yerra; Pilla, 2019). Dentre os materiais compósitos, os de matriz polimérica reforçados com fibra (PRF) são notoriamente os mais requisitados como materiais de engenharia em diversas indústrias, principalmente aeroespacial, crescendo a demanda de técnicas de uniões desses materiais (Shang et al., 2019; Xiong *et al.*, 2021). No entanto, os compósitos tendem a ser frágeis na direção transversal, podendo resultar em falhas precoces devido à delaminação (Shang *et al.*, 2019; Yerra; Pilla, 2019).

Constituídos por dois ou mais materiais diferentes, os materiais compósitos combinam as propriedades distintas de cada componente para obter um material com propriedades intermediárias desejadas (Aleksendrić, 2015; Zwebbe, 2024). Um material compósito pode ser dividido em duas fases: fase matriz e fase reforço. Mecanicamente, a matriz é responsável pela distribuição de cargas aplicadas ao material e manter o reforço coeso enquanto o reforço é responsável pelo aumento das propriedades mecânicas e absorção das tensões da matriz (Islam *et al.*, 2022; Zweben, 2024). Os materiais compósitos também são configurados conforme outras características físico-químicas desejadas, como resistividade elétrica, resistência a intemperes, propriedades acústicas e térmicas (Aleksendrić, 2015; Islam et al., 2022). A Figura 1 apresenta as relações das fases matriz e reforços.

Figura 1- Relação de tipos de compósitos mais comuns conforme matriz e reforço.



Fonte: Adaptado de Gomes (2020); Nunes (2023); Troughton (2008)

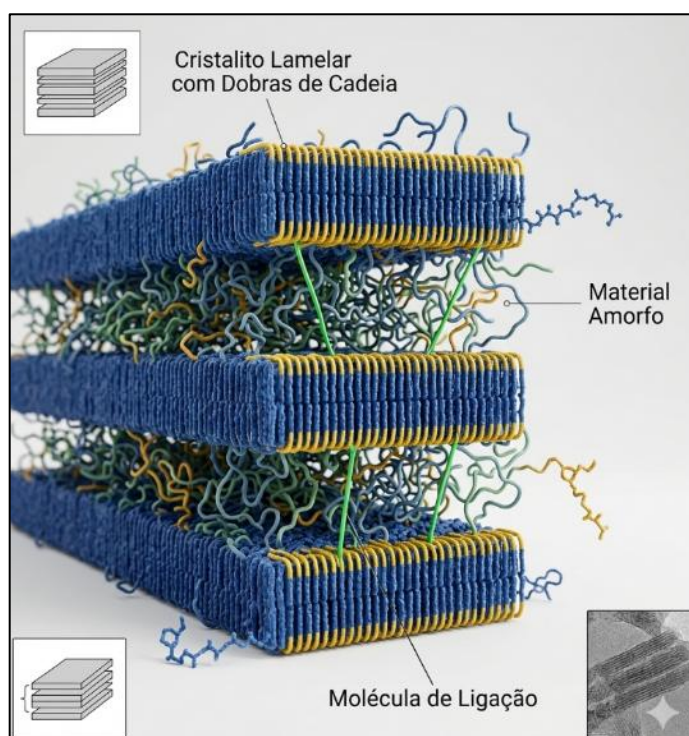
2.1.1 Matriz polimérica termoplástica

Segundo Pasini *et al.* (2020), materiais compósitos de matriz polimérica podem ser divididos em dois tipos: os termoplásticos e os termorrígidos. Os materiais termoplásticos são caracterizados por possuírem estruturas de cadeias moleculares lineares ou ramificadas, com fortes ligações intramoleculares (covalentes), mas ligações intermoleculares fracas (ligações secundárias, como van der Waals e pontes de hidrogênio). Esta característica, distinta dos polímeros termorrígidos que apresentam ligações primárias cruzadas, permite que o polímero

seja aquecido até amolecer/fundir, refazendo suas ligações secundárias conforme é resfriado (Ageorges; Ye; Hou, 2001; Troughton, 2008). Durante esse processo, é importante evitar que o polímero atinja temperaturas de degradação (Pasini *et al.*, 2020). Essa capacidade de fusão e solidificação pode ser repetida em um ciclo limitado, permitindo sua reciclagem (Callister Jr, 2008). Ao contrário de materiais metálicos, que podem sofrer quase que ilimitados ciclos de reciclagem, os termoplásticos acabam perdendo parte de sua cadeia polimérica a cada ciclo térmico, limitando a quantidade de ciclos aos quais o material pode ser submetido ao longo de sua vida útil (Callister Jr, 2008; Troughton, 2008).

Os termoplásticos podem apresentar estruturas amorfas ou semicristalinas, nunca sendo exclusivamente cristalinos (Islam *et al.*, 2022). Os termoplásticos amorfos apresentam longas cadeias poliméricas repetidas em forma de um emaranhado desordenado, apresentando regiões vazias, conhecidas como volume livre. Termoplásticos semicristalinos apresentam regiões com estruturas cristalinas, ou seja, regiões onde as estruturas moleculares são organizadas em arranjos moleculares ordenados, conhecidos como cristalitos (Callister Jr, 2008; Islam *et al.*, 2022; Zweben, 2024). A Figura 2 apresenta um exemplo de uma estrutura polimérica semicristalina.

Figura 2- Representação de uma estrutura polimérica semicristalina com zonas amorfas e zonas cristalinas.



Fonte: Adaptado de Callister Jr (2008).

A distinção fundamental entre polímeros amorfos e semicristalinos reside na organização de suas cadeias moleculares, fator determinante para seus comportamentos térmicos e mecânicos. Os polímeros amorfos caracterizam-se por uma estrutura desorganizada e emaranhada, o que lhes confere, habitualmente, transparência ótica, uma vez que a ausência de fases ordenadas minimiza a dispersão da luz (Troughton, 2008).

Sob o aspecto térmico, esses materiais não apresentam um ponto de fusão definido, mas sim um amolecimento gradual ao longo de uma faixa de temperatura. Esse fenômeno está intrinsecamente ligado à temperatura de transição vítrea (T_g), definida como um estado termodinâmico de segunda ordem reversível. Na T_g , o polímero transita de um estado vítreo rígido para um estado elastomérico (*rubbery*), assemelhando-se a um líquido de ultra-alta viscosidade sem que ocorra uma mudança estrutural abrupta (ISO 11357-2, 2020; Michael, 2009).

Em contrapartida, os polímeros semicristalinos possuem uma morfologia complexa, composta por regiões de alto ordenamento molecular (cristalitos) intercaladas por zonas amorfas. Essa arquitetura resulta em um comportamento térmico bifásico: além de apresentarem uma T_g associada à sua fração amorfa, exibem uma temperatura de fusão cristalina (T_m) nítida e bem definida, onde a energia térmica é suficiente para romper a ordem de longo alcance dos cristalitos (Troughton, 2008). Do ponto de vista óptico, a interação da luz com as interfaces dessas regiões compactas torna esses materiais opacos (semicristalinos) ou translúcidos (amorfos) (Troschitz et al., 2022; Troughton, 2008).

2.1.2 Compósito PEI reforçado com fibra de vidro

2.1.2.1 PEI

A matriz polimérica PEI (poli(éter-imida)) é um polímero termoplástico amorfo que se destaca por suas altas propriedades de resistência mecânica e rigidez quando comparado com outros materiais poliméricos, A Tabela 1 apresenta um comparativo entre o PEI e dois polímeros de alto desempenho, o PPS (Polisulfeto de Fenileno) e o PEEK (Polieteretercetona), também impregnados no setor aeroespacial.

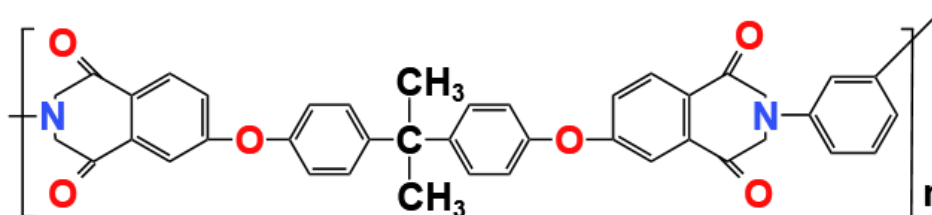
Tabela 1- Propriedades físico-química do PEI comparado com outros polímeros de alto performance.

Propriedades	PEI	PPS	PEEK
Tg (°C)	180 - 220	88	143
Tm (°C)	-	290	334
Temperatura de processamento (°C)	>350	300 - 345	370 - 400
Temperatura de trabalho (°C)	-	240	250
Densidade (g/cm ³)	1,27	1,35	1,30
Absorção de água (%/24h)	0,25	0,01 - 0,07	0,1 - 0,14
Coeficiente de expansão térmica (x10 ⁻⁵ . °C ⁻¹)	5,58	5,04	5,04
Temperatura de deflexão sob carga de 1,82 Mpa (°C)	210	260	160
Condutividade térmica (10 ⁻⁴ cal/s.cm.°C)	1,6	2,0 - 6,9	-
Resistência a tração (MPa)	105	138	93,8
Módulo de elasticidade (GPa)	3	11,7	3,5
Resistência ao impacto (J/m)	53	69	59
Elongação na ruptura (%)	60	1 - 6	30 - 150
Tensão de escoamento (MPa)	104,8	-	91,02

Fonte: Adaptado de Harper, (2002); Peters (1998).

Essas características são atribuídas à presença de estruturas de imida, que conferem rigidez à cadeia polimérica, melhorando seu desempenho em altas temperaturas. Por outro lado, os grupos éter proporcionam mobilidade às cadeias poliméricas, facilitando o seu processamento (Nair *et al.*, 2018; Unger *et al.*, 2022). A síntese do PEI geralmente envolve a formação de anéis de imida através de um processo de ciclização, seguido pela formação de éteres em uma etapa subsequente. Este processo de síntese ocorre por meio de policondensação (Kurdanova *et al.*, 2019). A Figura 3 ilustra a estrutura da poli(éter-imida).

Figura 3- Mero do poliéterimida (PEI)



Fonte: Adaptado de Johnson; Burlhis (1983).

2.1.2.2 Fibra de vidro tipo S

A fibra de vidro é amplamente utilizada como reforço em matrizes poliméricas. Entre suas principais vantagens estão a alta resistência à tração, com valores em torno de 7 MPa, e seu baixo custo. Além disso, a fibra de vidro pode ser até três vezes mais dura que o aço (Naik; Thakur; Salunkhe, 2023; Singh *et al.*, 2020). No entanto, suas desvantagens incluem baixa resistência à abrasão, menor adesão a certas matrizes poliméricas e um módulo elástico inferior em comparação com outras fibras, como a aramida e a fibra de carbono (Stickel; Nagarajan, 2012).

As fibras de vidro podem ser fabricadas em formas contínuas e descontínuas. O processo de produção de ambas segue um método semelhante até a fase de estiramento (Stickel; Nagarajan, 2012). A composição básica inclui elementos como areia, cálcio e alumina, que são misturados e derretidos em um forno refratário. A mistura para produção de fibra de vidro é composta principalmente de sílica (SiO_2) na forma de tetraedros de SiO (Naik; Thakur; Salunkhe, 2023; Singh *et al.*, 2020). Nos compósitos estruturais, os dois tipos mais comuns de fibras de vidro são o vidro-E e o vidro-S (Stickel; Nagarajan, 2012). A Tabela 2 apresenta os principais valores físico-químico da fibra de vidro-S.

Tabela 2- Principais propriedades físico-química da fibra de vidro-S

Propriedades	Fibra vidro-S
Densidade (g/cm^3)	2,49
Resistência a tração (MPa)	4585
Módulo elástico (GPa)	85,5
Diâmetro médio (μm)	8-13
Coefficiente de expansão térmica ($10^{-6}/^\circ\text{C}$)	2,9

Fonte: Singh *et al.*, (2020); Stickel; Nagarajan, (2012).

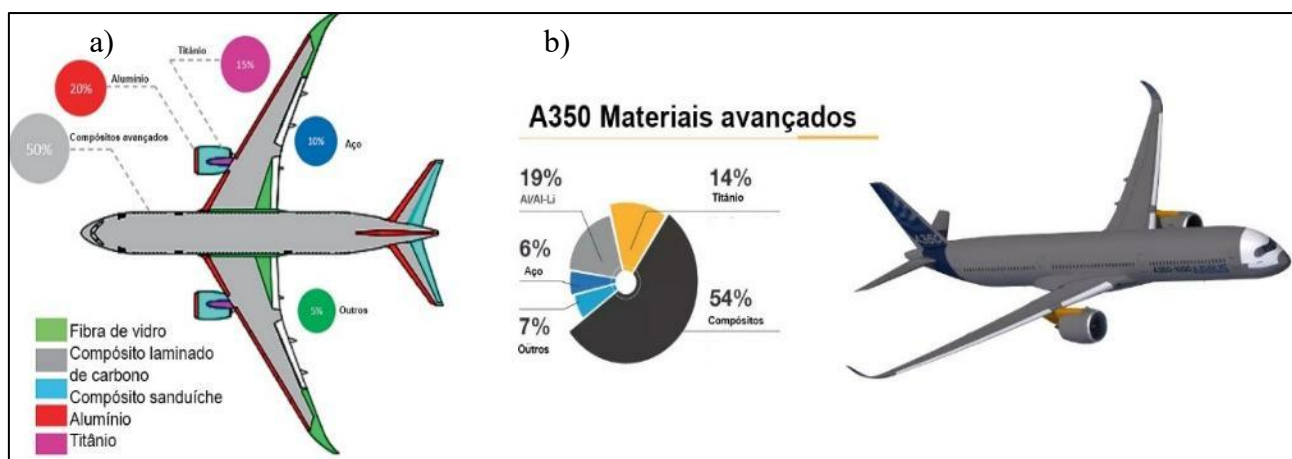
2.1.3 Aplicação aeroespacial de compósitos

Com os desenvolvimentos e avanços tecnológicos em materiais para o setor aeroespacial, os compósitos de matriz polimérica passaram a ganhar destaque em aplicações estruturais de aeronaves. Isso se deve à sua combinação de resistência a intemperes, propriedades mecânicas equivalentes às dos metais e menor peso (Parveez *et al.*, 2022; Sousa; Ujike; Kadota, 2016).

Tais características permitiram avanços tanto no segmento militar — como na redução da assinatura radar e no aprimoramento da blindagem — quanto no civil, com a expressiva economia de combustível e a maior resistência às intempéries. Esses fatores resultam na redução dos custos operacionais e da emissão de poluentes durante o ciclo de vida da aeronave (Hairi *et al.*, 2023; Parveez *et al.*, 2022). Recentemente, os compósitos tornaram-se também uma ferramenta estrutural no desenvolvimento de aeronaves não tripuladas (Hairi *et al.*, 2023).

Grandes fabricantes da indústria aeroespacial utilizam, em seus modelos mais recentes e de grande sucesso comercial, até 50% ou mais de materiais compósitos avançados em suas estruturas. É o caso do Boeing 787 e do Airbus A350, fabricantes que os aplicam em componentes como flaps, tubeiras, fuselagem, profundores e lemes. A Figura 4 ilustra a proporção de compósitos utilizada nas estruturas das aeronaves comerciais dessas duas fabricantes.

Figura 4- Representação da composição estrutural do a) Boeing 787 e b) Airbus A350.

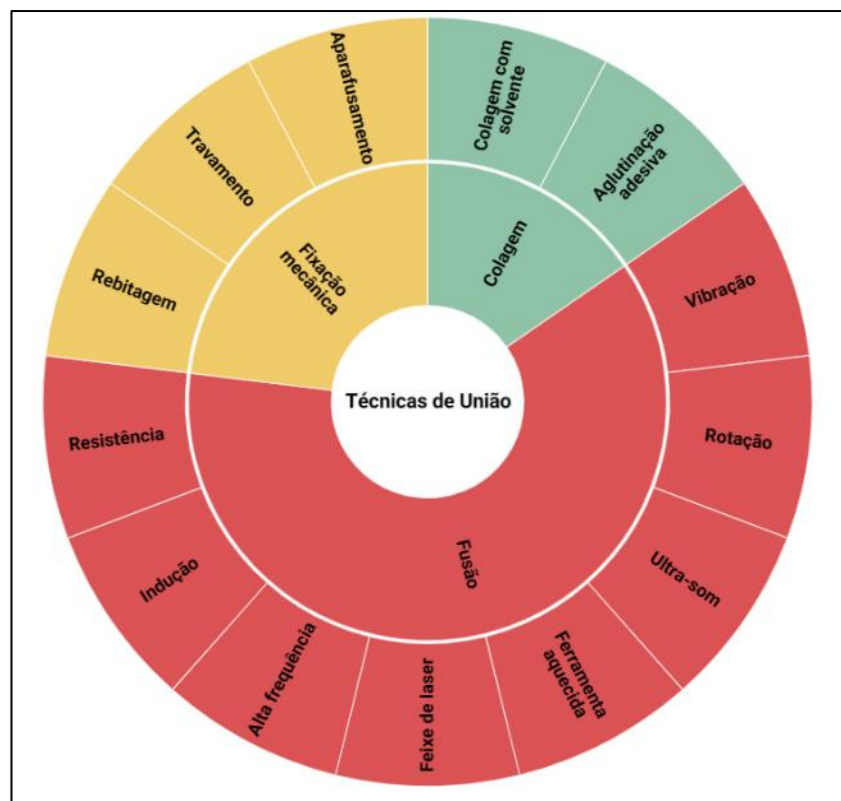


Fonte: Adaptado de Airbus A350 advanced materials composition; Shyha; Huo; Davim, (2021).

2.2 UNIÃO DE MATERIAIS COMPÓSITOS

A união de materiais compósitos termoplásticos está presente em diversas aplicações industriais com distintos métodos empregados para garantir a integridade estrutural e funcional. Estes métodos podem ser divididos em três categorias principais: fusão, fixação mecânica e colagem (Iqbal *et al.*, 2023; Siddique *et al.*, 2022). A Figura 5 ilustra as técnicas recorrentes de união de materiais compósitos.

Figura 5-Técnicas de união para materiais compósitos e suas subdivisões



Fonte: Próprio autor (2024).

A união mecânica é uma aplicação simples e econômica que envolve o uso de fixadores mecânicos, como parafusos ou rebites. Esses fixadores proporcionam resistência através do intertravamento mecânico entre os componentes, sendo frequentemente utilizados devido à facilidade de montagem e desmontagem para manutenção ou reparos. Por outro lado, o processo pode levar a concentrações de tensão ao redor dos orifícios dos fixadores e interrupção das fibras contínuas utilizadas como reforço, podendo ocasionar falhas prematuras. Além disso, os fixadores podem se soltar devido a vibrações ou ciclos térmicos ao longo do tempo, comprometendo a integridade da junta (Egorov; Abu-Khasan; Fedorov, 2022; Xiong *et al.*, 2021d).

A colagem adesiva é uma técnica de união na qual os componentes são fixados por meio de um material adesivo, como as resinas epóxi. Entre suas principais vantagens estão a elevada resistência à fadiga, a redução de peso da junta e uma maior tolerância a danos mecânicos. A técnica é amplamente empregada em aplicações aeroespaciais devido à sua excepcional capacidade de vedação e maior flexibilidade de projeto quando comparada aos fixadores mecânicos. Por outro lado, as juntas adesivas são sensíveis a condições ambientais, como

temperatura e umidade, o que pode comprometer sua durabilidade. Além disso, exigem um rigoroso preparo superficial antes da aplicação do adesivo, fundamental para evitar falhas de aderência e a consequente redução da resistência da junta (Bishopp, 2005-; Shang *et al.*, 2019; Shirvalkar; Raut, 2021).

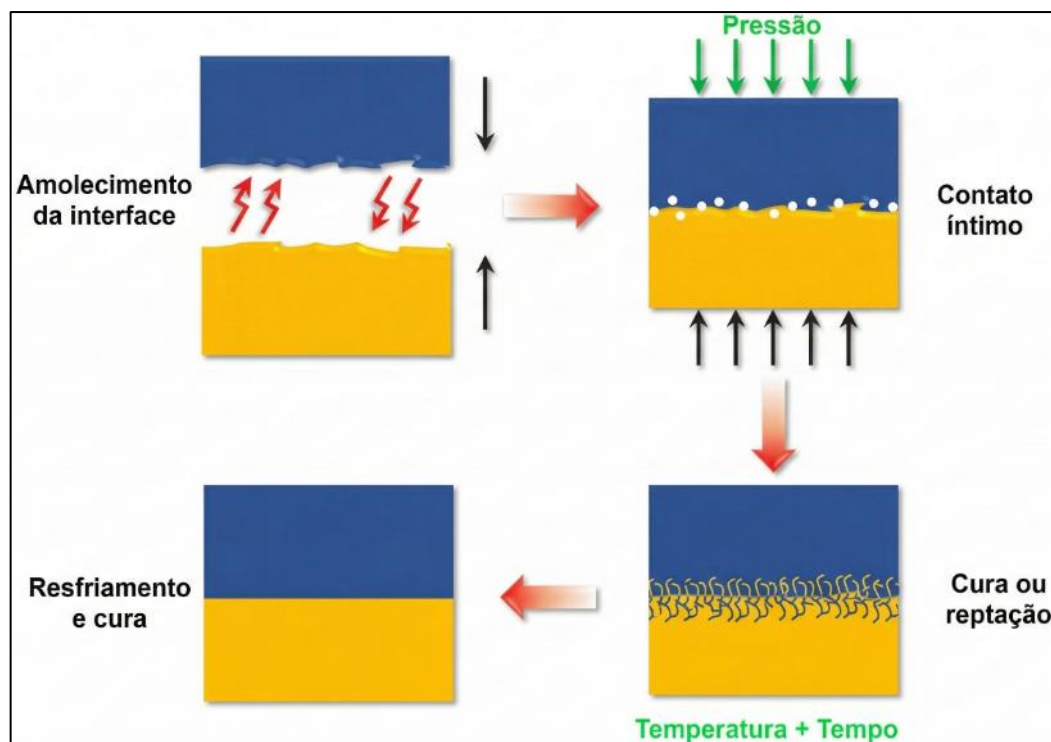
Já as técnicas de união por fusão, comumente chamadas de soldagem, envolvem a fusão e subsequente solidificação localizadas dos materiais a serem unidos, formando uma ligação sólida sem a necessidade de adesivos ou fixadores adicionais. Este método é particularmente adequado para compósitos termoplásticos, permitindo obter juntas de alta resistência, qualidade e durabilidade com um preparo de superfície relativamente simples (Stavrov; Bersee, 2005; Totla *et al.*, 2023). No entanto, o processo exige um controle preciso de parâmetros como temperatura e pressão, sendo sensível a variações dos parâmetros que podem prejudicar a qualidade da união (Shi; Villegas; Bersee, 2017).

2.2.1 Uniões por fusão

A fusão de polímeros ocorre tipicamente pela aplicação combinada de calor e pressão as superfícies termoplásticas em contato. O processo de soldagem por fusão pode ser descrito em quatro estágios sequenciais: (1) amolecimento da interface; (2) contato interfacial; (3) difusão e cura (ou consolidação); e (4) resfriamento e solidificação.

Inicialmente, o calor aplicado eleva a temperatura da interface acima da temperatura de transição vítrea (T_g), promovendo o amolecimento do material. Sob pressão, as superfícies amolecidas se deformam e espalham, estabelecendo uma área de contato íntimo (Xiong *et al.*, 2021; Yousefpour; Hojjati; Immarigeon, 2004). Uma vez alcançado esse contato, ocorre a etapa de difusão: as cadeias poliméricas de uma superfície penetram na outra através da interface aquecida, em um processo conhecido como interdifusão ou "cura". Concomitantemente, a pressão aplicada auxilia na eliminação de vazios remanescentes na zona interfacial. Por fim, na etapa de resfriamento controlado, o material se solidifica, consolidando a microestrutura difundida e consolidando a junta. A efetiva eliminação dos vazios e a interdifusão das cadeias ao longo da interface são, portanto, os indicadores conclusivos da fusão bem-sucedida (Shi; Villegas; Bersee, 2017; Xiong *et al.*, 2021; Yousefpour; Hojjati; Immarigeon, 2004). A Figura 6 ilustra esquematicamente o mecanismo de difusão intermolecular durante o processo de união por fusão.

Figura 6 - Esquema de união por fusão



Fonte: Adaptado de Xiong et al., (2021b)

A formação de vazios em materiais compósitos de matriz polimérica é um fenômeno complexo que se manifesta por diferentes mecanismos ao longo das etapas de fabricação, união e soldagem, exigindo um controle rigoroso dos parâmetros de processo para garantir a integridade estrutural do material. Durante a fabricação, a incidência de porosidade está intimamente ligada à fração volumétrica dos constituintes e à reologia da matriz (Dias, 2009). A proporção ideal situa-se em torno de 60% de fibra e 40% de resina, um equilíbrio necessário para otimizar a absorção de energia e a resistência ao corte, ao mesmo tempo em que se mantém a tolerância ao dano e se evita a falta de preenchimento (Dias, 2009; Franco; Botelho, 2009). A escolha do polímero também é determinante; resinas termorrígidas, como o epóxi, tendem a apresentar uma molhabilidade superior das fibras em temperaturas e pressões relativamente baixas, o que, aliado a um controle rigoroso do ciclo de cura em autoclave, favorece a compactação das lâminas e a eliminação do ar aprisionado (Botelho *et al.*, 2003, 2007). Por outro lado, nas etapas de montagem e união de componentes — especialmente em compósitos termoplásticos —, a formação de vazios na interface é governada pela qualidade da preparação superficial e pelas interações físico-químicas. Nos processos de soldagem por fusão, a região

interfacial deve ser aquecida até o estado viscoso para permitir a interdifusão das cadeias poliméricas (Shi; Villegas; Bersee, 2017). Quando o aporte térmico é insuficiente, o tempo de fusão é inadequado ou a superfície apresenta contaminações e baixa afinidade química, a matriz não atinge a fluidez e a consolidação necessárias, resultando na formação de espaços ociosos na junta (Li, Mengjuan *et al.*, 2024; Shi; Villegas; Bersee, 2017).

As técnicas de união por fusão exploram a propriedade fundamental dos termoplásticos de sofrerem fusão e consolidação repetidas, o que os torna recicláveis e soldáveis. Essas técnicas se desdobram em uma variedade de métodos específicos, conforme ilustrado na Figura 7, cada um adequado a diferentes geometrias e requisitos de aplicação. Essa versatilidade consolida a soldagem por fusão como uma opção atraente para a junção de compósitos termoplásticos.

Figura 7 - Técnica de fusão e suas subdivisões.



Fonte: Adaptado de Xiong et al., (2021b).

Independentemente do método de união por fusão empregado, é uma prática comum a inserção de um filme polimérico entre as interfaces dos materiais compósitos a serem unidas.

Este filme tem a função de garantir uma região rica em polímero, promovendo a interação superficial e suprimindo a formação de defeitos, como vazios e fusão inadequada (Ageorges; Ye, 2001a; André et al., 2016; Palardy; Villegas, 2017; Xiong et al., 2021). Nos casos em que um EA com aberturas é utilizado, o filme auxilia ainda no preenchimento dos espaços ao redor do elemento, melhorando a continuidade da junta (Ageorges; Ye, 2001; Dubé et al., 2012). A espessura do filme é um parâmetro relevante; estudos como o de André et al. (2016) observaram que filmes na faixa de 150 µm a 250 µm proporcionaram uma melhor interação interfacial em juntas compósito/alumínio soldadas por fricção, enquanto Cui et al. (2023) e Yang et al. (2021) aplicaram filmes intermediários de 400 µm e 200 µm, respectivamente, para soldagem entre compósitos e ligas de alumínio. Maiores detalhes, como os parâmetros tempo, corrente e pressão e os materiais compósitos envolvidos na união das juntas podem ser consultados no Quadro 1, na seção 2.4. Soldagem por resistência elétrica.

2.3 SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA

A soldagem por resistência é uma técnica para união de materiais termoplásticos que combina a aplicação de pressão com a geração de calor diretamente na região da junta. Esse método se destaca por demandar baixo tempo de processamento, exigir menos controle ambiental e apresentar complexidade operacional reduzida. A maturidade da tecnologia se reflete na alta qualidade das juntas produzidas, que geralmente apresentam elevada resistência mecânica (Xiong et al., 2021; Yerra; Pilla, 2019). Embora seja amplamente aplicada a termoplásticos, a soldagem por resistência elétrica não se limita a essa classe de materiais. Atualmente, o processo também tem sido implementado com sucesso em compósitos termorrígidos, por meio da fusão de camadas termoplásticas previamente dispostas em suas superfícies (Xiong et al., 2021).

O princípio da soldagem por resistência elétrica é regido pela Lei de Joule com a corrente elétrica constante e a tensão elétrica em variável durante o processo, conforme representado pela Equação 1:

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \text{ [J]} \quad \text{Eq. 1}$$

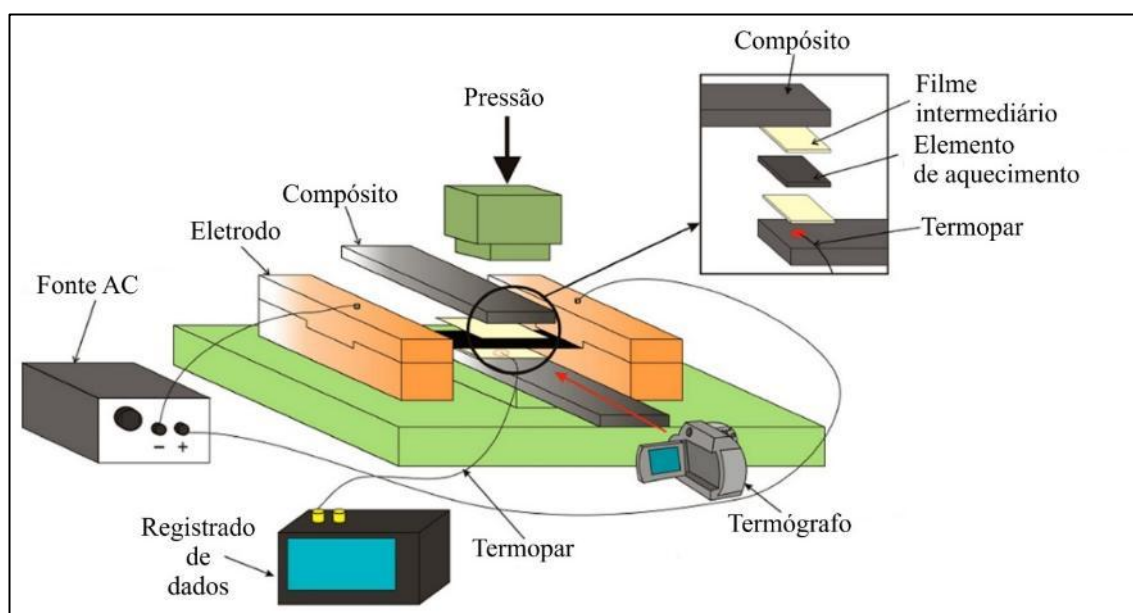
Onde Q é o calor gerado, I é a corrente elétrica, R é a resistência do material, e t é o tempo de aplicação da corrente elétrica. O equipamento, portanto, consiste em um circuito fechado de

corrente contínua que aplica uma corrente elétrica predefinida a um elemento resistivo de aquecimento.

Esse elemento, que será referido neste trabalho pela abreviação Elemento de Aquecimento (EA), oferece resistência ao fluxo ordenado de elétrons, dissipando energia térmica (calor) para as interfaces em contato. As interfaces, sobrepostas na região específica de junção, são submetidas a uma pressão e a um tempo de processamento determinados. Durante essa etapa, o material atinge sua temperatura de transição vítrea (T_g), permitindo o escoamento da matriz polimérica em torno do EA e propiciando a difusão das cadeias poliméricas.

Após o tempo estipulado, a corrente elétrica é interrompida. O material então esfria, solidificando-se e consolidando a união entre as interfaces sobrepostas, com o EA permanecendo incorporado à junta (Ageorges; Ye, 2001a; Ageorges; Ye; Hou, 2001; Xiong et al., 2021). A Figura 8 ilustra um esquema de soldadora de materiais compósitos por resistência elétrica. Embora seja possível a utilização de fontes AC, o mais comum é a utilização de fontes CC durante para gerar a energia utilizada na soldagem por seu melhor controle e segurança.

Figura 8 - Esquema de máquina para soldagem de materiais compósitos por resistência elétrica



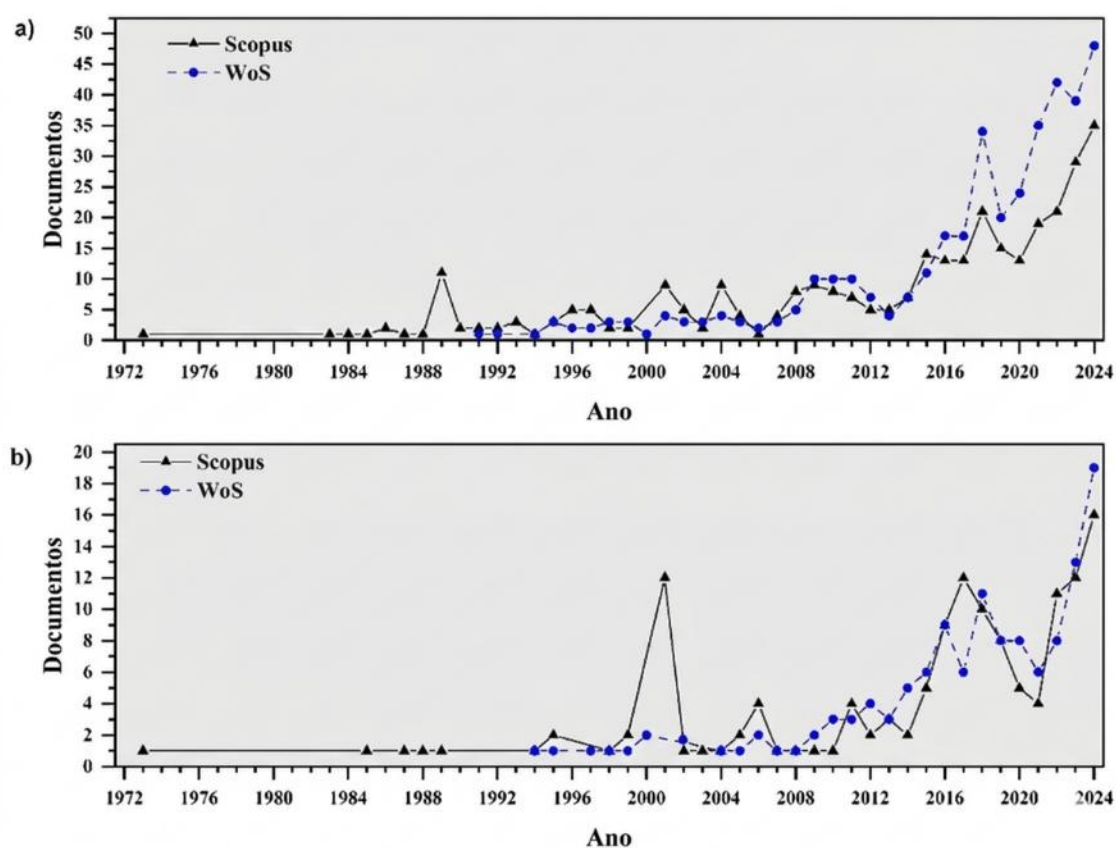
Fonte: Tanaka et al., (2019b).

Estudos sobre soldagem de materiais compósitos por resistência elétrica vêm sendo conduzidos desde a década de 1970 (Kimura *et al.*, 1969), com um aumento significativo de pesquisas a partir de meados dos anos 2000 (Ageorges; Ye; Hou, 2000; Hou *et al.*, 1999). De 2012 até o presente, houve um salto tecnológico e investigativo na área. As pesquisas evoluíram

da investigação de parâmetros de influência, mecanismos de união e comportamento da junta durante a soldagem, para temas como tratamentos de superfície e modelagem por elementos finitos. O objetivo é compreender melhor os fenômenos de interação entre os materiais e aprimorar a qualidade das juntas soldadas, atendendo às demandas de setores que vão do aeroespacial ao automobilístico.

Para avaliar a evolução do interesse científico no campo da soldagem de compósitos termoplásticos, uma análise bibliométrica foi conduzida utilizando metadados recuperados das bases de dados Scopus e Web of Science. A chave de busca aplicada foi título-resumo-palavras-chave "welding" "thermoplastic" "composite" "material", limitada ao tipo de documento "artigo" e idioma "inglês", resultando em um total de 322 artigos indexados na Scopus e 408 na Web of Science. A Figura 9 (a) ilustra a produção científica anual registrada nas bases de dados, correlacionando o número de publicações com a progressão dos anos. Uma análise dessa distribuição revela que a grande maioria desses estudos foi publicada nos últimos 20 anos, com um salto altamente pronunciado nos últimos 10 anos (2014–2024). Especificamente, a última década representa a curva de crescimento mais acentuada na área, saltando de aproximadamente 5 para quase 50 publicações anuais. Essa tendência de alta reflete a crescente relevância acadêmica e industrial das tecnologias de união para materiais compósitos termoplásticos. Nesse contexto, estratégias de tratamento de superfície visando melhorar a adesão também começaram a ser exploradas, inicialmente através de métodos de abrasão mecânica, como lixamento, para aumentar a rugosidade da superfície. Com o avanço de novas tecnologias e uma compreensão mais profunda dos mecanismos de soldagem de termoplásticos, os esforços de pesquisa se expandiram para técnicas de modificação de superfície mais sofisticadas para melhorar o desempenho da união. A Figura 9 (b) apresenta a produção científica anual relacionada ao aprimoramento da superfície de materiais compósitos para melhorar sua soldabilidade.

Figura 9- Relação de artigos publicados por anos relacionados a soldagem de materiais compósitos (a) e tratamentos de superfície aplicados voltados a melhoria de interação em união de materiais compósitos (b).



Fonte: Autoria própria (2025).

A chave de busca utilizada resultou em um total de 127 documentos na Scopus e 135 na Web of Science. De forma semelhante à tendência geral de soldagem, o nicho específico de tratamentos de superfície ganhou tração significativa apenas nos últimos 10 anos, crescendo de estudos isolados para aproximadamente 20 publicações por ano em 2024. É importante enfatizar que as palavras-chave adotadas foram intencionalmente amplas, permitindo a inclusão de uma vasta gama de estudos conectados à soldagem de compósitos e tratamentos de superfície. Com base nos dados coletados, os artigos foram revisados manualmente.

O Quadro 1 descreve técnicas de união por fusão selecionadas e empregadas para a união de compósitos, destacando suas abordagens metodológicas e os resultados de desempenho relatados.

Quadro 1 - Parâmetros de soldagem da literatura

Material	Corrente (A)	Tensão (V)	Potência (w) / Densidade de potência (kW/m ²)	Pressão (MPa)	Área (mm ²)	Tempo (s)	Temperatura (°C)	Elemento de aquecimento (μm)	Filme intermediário (μm)	Referência
CRFP Epoxy	25	-	-	0,8	25,4x25,4	150	-	AISI 304 200	PA6 100	(Zhao, Yi <i>et al.</i> , 2024)
CF/PEEK	45	100*	-	1	25,4x25,4	30	-	AISI 304 dw 50 φw 70	PEEK 80	(Zhao <i>et al.</i> , 2023b)
CF/Epoxy	40*	80*	-	1	12,7x25,4	50	-	AISI 304 dw 41 φw 89 47%	PEI 250	(Maierhofer <i>et al.</i> , 2024)
GF/PEI	40*	80*	-	1	12,7x25,4	90	400	AISI 304 dw 41 φw 89 47%	PEI 80	(Dubé <i>et al.</i> , 2012)
CF/PPS	60*	160*	100 W	0,7	12,7x25,4	60	-	AISI 304 dw 41 φw 89 F ₀ 47%	PPS 80	(Rohart; Laberge Lebel; Dubé, 2020)
GF/PEI	12	20	240 W	0,2	12,7x25,4	150	360	AISI 304 dw 86 φw 16	PEI 200	(Xiong <i>et al.</i> , 2019b)
GF/PEI	70*	45*	80 kW/m ²	0,8	25,4x25,4	55	319	AISI 304 dw 40 φw 90	PEI 60	(Shi; Villegas; Bersee, 2013)
CF/PEI	8	-	69 kW/m ²	0,5	25x12,5	90	-	CF	-	(Ageorges; Ye; Hou, 2000)
GF/PEI CF/PEI	-	-	100 kW/m ²	0,4	25x12,5	90	-		-	(Ageorges; Ye; Hou, 2000)
GF/PEI	20	17	340 W	1,5	12,7x25,4	90+60	400		PEI 100	(Xiong <i>et al.</i> , 2021a)
CF/PEI	50	40	2000 W	0,7	25x25	80	-	AISI 304 300	-	(Reis <i>et al.</i> , 2018)
CF/PEEK	60*	160*	350 kW/m ²	1	12,7x25,4	120	200	PEI 500 com MWCNT	-	(Brassard; Dubé; Tavares, 2019)
GF/PEI	40	inicial de 2,0 V. Taxa de aumento de 10,0 V/min	-	0,6	12,7x25,4	55	345	AISI 304 dw 40 φw 89	PEEK -	(Dubé <i>et al.</i> , 2015)
CF/PEI				1	12,7x25,4		390		PEI -	
CF/PEEK				1	12,7x25,4		410		PEI -	
CF epoxy/CF-PEI	6,6	-	54 kW/m ²	0,5	12,7x25,4	60	300	CF-PEI	PEI 76	(Ageorges; Ye, 2001a)

(continua)

(conclusão)

GF/PEI com AA7075T6	9,5	-	110~125 kW/m ²	0,4	12,7x25,4	6 min	-	CF-PEI	PEI 76	(Ageorges; Ye, 2001b)
CF/Epoxy/AA6063	20	25	500 W	0,2	50x15	4 min	353	Malha metálica*	PEI 200	(Cui <i>et al.</i> , 2023)
CF/PEI	12	20	240 W	0,2	12,7x25,4	15	220	AISI 304 dw 100 φw 160	PEI 200 CNT 150	(Zhao <i>et al.</i> , 2022)
CF/epóxi com GF/PEI soldado em AA 6063	20	25	500 W	0,2	50x15	6 min	395	AISI 304 dw 100 φw 160	PEI 400	(Yang <i>et al.</i> , 2022)
CF/Epoxy/GF/PEI com AA 6063	20	25	500 W	0,4	50x25,4	2 min	260	AISI 304 dw 100 φw 160	PEI -	(Li, Peiyong <i>et al.</i> , 2024)

*Fonte empregada. Valor utilizado não informado.

Fonte: Autoria própria (2024).

Uma análise crítica dos parâmetros da literatura delineados no Quadro 1 revela que os melhores resultados de soldagem são geralmente alcançados ao aplicar pressões de consolidação entre 0,5 e 1,5 MPa e tempos de processamento variando de 30 a 150 segundos. Além disso, o uso de filmes termoplásticos intermediários compatíveis (por exemplo, PEI ou PEEK variando de 60 a 250 μm) provou ser um parâmetro bem-sucedido para melhorar o fluxo do polímero e a molhabilidade na interface. Por outro lado, os principais gargalos identificados nesses estudos estão relacionados ao gerenciamento de energia: a densidade de potência excessiva ou tempos de aquecimento prolongados levam inevitavelmente à degradação térmica da matriz polimérica, enquanto a energia insuficiente resulta em consolidação interfacial deficiente. Adicionalmente, a inerente falta de afinidade química entre o elemento de aquecimento metálico (como a malha de aço inoxidável AISI 304) e a matriz termoplástica permanece como um dos maiores gargalos na soldagem por resistência. Para superar esses gargalos específicos da literatura, a fase experimental deste trabalho empregou uma otimização Taguchi L9, que demonstrou que a potência de descarga foi o parâmetro mais crítico (Rank 1) para o tratamento de superfície a plasma. A adesão interfacial otimizada foi alcançada em 30 W, enquanto potências mais elevadas (ex.: 50 W) atuaram como um novo gargalo ao degradar o filme depositado e reduzir drasticamente a resistência ao cisalhamento.

2.4 VARIÁVEIS DE INFLUÊNCIA

2.4.1 Elemento de aquecimento (EA)

Recorrentemente, a literatura aponta três principais fatores de influência (variáveis) para a consolidação de uniões pela técnica de soldagem por resistência elétrica em materiais compósitos termoplásticos: corrente elétrica, pressão e temperatura (Ageorges; Ye; Hou, 2000; Cheng *et al.*, 2025; DU *et al.*, 2020; Souza *et al.*, 2016; Tijds *et al.*, 2022). Todavia, essa afirmação pode induzir a erros de processamento, uma vez que a soldagem do material ocorre predominantemente pelo efeito Joule, como descrito previamente na Equação 1, seção 2.4.

Ao considerar a influência do EA, observa-se um impacto significativo da geometria e do tipo de EA utilizado na soldagem. As malhas de aço inoxidável são recorrentemente utilizadas, embora não exclusivamente, também sendo utilizadas fibras de carbono ou pré-impregnadas de fibra de carbono e/ou fibras de vidro, neste caso, a fibra de vidro atua como isolante elétrico para evitar correntes de fuga (Ageorges; Ye, 2001a; Tanaka *et al.*, 2019a; Xiong *et al.*, 2021b)

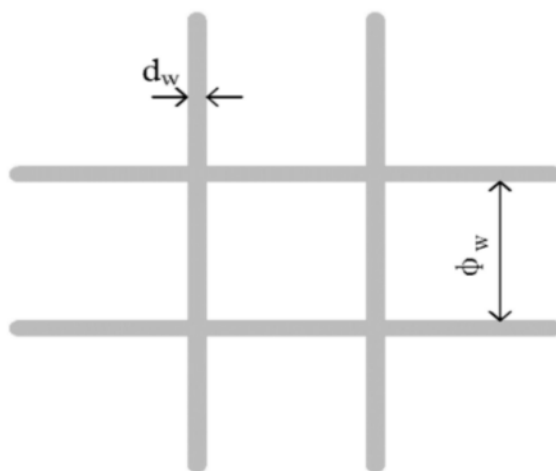
como EA. As malhas de aço inoxidável apresentam maior emprego por possuir uma boa aplicabilidade com características atrativas, como excelente resistência à corrosão, valor comercialmente mais atrativo e boa relação entre condutividade e resistência elétrica, ou seja, apresentar uma relação de resistência elétrica não muito grande, permitindo o material conduzir a corrente elétrica e gerar o aquecimento pela resistência oferecida (Hou *et al.*, 1999; Wei *et al.*, 2022).

A configuração das malhas também contribui significativamente para a eficiência do processo, especialmente através dos fatores diâmetro do fio (dw) e dimensão de abertura (ϕw) (Dubé *et al.*, 2012), como ilustrado na Figura 10. A relação entre esses dois fatores é representada pela fração de área aberta (F_0), expressa em porcentagem (Wei *et al.*, 2022), conforme descrito pela Equação 2:

$$F_0 = \frac{\phi w^2}{(\phi w + dw)^2} * 100 \quad \text{Eq. 2}$$

Uma boa relação entre ϕw e F_0 , ou seja, aberturas suficientes para permitir um bom escoamento da resina amolecida, mas sem espaçamento excessivo entre os fios da malha que podem gerar um gradiente térmico muito grande e prejudicar a distribuição térmica durante o processo de soldagem. Uma maior quantidade de polímero da matriz termoplástica impregnando o elemento resistivo, proporcionando ancoragem mecânica, e interagindo entre as interfaces matriz/matriz. Por outro lado, um dw muito grande pode causar efeitos negativos, atuando como uma inclusão e favorecendo a indução e propagação de micro trincas, enquanto um dw muito pequeno reduz a F_0 , limitando a quantidade de polímero impregnado ocasionando na redução da interação metal/polímero devido a redução da F_0 , dificultando a molhabilidade da resina pela malha e, consequentemente, reduzindo o intertravamento mecânico e a interdifusão das cadeias poliméricas. Por fim, um valor de F_0 muito grande ocasiona em maiores gradientes térmicos dentro de seus vãos, podendo degradar regiões próximas aos fios enquanto regiões mais afastadas não recebem calor suficiente para consolidar uma boa soldagem (Cao *et al.*, 2024; Dubé *et al.*, 2012; Wei *et al.*, 2022). A figura 11 ilustra os elementos dimensionais do EA metálico.

Figura 10 - Dimensões de influência do EA de aço inoxidável



Fonte: Wei et al. (2022).

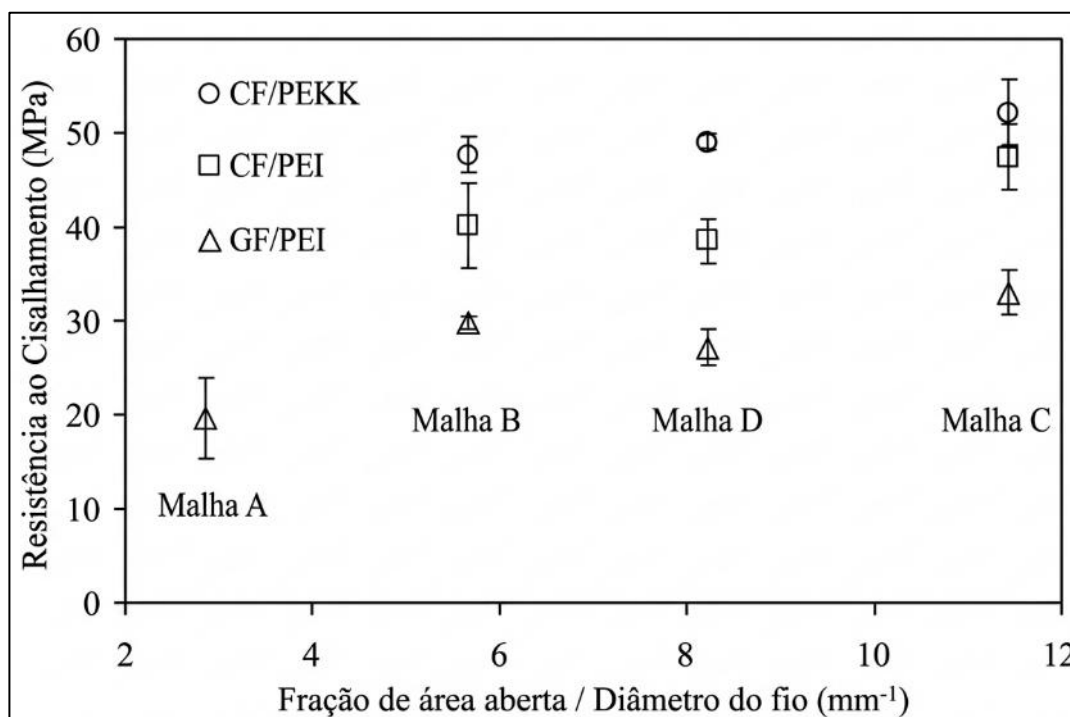
A Tabela 3 abaixo apresenta as diferentes configurações do EA investigadas em estudos anteriores (Dubé *et al.*, 2012). Os autores constataram a melhor resposta dada pela configuração C.

Tabela 3 - Dimensões dos EA

EA	A	B	C	D
∅ fio (mm)	0,114	0,066	0,041	0,036
Abertura (mm)	0,152	0,104	0,089	0,043
Fração de área aberta (%)	0,327	0,374	0,469	0,0296
Densidade de arame (fios/mm)	3,9	5,8	7,7	12,5

Fonte: Dubé et al. (2012).

Figura 11 - Resposta ao cisalhamento dos EA analisados.



Fonte: Dubé et al. (2012).

Mesmo que a densidade de potência aplicada ao material seja igual para diferentes configurações geométricas do EA, as taxas de aquecimento resultantes diferem. Essa variação ocorre devido a modificações nas propriedades elétricas do material associadas à sua geometria, mesmo quando se mantém a abertura por polegada, mas se alteram parâmetros como ϕ_w e d_w . Esse fenômeno destaca a importância tanto dos fatores de primeira ordem (o tipo de EA) quanto dos de segunda ordem (as variações em sua geometria) no processo de soldagem (Wei *et al.*, 2022).

Hou et al. (1999) investigaram a soldagem por resistência elétrica em compósitos termoplásticos utilizando alternativas como fibras de carbono na função de EA, com bons resultados. Entretanto, o EA de aço inoxidável mostrou-se mais favorável, proporcionando uma distribuição de calor mais homogênea em comparação com o de fibra de carbono. Ainda assim, fibras de carbono são impregnadas em materiais com o mesmo tipo de reforço, com o intuito de remover a dissimilaridade entre o compósito e o EA (Xiong *et al.*, 2021b); ou a configuração com pré-impregnados de fibra de carbono/fibra de vidro/filme polimérico quando há maior necessidade de isolar a corrente elétrica do EA em relação a fibra do compósito (Ageorges; Ye, 2001a; Ageorges; Ye; Hou, 2001).

2.4.2 Relação potência, densidade de potência e corrente elétrica

Como discutido anteriormente, a soldagem por resistência elétrica de materiais compósitos é alcançada pelo efeito Joule (Stavrov; Bersee, 2005) , onde a fusão do polímero ocorre devido ao aquecimento gerado pela passagem de corrente elétrica em um material com certa resistividade (Wei *et al.*, 2022). Este fenômeno será mais bem detalhado nesta seção.

Segundo Panneerselvam; Aravindan; Noorul Haq (2012), o calor gerado é proporcional à potência elétrica aplicada em uma área (a área da junta unida), denominado densidade de potência (Pd), como descrito na Equação 3 abaixo:

$$Pd = \frac{P}{l \cdot w} \left[\frac{w}{m^2} \right] \quad (\text{Eq. 3.1})$$

$$Pd = \frac{I^2 \cdot R}{l \cdot w} \left[\frac{w}{m^2} \right] \quad (\text{Eq. 3.2})$$

$$Pd = \frac{I \cdot T}{l \cdot w} \left[\frac{w}{m^2} \right] \quad (\text{Eq. 3.3})$$

Onde I é a corrente elétrica (A), R é a resistência do elemento de aquecimento (Ω), l é o comprimento do elemento de aquecimento (m), w é a largura do elemento de aquecimento (m), neste caso, dado por $\pi \times$ o quadrado do raio do fio; P é a potência elétrica (W) e T é a tensão elétrica (V).

Quando a potência de entrada (P), ou seja, a potência elétrica fornecida pela fonte, é multiplicada pelo tempo ao qual a corrente elétrica é aplicada (t), obtém-se o valor da energia de entrada aplicada à soldagem, conforme descrito na equação 4.

$$E = I^2 \cdot R \quad (\text{Eq. 4})$$

A fonte geradora de energia para a soldagem está diretamente relacionada à potência elétrica de entrada. Assim, a potência é descrita em função do elemento de aquecimento, corrente e tensão elétrica.

Portanto, a corrente elétrica aplicada é uma variável essencial no planejamento experimental, tanto quanto a resistência elétrica oferecida, com a tensão se ajustando conforme esses dois parâmetros (corrente elétrica e resistência do EA). Assim, pode-se afirmar que

produto da corrente ao quadrado pela resistência (Equação 5) resulta na potência elétrica dissipada e, partir disso, a energia dissipada na junta pode ser obtida pela integral da potência elétrica definida pelo (Equação 6).

$$P = I^2 \cdot R \quad (\text{Eq. 5})$$

$$E = \int_{t_1}^{t_2} P(t) dt \text{ [J]} \quad (\text{Eq. 6})$$

Por sua vez, o consumo efetivo dessa energia depende diretamente da resistência elétrica oferecida pelo EA, a qual varia conforme sua geometria e material constituinte, conforme expresso pela segunda lei de Ohm (Equação 7).

$$R = \rho \cdot \left(\frac{L}{A} \right) (\Omega) \quad (\text{Eq. 7})$$

A equação considera a resistividade do material, ρ ($\Omega \cdot \text{m}$), o comprimento, L (m) e a área da seção transversal, A (m^2).

Com os valores de potência de entrada e densidade de potência, é possível estimar os efeitos da taxa de aquecimento, corrente, tensão e resistência elétrica aplicada na junta soldada (Wei *et al.*, 2022). Wei *et al.* (2022) e Li, Mengjuan et al. (2024) realizaram uma extensiva investigação sobre as relações corrente elétrica, densidade de potência dissipada na junta unida, resistência e o tempo através de simulações numéricas. Os autores também observaram que a densidades de potência idênticas, mas com elementos resistivos em diferentes configurações de ϕ_w , F_0 e d_w , apresentam diferentes taxas de aquecimento.

2.4.3 Relação tempo, temperatura e pressão

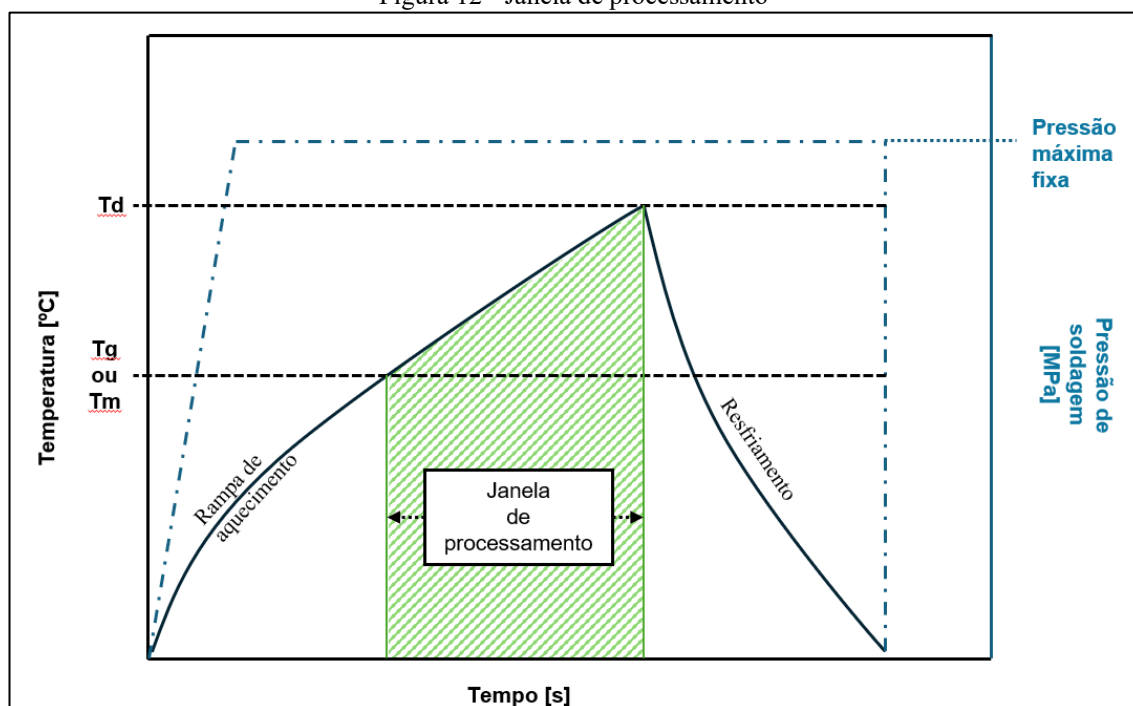
As variáveis de influência podem variar conforme a técnica de soldagem empregada. No entanto, três parâmetros são recorrentes e fundamentais, independentemente do processo adotado: temperatura, pressão e tempo (Siddique *et al.*, 2022). Esses parâmetros são de extrema importância para a qualidade da junta soldada, pois interferem diretamente na difusão

intermolecular e na ocorrência de defeitos. Tais defeitos incluem (Shi; Villegas; Bersee, 2017; Xiong et al., 2021a, 2021):

- formação de vazios;
- extrusão da matriz polimérica pelas bordas do material durante o amolecimento;
- degradação térmica da matriz;
- delaminação entre reforço e matriz, causada pela diferença de dilatação térmica ou por tensões residuais

Portanto, conhecendo as propriedades térmicas do material — como a temperatura de degradação (T_d)— a temperatura deve ser sempre abaixo dessa linha para evitar a degradação do polímero, a temperatura de fusão (T_m) para polímeros semicristalinos e a temperatura de transição vítrea (T_g) para os amorfos — é possível definir uma relação ótima entre temperatura, tempo e pressão. Essa relação estabelece a janela de processamento viável para o material (Talbot *et al.*, 2013), conforme ilustrado na Figura 12 abaixo:

Figura 12 - Janela de processamento

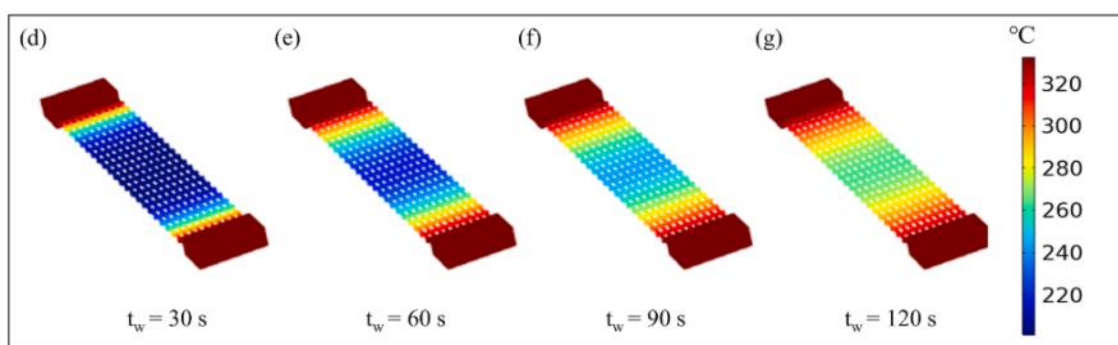


Fonte: Adaptado de Talbot et al. (2013).

As simulações térmicas são uma ferramenta valiosa para identificar a distribuição de temperatura no EA ao longo do tempo. A relação temperatura versus tempo é significativamente influenciada pelo *efeito de borda*, fenômeno caracterizado por temperaturas sistematicamente mais elevadas nas bordas do que no centro da junta unida durante o ciclo

térmico. Essa condição foi evidenciada experimentalmente por Li, Peiyong *et al.* (2024), por uma mudança de cor mais pronunciada nas bordas do EA, indicando superaquecimento local que compromete a qualidade da junta, conforme ilustrado na Figura 13 (Li, Peiyong *et al.*, 2024). Portanto, o controle da relação entre temperatura e tempo deve garantir um aquecimento suficiente em toda a região da solda (centro e bordas), sem ocasionar superaquecimento nas extremidades ou ao longo da espessura do compósito. O objetivo final é alcançar um grau máximo de homogeneidade no calor transmitido, minimizando impactos prejudiciais ao material compósito, como delaminação ou o desenvolvimento de tensões residuais térmicas (Ageorges; Ye, 2001b; Wei *et al.*, 2022).

Figura 13 - Simulação do aquecimento da malha metálica em relação ao tempo



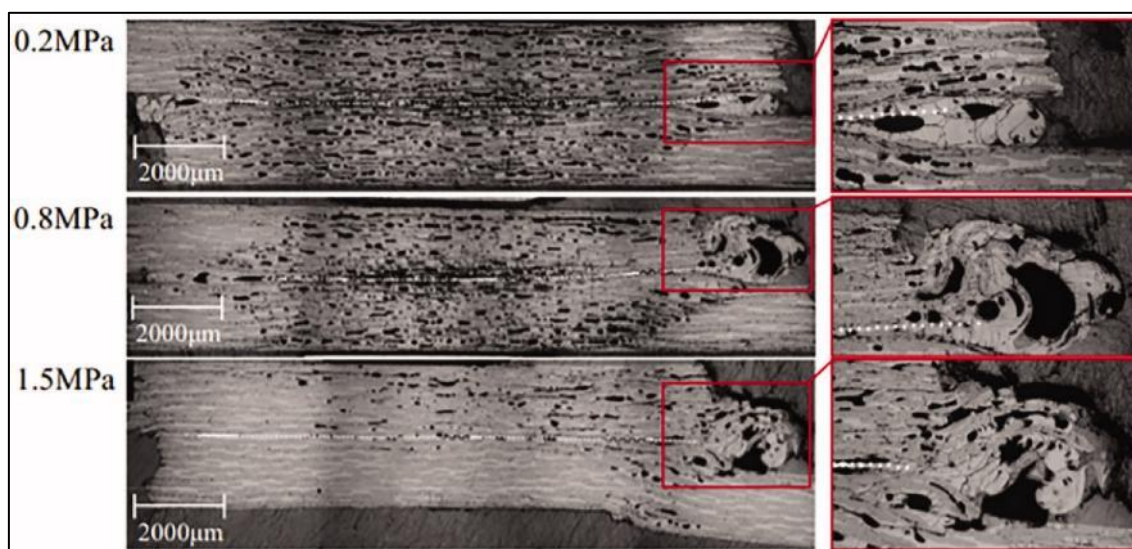
Fonte: Li *et al.* (2024).

A análise das variáveis de influência do processo revela uma relação intrincada de causa e efeito entre os fatores tempo, temperatura e pressão, todos simultaneamente interligados e essenciais para a consolidação de uma junta soldada de alta qualidade. Shi; Villegas; Bersee (2017) observaram que, em processos de soldagem por resistência elétrica aplicados a compósitos PEI/fibra de vidro, pressões inferiores a 0,8 MPa resultam em um aumento significativo na formação de vazios. O valor mínimo para prevenir a descompactação das fibras induzida por vazios foi de aproximadamente 0,4 MPa, embora vazios decorrentes do processo de soldagem ainda tenham sido observados. A umidade ambiental também se mostrou um fator crítico: amostras mantidas em condições ambientes (cerca de 50% de umidade) apresentaram 3,82% de vazios, enquanto amostras secas e mantidas em dessecador exibiram taxas de apenas 0,005% e 0,002%, respectivamente. Para as amostras em condições ambientes, o aumento da pressão para 1,5 MPa reduziu a porcentagem de vazios para 0,16%, pois promoveu maior interação entre as superfícies e minimizou a formação de poros por falta de compactação ou pela volatilização da água.

Além da relação entre pressão e formação de vazios, Xiong et al. (2021) investigaram o efeito da pressão sobre a extrusão excessiva da matriz polimérica. Pressões superiores a 1,5 MPa provocaram extrusão excessiva, deformando as fibras na matriz e reduzindo a resistência ao cisalhamento. Por outro lado, pressões abaixo de 1,5 MPa diminuíram a extrusão, mas aumentaram substancialmente a formação de vazios, também comprometendo a resistência ao cisalhamento. O estudo também avaliou a relação tempo-pressão, constatando que a melhor configuração foi 90 segundos de soldagem seguidos de 1 minuto de pós-soldagem com manutenção da pressão, resultando em uma resistência ao cisalhamento máxima de 22,4 MPa. Entre diferentes estratégias de aplicação de pressão (constante versus com deslocamento para ajuste durante o amolecimento da matriz), a pressão constante apresentou os melhores resultados.

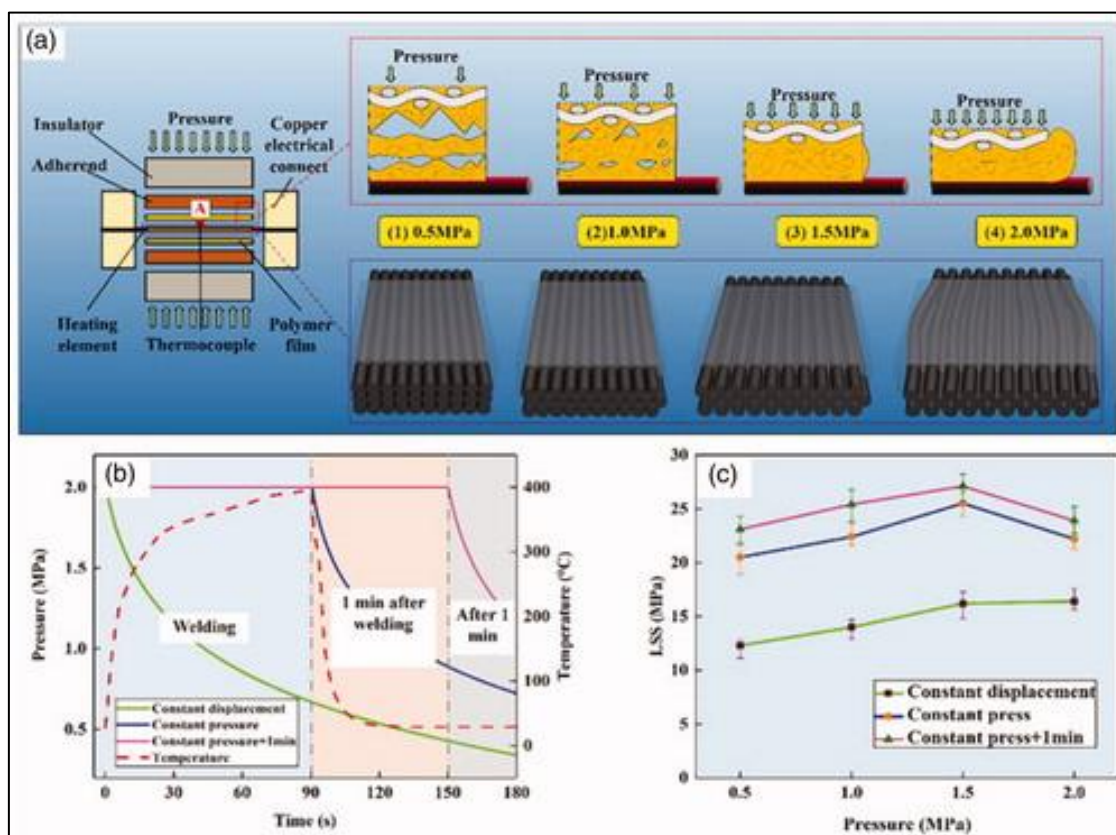
Em uma revisão sistemática da literatura, Xiong et al. (2021) ainda observaram que, para a soldagem de compósitos PEI/fibra de vidro por resistência elétrica, uma densidade de potência de 80 kW/m² utilizando uma malha metálica de aço inoxidável proporcionou a distribuição térmica mais uniforme na região de união. A Figura 14 ilustra a relação entre a pressão aplicada durante a soldagem e a formação de vazios, enquanto a Figura 15 exemplifica o efeito de borda e o deslocamento das fibras na matriz polimérica, fenômenos descritos anteriormente.

Figura 14 - Diminuição da formação de vazios e escoamento do polímero conforme aumento da pressão de soldagem.



Fonte: Shi; Villegas; Bersee (2015).

Figura 15 - Representação a) efeito de borda e início de deslocamento da fibra na matriz polimérica, b) relação entre meios de aplicação de pressão e tempo de soldagem e c) relação LSS e meios de aplicação de pressão.



Fonte: Adaptado de Xiong et al. (2021).

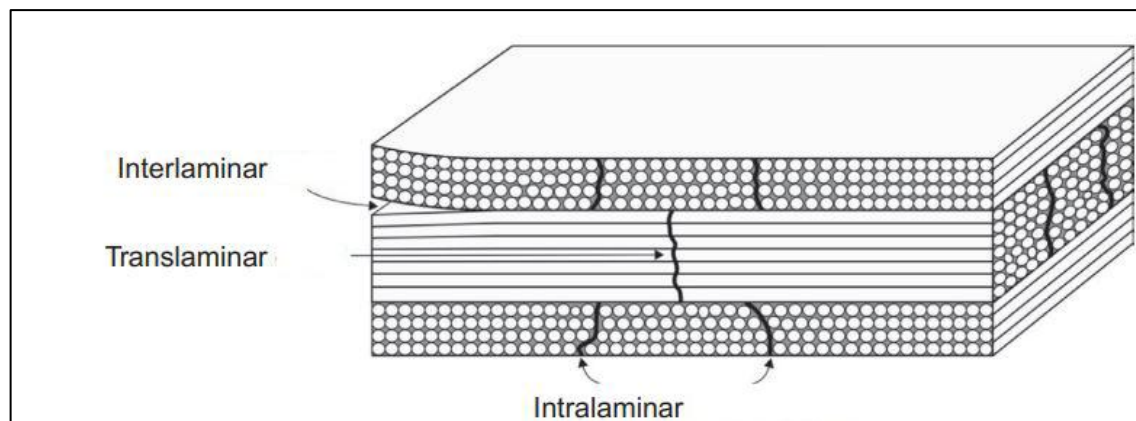
Na região soldada, temperaturas de 250 °C até 400 °C apresentaram os melhores resultados de resistência ao cisalhamento (Shi; Villegas; Bersee, 2015, 2013). No entanto, valores de temperatura mais apurados podem ser definidos em uma faixa de 320 °C a 380 °C em diferentes métodos de soldagem por fusão (Hussein; Mhessan; Alwan, 2017; Villegas et al., 2013; Xiong et al., 2021).

Se a temperatura e pressão não forem bem controlados, podem resultar em superaquecimento localizado, causando degradação térmica do material, ou falta de aquecimento, ocasionando no enfraquecimento da junta por baixa aderência das interfaces (Shirvalkar; Raut, 2021). Além disso, pressões exacerbadas podem ocasionar na extrusão da matriz polimérica ocasionando no empobrecimento de matriz na região soldada, reduzindo o volume de interação, enquanto a falta de pressão ocasiona na baixa interação das superfícies, promovendo a formação de vazios (Shi; Villegas; Bersee, 2017; Xiong et al., 2021).

2.5 FRATURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS

Como abordado por Greenhalgh; Greenhalgh, (2009) e Oterkus et al. (2016), o comportamento de fratura dos materiais compósitos é classificado em três formas: interlaminar, intralaminar e translaminar, ilustrado na Figura 16 abaixo:

Figura 16-Três principais rupturas em materiais compósitos.



Fonte: Adaptado de Oterkus *et al.* (2016).

A fratura intralaminar ocorre dentro das camadas do material, envolvendo a quebra das fibras, da matriz e o deslocamento nas interfaces fibra/matriz. A ruptura interlaminar refere-se ao efeito de delaminação entre as camadas orientadas. A ruptura translaminar ocorre transversalmente ao plano de carregamento do compósito, resultando na quebra das fibras (Oterkus *et al.*, 2016).

O comportamento da trinca em compósitos com reforços de tecido pode ser observado pela propagação da trinca ao redor do urdume e das tramas. Em compósitos com reforço em tecido, a propagação da trinca é facilitada pelo urdume quando estão na mesma direção. Em relação à matriz, há uma maior resistência à propagação da trinca, uma vez que as tramas perpendiculares dificultam seu avanço e, em parte, detêm o crescimento da trinca. (Greenhalgh; Emile S. Greenhalgh, 2009).

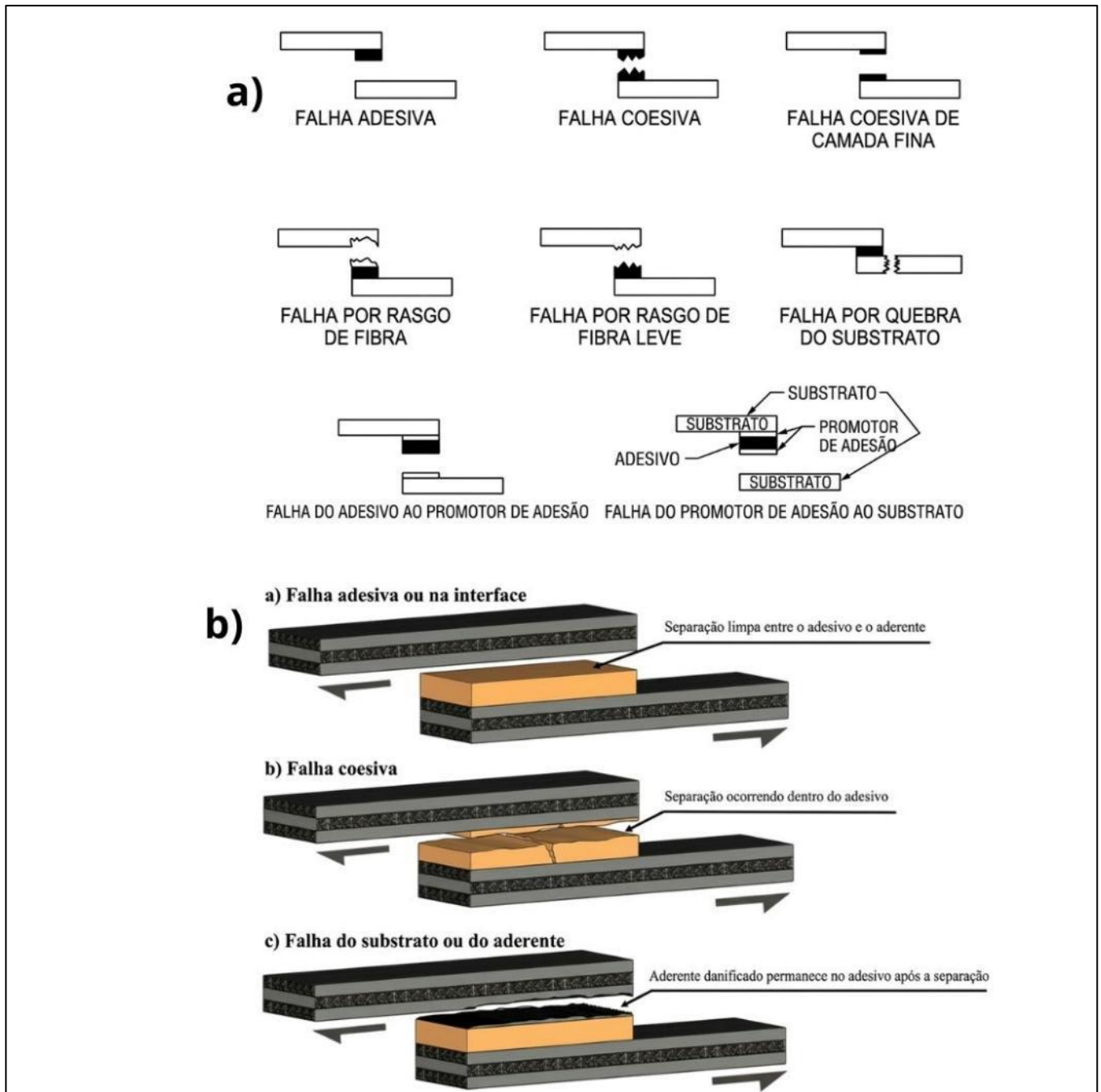
Quando submetidos a cargas de compressão, a delaminação é o efeito mais recorrente e grave em materiais compósitos, levando à fratura pelo deslocamento de camadas adjacentes do compósito laminado, resultando na perda das propriedades mecânicas, principalmente da resistência à fadiga e rigidez. Esse tipo de falha é a mais recorrente em compósitos de matriz polimérica, comprometendo a segurança de estruturas projetadas com esses materiais. Em consequência, a fratura interlaminar em compósitos, frequentemente detectada na fase matriz, está associada à degradação das propriedades mecânicas e ao desempenho dos compósitos de matriz polimérica (Kim; Ye; Phoa, 2004; Li; Zhou, 2021).

Ao aplicar uma carga tracionante em compósitos com juntas soldadas, a principal falha observada é a interlaminar, ocorrendo o desprendimento da matriz polimérica da fibra, a distorção das fibras e, em compósitos tramados, o rasgamento (Joseph; Davidson; Waas, 2018; Shi; Villegas; Bersee, 2013).

A delaminação em compósitos não está associada a um único modo de falha por vez. Muitas vezes, a falha em materiais compósitos ocorre em dois modos simultâneos: tração e cisalhamento interlaminar, conhecido como modo misto de falha, tornando sua caracterização mais complexa do que os modos de fratura em materiais isotrópicos (Greenhalgh; Emile S. Greenhalgh, 2009).

Quanto as juntas de compósitos soldados, elas apresentam três principais tipos de fraturas: intralaminar, interfacial e falha no aderente (Panneerselvam; Aravindan; Noorul Haq, 2012), conforme ilustrado na Figura 17.

Figura 17- Tipos de fraturas em compósitos unidos (a) e os três principais tipos de falha em modo II em compósitos soldados (b)



Fonte: Adaptado de Akalın; Dilsiz; Özgür (2024); ASTM INTERNATIONAL (2012); Panneerselvam; Aravindan; Noorul Haq (2012).

A análise minuciosa dos modos de falha é essencial para avaliar a integridade de juntas soldadas em materiais compósitos. Nesse contexto, a fratura intralaminar ocorre dentro das camadas do compósito, manifestando-se pelo descolamento da matriz em relação às fibras ou pela ruptura do laminado entre as interfaces unidas, fazendo com que a estrutura se comporte

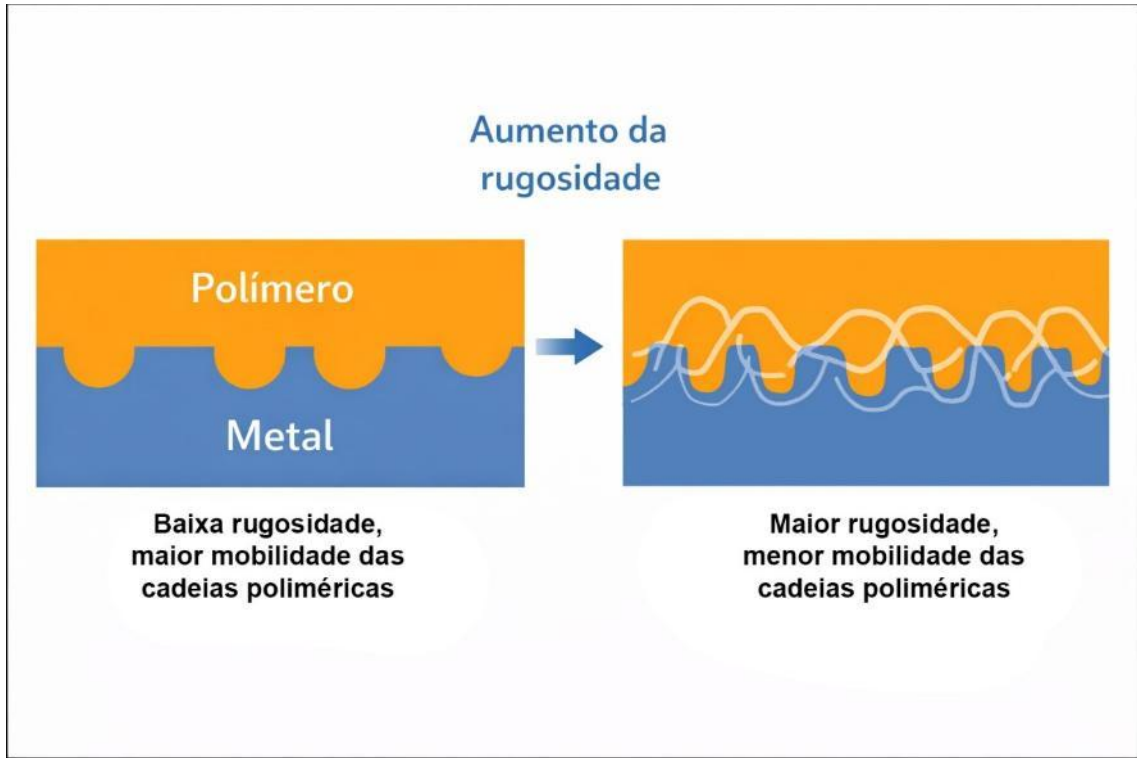
como uma peça única. Esse modo de falha é predominante em compósitos termoplásticos soldados com sucesso, pois caracteriza uma elevada e adequada adesão interfacial (Shi; Villegas; Bersee, 2013). Em contrapartida, as fraturas interlaminares, também conhecidas como delaminação, desenvolvem-se entre as camadas do material. Essa tipologia é comum em situações em que as condições de carregamento dos modos I e II induzem a um crescimento instável de fissuras, resultando em uma resposta de deslocamento de carga semelhante a um dente de serra. Geralmente, a delaminação ocorre nas regiões de interfase entre a matriz e o reforço devido à menor compatibilidade química local, favorecendo a propagação de trincas. Ademais, esse tipo de fratura pode estar intimamente associado a defeitos gerados por processos de soldagem ineficientes, como a formação de vazios e a baixa compatibilidade ou aderência entre camadas, a exemplo do que ocorre entre substratos e filmes intermediários (Panneerselvam; Aravindan; Noorul Haq, 2012). Por fim, diferentemente das falhas que acometem a região da solda, as fraturas no aderente são estritamente caracterizadas como falhas de processo. Nessas ocorrências, o material rompe fora da região da junta soldada suportando cargas inferiores às nominais do material base, o que atua como um forte indicativo de degradação estrutural ou não uniformidade do material decorrente de falhas em seu processamento prévio ou durante o próprio ciclo térmico da soldagem (Troughton, 2008).

2.6 TRATAMENTO E SOLDAGEM DE COMPÓSITOS

Métodos de melhoria de adesão foram desenvolvidos e investigados para processos consolidados de união, com intuito de melhorar as interações físico-químicas dos materiais envolvidos, especialmente em uniões dissimilares, como compósitos de matriz polimérica com superfícies metálicas, com a finalidade de aprimorar a interface de união, já que a diferença das propriedades superficiais dos materiais pode desfavorecer a interação entre os materiais (Du *et al.*, 2023). A figura 18 ilustra as técnicas mais aplicadas para tratamento superficial com foco na união entre materiais compósitos de matriz polimérica.

As técnicas envolvendo a modificação da superfície – rugosidade – são as mais adotadas. Dentre elas, as mais comuns são os processos de lixamento, jateamento, tratamentos químicos (Du *et al.*, 2023). O aumento da rugosidade superficial resulta na formação de picos e vales na superfície dos materiais. Esses picos e vales funcionam como barreiras físicas, dificultando a movimentação das moléculas. Consequentemente, um esforço mecânico maior é necessário quando uma carga é aplicada, o que pode melhorar a adesão entre as superfícies dos materiais (Bishopp, 2005; Frank Reis et al., 2023). A Figura 19 ilustra a interação entre picos e vales com a resina de um polímero impregnada em um substrato rugoso.

Figura 19 - Representação do intertravamento mecânico. As tiras brancas representam a interdifusão das cadeias poliméricas.



Fonte: Adaptado de Kim et al. (2010).

Os estudos recentes vêm migrando de pesquisas voltadas sobre otimização de compósitos e desenvolvimento de novas técnicas para investigação das juntas soldadas e a influência de tratamentos de superfície focados em aumentar a adesão entre as interfaces primárias ou intermediárias, como compósito/compósito, compósito/metais. O Quadro 2 apresenta os principais dados referentes ao tratamento de superfícies de estudos adotados como os mais relevantes sobre o tema para o desenvolvimento desta pesquisa.

Quadro 2 - Relação de tratamentos superficiais aplicados a soldagem de compósitos

Material soldado	Filme intermediário	Tratamento de superfície	Resultados	Fonte
Epóxi/FC	PA6 100 µm	Lixamento Plasma DBD	Aumento da resistência ao cisalhamento e da molhabilidade com lixamento seguido de tratamento a plasma	(Zhao, Yi <i>et al.</i> , 2024)
PPS/FC	PPS 80 µm	Deposição química de APTES	Aumento da molhabilidade e aumento da resistência ao cisalhamento	(Rohart; Laberge Lebel; Dubé, 2020)
PEI/FV	PEI 200 µm	Ataque químico com HCl 7 mol/l	Diminuição da molhabilidade Aumento da rugosidade do elemento resistivo Aumento da resistência ao cisalhamento	(Xiong <i>et al.</i> , 2019b)
PEI/FV com Ti6Al4V híbrido	PEI 200 µm	Deposição de CNTs na superfície do titânio	Redução das tensões residuais da região soldada Melhor distribuição térmica Maior intertravamento mecânico	(Xiong <i>et al.</i> , 2019a)
PEI/FV	PEI 200 µm	Deposição de óxido de grafeno no elemento de aquecimento	Aumento da condutividade térmica Melhor distribuição térmica	(Xiong <i>et al.</i> , 2021a)

(continua)

(conclusão)

			Aumento na resistência ao cisalhamento	
PEEK/FC	PEEK 80 µm	Tratamento do elemento de aquecimento por plasma de arco deslizante rotativo	Aumento da resistência ao cisalhamento Aumento da molhabilidade	(Zhao, Gang <i>et al.</i> , 2024)
PEEK/FC	PEEK 127 µm	Deposição de TiO ₂ por HVOF no elemento de aquecimento	Eliminação de fuga de corrente elétrica Melhor homogeneidade térmica na junta soldada Desempenho da junta não alterado Modo de falha alterado de delaminação para descolamento na interface	(Dubé <i>et al.</i> , 2008)

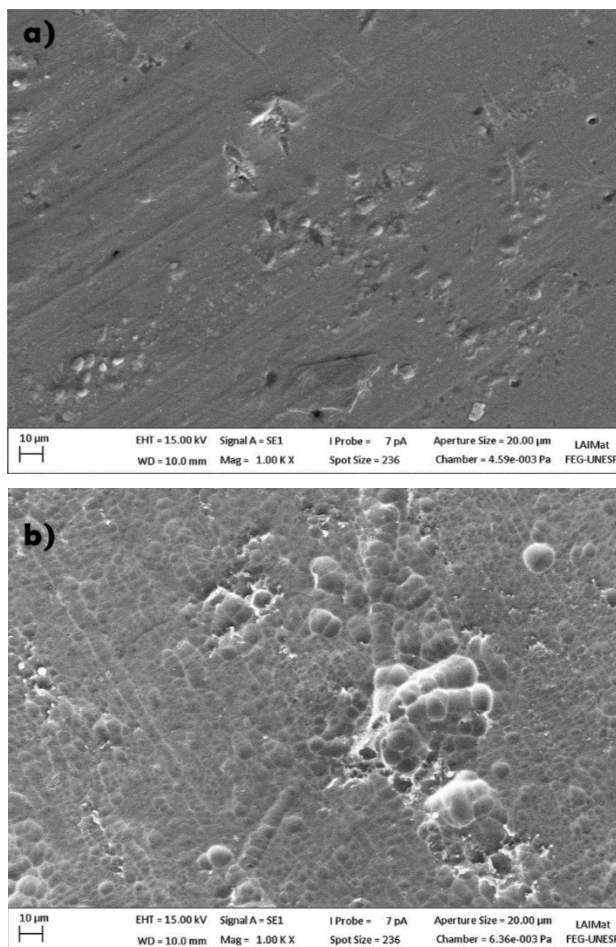
Fonte: Autoria própria (2024).

2.6.1 Tratamentos convencionais

A superfície de um material representa a primeira região de contato com o meio externo e, por isso, exerce papel determinante no desempenho de sistemas que envolvem adesão, revestimento e união de componentes. Pequenas modificações nessa região podem resultar em ganhos significativos de resistência mecânica, durabilidade e confiabilidade estrutural. Nesse cenário, os tratamentos de superfície convencionais surgem como estratégias consolidadas para ajustar características como rugosidade, molhabilidade e reatividade química, utilizando procedimentos relativamente simples e de ampla difusão industrial, como anodização e aplicação de agentes acoplantes.

O processo de anodização consiste em um tratamento superficial eletroquímico que utiliza um eletrólito ácido, como o ácido fosfórico (H_3PO_4), no qual o material a ser tratado atua como ânodo. A aplicação de uma corrente elétrica ao sistema induz a formação de íons de alumínio e hidroxila, resultando na geração de uma camada passivadora de óxido de alumínio (Al_2O_3), que inibe a corrosão do substrato (Björgum *et al.*, 2003). Além de sua função protetora, a anodização é amplamente empregada como pré-tratamento em ligas de alumínio para a posterior aplicação de filmes ou resinas, especialmente em processos de união adesiva. A morfologia da camada porosa formada é diretamente influenciada pelos parâmetros do processo, como tempo e tensão elétrica. A presença de elementos de liga no substrato (como partículas de segunda fase e compostos intermetálicos) resulta em poros de tamanho e distribuição irregulares. Esses poros, constituídos principalmente de Al_2O_3 , promovem a ancoragem mecânica da resina polimérica do compósito quando esta se funde durante a soldagem, aumentando a resistência da junta por entrelaçamento mecânico (Frank Reis *et al.*, 2023; Jothi *et al.*, 2019). O aumento da rugosidade superficial facilita a interação física com o filme depositado, melhorando a adesão conforme a teoria do entrelaçamento mecânico (Gent; Lin, 1990). A Figura 20 ilustra a formação de poros na liga de alumínio AA 2024-T3 (imagem b) em comparação com sua superfície não tratada (imagem a).

Figura 20 - Microscopia eletrônica de varredura da liga AA 2024-T3 a) sem tratamento e b) anodizado.



Fonte: Frank Reis et al. (2023).

Para os aços, o método de tratamento mais comum para receber um filme polimérico é a aplicação de agentes de acoplamento, principalmente à base de silanos (SiH_x) e organosilanos (SiCH_x) (Ishida; Koenig, 1980; Rohart; Laberge Lebel; Dubé, 2020). Alternativamente, podem ser utilizados ataques químicos, como a imersão em ácido clorídrico (HCl) por 30 minutos, para aumentar a rugosidade superficial de aços inoxidáveis (Du *et al.*, 2023).

Os agentes de silano são eficientes na criação de ligações covalentes e pontes de hidrogênio na interface metal/polímero. Sua molécula apresenta grupos inorgânicos e orgânicos, com a fórmula geral X-Si-(OR)_3 , em que X representa um grupo funcional (como alcóxi ou éter) e OR é um grupo hidrolisável. Os grupos alcóxi, por exemplo, hidrolisam-se formando hidroxilas, que subsequentemente se condensam com moléculas vizinhas para formar oligômeros. Estes se adsorvem à superfície tratada por meio de pontes de hidrogênio. Uma etapa final de cura térmica promove a reticulação, formando ligações covalentes entre a rede de siloxano e a superfície (Rohart; Laberge Lebel; Dubé, 2020).

2.7 TRATAMENTOS DE SUPERFÍCIE APLICADO POR PLASMA

A partir da observação dos fenômenos naturais, o ser humano foi capaz de reproduzir o fenômeno do plasma em laboratório e em menor escala e circunstâncias não extremas, como ocorre no interior de uma estrela ou uma descarga elétrica atmosférica. O plasma a frio refere-se ao plasma onde apenas uma pequena fração de moléculas de um gás está ionizadas (STURROCK, 1994; YİĞİT, 2018). É obtido através de um sistema controlado, utilizando baixa pressão e controle do fluxo de gases dos sistemas, ou não, utilizando pressão e condições atmosféricas. Nesse sistema, estão posicionados eletrodos que recebem uma diferença de potencial (ddp) no sistema. A partir disso, o gás contido no sistema começa a se polarizar e se tornar iônico, comportando-se como plasma. Dentro desse sistema de plasma artificial, os íons estão frequentemente próximos à temperatura ambiente. ((Fanelli; Fracassi, 2014); (Esbayou *et al.*, 2018; Fanelli; Fracassi, 2014); (Yiğit, 2018).

Dentro da classificação de plasmas de baixa temperatura, existem muitos tipos de plasmas. Eles são caracterizados pela densidade de elétrons (n_e) e pela energia média dos elétrons, $k_B T_e$, em Joules por elétron, onde k_B é a constante de Boltzmann e T_e é a temperatura média dos elétrons. As densidades de elétrons (n_e) e de íons positivos (n_i) variam de 10^8 a 10^{12} partículas por cm^3 . Esses tipos de plasmas são chamados de plasmas não possuem equilíbrio termodinâmico, porque a energia média dos elétrons é consideravelmente maior do que a energia dos íons, ($k_B T_i$), onde T_i é a temperatura média dos íons. Portanto, a descarga não pode ser adequadamente descrita por uma única temperatura, mas é descrita pelas temperaturas dos elétrons, íons e partículas neutras (T_n) (Droes; Kodas; Hampden-Smith, 1997).

Uma vez que o plasma é eletricamente neutro, o número de elétrons é igual ao das espécies carregadas positivamente. Portanto, a densidade de elétrons (carga negativa) e a densidade de íons (carga positiva) devem se equilibrar (Droes; Kodas; Hampden-Smith, 1997). No entanto, a relação entre a densidade de espécies neutras e a densidade de elétrons geralmente é maior do que 10^3 . Radicais neutros e moléculas não são inerentemente mais reativas do que íons, mas estão presentes em concentrações significativamente mais altas. Como resultado, radicais livres e moléculas na descarga são os principais responsáveis pelas reações de deposição (Droes; Kodas; Hampden-Smith, 1997; Hegemann *et al.*, 2021).

Existem duas abordagens principais para modificar as propriedades de superfície dos materiais. A primeira envolve a modificação química direta da superfície, enquanto a segunda consiste na deposição de um revestimento duro sobre um substrato dúctil. Esta última

abordagem oferece a vantagem de preservar as propriedades inerentes necessárias tanto da superfície quanto do volume, desde que exista uma boa adesão entre o revestimento e o substrato (Droes; Kodas; Hampden-Smith, 1997).

Descargas de brilho ou plasmas de baixa temperatura são, por definição, plasmas que não exibem carga líquida, ou seja, o número de espécies carregadas negativamente e positivamente é igual com estados vibracionais tanto fundamentais quanto excitados. Embora a química e a física de uma descarga de brilho sejam extraordinariamente complexas, o plasma desempenha apenas duas funções básicas. Primeiramente, espécies químicas reativas são geradas por colisões de impacto de elétrons, superando limitações cinéticas que podem existir em processos termicamente ativados. Em segundo lugar, a descarga fornece radiação e espécimes geralmente na forma de íons positivos, espécies neutras, espécies metaestáveis, elétrons e fótons que bombardeiam as superfícies imersas no plasma e alteram a química da superfície. A combinação desses processos físicos com as reações estritamente químicas, principalmente de átomos, radicais ou moléculas, proporciona propriedades inatingíveis com cada processo individualmente (Droes; Kodas; Hampden-Smith, 1997).

Os plasmas são excitados por eletrodos para formação de um arco brilhante de plasma pode ser fornecida tanto por corrente contínua (CC), tensão pulsada ou corrente alternada (CA), micro-ondas ou radiofrequência (RF) (Droes; Kodas; Hampden-Smith, 1997; Schwarz; Schmidt; Ohl, 1998).

2.7.1 Mecanismos Físico-Químicos da Interação Plasma-Superfície

A modificação superficial promovida por descargas elétricas a plasma — um processo reconhecidamente sustentável e de baixo impacto ambiental (Drenik *et al.*, 2010) — é intrinsecamente governada pela colisão contínua de uma multiplicidade de espécies ativas contra a superfície do material imerso. Em plasmas reativos fracamente ionizados, o grau de ionização é tipicamente muito baixo, raramente excedendo a ordem de 10^{-4} , ao passo que o grau de dissociação das moléculas do gás precursor é elevado, alcançando frequentemente valores superiores a 50% (Drenik *et al.*, 2010). Consequentemente, as espécies mais abundantes no meio são os átomos neutros livres e os radicais. A distribuição e a cinética destas espécies dependem fortemente das condições operatórias da descarga; estudos de espectrometria de massa demonstram que, por exemplo, o aumento da potência aplicada eleva a temperatura eletrônica, o que intensifica os processos de fragmentação molecular e gera espécies de menor

massa e altamente reativas (Júnior, 2019). Inversamente, um aumento na pressão de operação reduz o percurso livre médio dos elétrons, diminuindo a sua energia cinética e alterando os mecanismos de colisão (Hegemann, 2014). Através da fronteira eletrodinâmica adjacente ao substrato (a bainha do plasma), estabelece-se um fluxo incessante de fótons, íons positivos, elétrons livres, espécies neutras altamente reativas e partículas metaestáveis.

No escopo das interações que iniciam a ativação da superfície, os fótons (particularmente nas faixas do ultravioleta e ultravioleta de vácuo) e os elétrons livres desempenham papéis cruciais na transferência de energia. Devido à sua elevada mobilidade e energia, estas espécies colidem com a estrutura molecular do material e provocam a cisão das ligações químicas superficiais, originando macro radicais sem a necessidade de elevar a temperatura macroscópica da peça. Em simultâneo, os íons positivos gerados no volume do plasma são violentamente acelerados pelo campo elétrico da bainha em direção ao substrato. Este bombardeamento iónico contínuo promove um impacto físico direto que induz o fenómeno de pulverização catódica (*sputtering*), sendo responsável pela remoção de contaminantes e pela criação de um micro relevo nanométrico que aumenta a área de contacto efetiva. Contudo, é vital o controlo rigoroso das condições do plasma; potências excessivamente elevadas ou tempos de exposição prolongados podem induzir a uma decapagem (*etching*) química demasiado agressiva, o que acaba por degradar e destruir a integridade estrutural do material tratado (Alvares *et al.*, 2024; Hegemann, 2014; Shenton; Stevens, 2001).

Paralelamente a estas interações de carácter físico, as reações estritamente químicas são protagonizadas pelas espécies neutras e partículas metaestáveis. Dado que os átomos neutros e os radicais apresentam uma baixa energia cinética intrínseca, a sua capacidade de penetração é muito reduzida, fazendo com que o seu efeito reativo se restrinja unicamente às camadas atómicas mais externas do material, preservando intactas as propriedades do volume subjacente (*bulk*) (Drenik *et al.*, 2010). Estas espécies difundem-se e reagem quase instantaneamente com os sítios ativos e radicais livres previamente abertos pelo bombardeamento físico, num processo de enxertia química (*grafting*). A literatura científica comprova que a densidade e o rácio destas espécies ativas na fase gasosa determinam diretamente o grau e o tipo de funcionalização alcançada na superfície (Ogawa *et al.*, 2022). Ajustando o precursor gasoso e os parâmetros do reator, é possível incorporar uma vasta gama de grupos funcionais específicos na superfície (tais como grupos oxigenados, hidroxilo, carbonila ou precursores orgânicos), alterando de forma radical propriedades vitais como a energia livre de superfície e a molhabilidade (Benítez Porras, 2015; Blanchard, Noemi E. *et al.*, 2015).

A excelência e a singularidade do tratamento a plasma decorrem, portanto, da sinergia indispensável entre estes mecanismos físicos e químicos. A ação física de bombardeamento (fótons, elétrons e íons) limpa, altera a topografia e ativa termodinamicamente os sítios da superfície; em seguida, a ação química dos átomos neutros e radicais atua sobre estes mesmos sítios, saturando-os com novas funcionalidades. É exatamente a combinação imediata e cooperativa da alta energia física de preparação com as reações de funcionalização química que proporciona a formação de uma interface robusta, com propriedades de adesão e intertravamento absolutamente inalcançáveis se tais mecanismos operassem de forma isolada ou sequencial fora do ambiente de plasma.

2.7.2 Tratamentos via PECVD

As técnicas de imersão a plasma para modificação de superfície abrangem uma ampla variedade de métodos, desde a implantação de íons de plasma puro até modos híbridos de implantação e deposição de filmes com polarização do substrato. De forma geral, todas têm em comum a exposição da superfície de um substrato (alvo) a um plasma (Anders, 2002).

Processos como a Deposição Química de Vapor Assistida por Plasma, ou *Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition* (PECVD), aproveitam os elétrons de alta energia presentes em descargas de brilho para dissociar e ionizar moléculas gasosas, formando radicais e íons quimicamente reativos. Como a quebra das ligações químicas não depende de energia térmica, essas reações ocorrem em temperaturas relativamente baixas, evitando danos ao substrato. O processo é utilizado para depositar filmes finos em substratos sólidos, explorando a condição de não equilíbrio típica do plasma: temperaturas eletrônicas muito elevadas (T_e) convivendo com temperaturas baixas para as partículas pesadas (íons, neutros). Isso permite uma interação eficaz entre o plasma e o material a temperaturas próximas à ambiente (Hegemann *et al.*, 2021; Lieberman; Lichtenberg, 2005). A ativação no plasma ocorre pela transferência de energia, governada por constantes de taxa de reação. A excitação e ionização de gases podem ser descritas por uma relação do tipo Arrhenius, utilizando a temperatura eletrônica (T_e) como parâmetro, supondo uma distribuição de energia maxwelliana para os elétrons. Em condições de equilíbrio térmico completo, as temperaturas do sistema, dos elétrons e do gás são iguais ($T = T_e = T_{gás}$), e a dissociação de moléculas segue a forma de Arrhenius padrão. No entanto, no PECVD predomina uma condição de não equilíbrio, na qual a temperatura eletrônica é significativamente superior à temperatura do gás ($T_e \gg T_{gás}$). Isso

viabiliza reações químicas eficientes a temperaturas de substrato muito mais baixas. (Hegemann *et al.*, 2021; Hegemann; Schütz; Fischer, 2005).

Um parâmetro fundamental para caracterizar a conversão do gás comum em plasma é o parâmetro de Becker. Ele descreve a energia específica fornecida por molécula, definida como a potência de entrada multiplicada pelo tempo de residência do gás na zona ativa do plasma por unidade de volume (Equação 8.1, em $[J.cm^{-3}]$), que é equivalente à razão entre a potência de entrada e a taxa de fluxo do gás (Equação 8.2).

$$\frac{W * \tau_{act}}{V_{pl}} \quad (\text{Eq. 8.1})$$

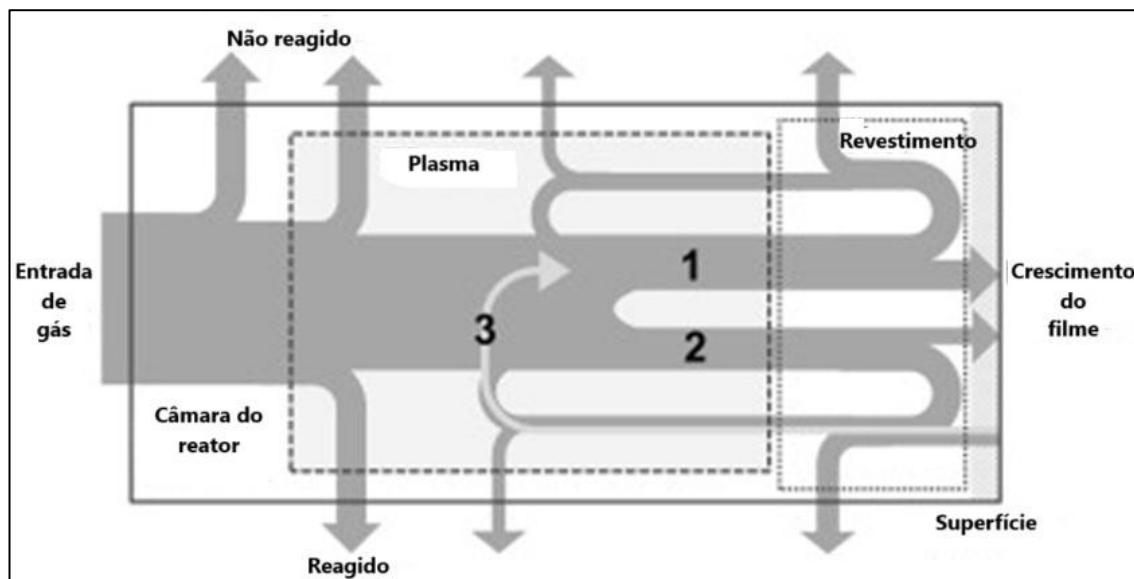
$$\frac{W}{F} \quad (\text{Eq. 8.2})$$

Onde: W é a potência de entrada, τ_{act} é o tempo de residência na zona de plasma ativo, V_{pl} é o volume de plasma e F é o fluxo de gás.

Durante o processo PECVD, um plasma é gerado em uma câmara de vácuo mediante a aplicação de uma fonte de energia externa, como radiofrequência (RF), micro-ondas ou descargas elétricas de alta tensão. Precursores gasosos, que podem ser de natureza orgânica ou inorgânica, são então introduzidos na câmara, onde são ionizados e dissociados pelo plasma. As espécies ativas resultantes — como elétrons energéticos, íons, radiação ultravioleta (fótons) e átomos metaestáveis de argônio — interagem com os precursores gasosos, levando à formação de filmes sólidos na superfície do substrato (Droes; Kodas; Hampden-Smith, 1997; Hegemann *et al.*, 2021; Hegemann; Schütz; Fischer, 2005). A Figura 21 ilustra esquematicamente um sistema de deposição por PECVD, no qual:

- **Ciclo 1** representa a deposição a partir de espécies formadoras de filme originadas na zona ativa do plasma;
- **Ciclo 2** mostra a contribuição de espécies reativas para a deposição;
- **Ciclo 3** indica a superfície do substrato atuando como fonte adicional de espécies formadoras de filme.

Figura 21 - Representação do fluxo de gás no reator a plasma



Fonte: Adaptado de Hegemann (2014).

Os filmes depositados têm a capacidade de cobrir uniformemente substratos complexos e tridimensionais, garantindo uma cobertura completa mesmo em superfícies irregulares (Hegemann *et al.*, 2021).

Segundo Droes; Kodas; Hampden-Smith (1997), o processo PECVD pode ser separado em seis principais etapas, sendo elas:

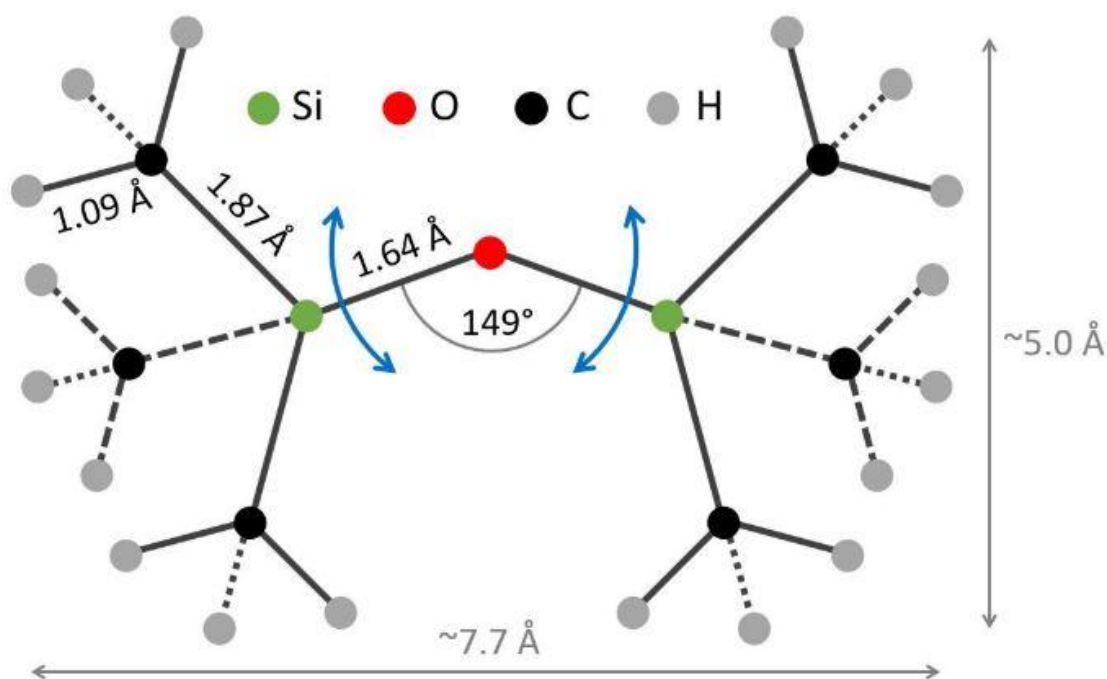
1. Geração das espécies reativas;
2. Transporte das espécies reativas até a superfície;
3. Adsorção;
4. Reação;
5. Dessorção de produtos voláteis;
6. Transporte dos produtos voláteis para longe da superfície.

Espécies secundárias como hidrogênio, halogenetos ou carbídeos devem reagir, formando produtos voláteis que possam evitar a incorporação e contaminação do filme. Neste processo, a baixa temperatura do gás reduz a mobilidade das espécies que atingem a superfície do substrato, tendendo a geração de camadas amorfas contendo maior percentual de componentes de reação extrínsecos quando comparado ao processo convencional de deposição por vapor em altas temperaturas (CVD) (Droes; Kodas; Hampden-Smith, 1997).

2.7.3 Hexametildissiloxano

O hexametildissiloxano (HMDSO), é um composto organossilícico com a representação estrutural $(\text{CH}_3)_3\text{-Si-O-Si-(CH}_3)_3$ e fórmula molecular $\text{C}_6\text{H}_{18}\text{Si}_2\text{O}$ (Hegemann *et al.*, 2021). Essa molécula apresenta uma estrutura composta por dois átomos de silício ligados por uma ponte de oxigênio, com cada silício ainda ligado a três grupos metila (CH_3), ilustrado na Figura 22. Esta composição confere ao HMDSO uma série de propriedades físico-químicas interessantes e úteis. A presença de grupos metila ao redor dos átomos de silício proporciona uma certa estabilidade à molécula, mas também influencia a forma como ela se comporta durante os processos de fragmentação na fase gasosa.

Figura 22 - Estrutura molecular e excitação vibracional do HMDSO



Fonte: Hegemann et al. (2021).

Além de suas propriedades de formação de filmes, o HMDSO também é conhecido por suas características hidrofóbicas naturais, devido aos grupos metila presentes na molécula. A Tabela 4 apresenta a caracterização dos grupos funcionais do HMDSO conforme o número de ondas.

Tabela 4 - Grupos funcionais do HMDSO segundo FTIR

Número de ondas estimado (cm ⁻¹)	Atribuição
3650–3854	Estiramento de flexão de –OH Estiramento de –OH em SiOH livre
2968	Estiramento simétrico de –CH ₃
2349	Estiramento assimétrico de CO ₂
1243–1494	Flexão simétrica de –CH ₂ , –CH ₃
1051	Estiramento assimétrico de Si–O–Si
973	Vibrações de estiramento simétrico Si–O–C
922	Vibrações de estiramento de Si–OH
870	flexão de Si–H
800	Vibração de flexão de Si–O–Si

Fonte: Adaptado de Benedikt et al. (2007); Li et al. (2017); Silvestre et al. (2021).

As principais propriedades físico-química do monômero HMDSO são apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5 - Propriedades do monômero HMDSO

Propriedades em condições normais de temperatura e pressão	
Massa molar	162,379 g·mol ⁻¹
Aspecto	Líquido incolor
Densidade	0,764 g·cm ⁻³
Ponto de fusão	–59 °C
Ponto de ebulição	100 °C
Solubilidade em água	930,7±33,7 ppb
Pressão de vapor	43 hPa
Índice de refração	1,37

Fonte: Adaptado de Hegemann (2014); Hegemann et al. (2021).

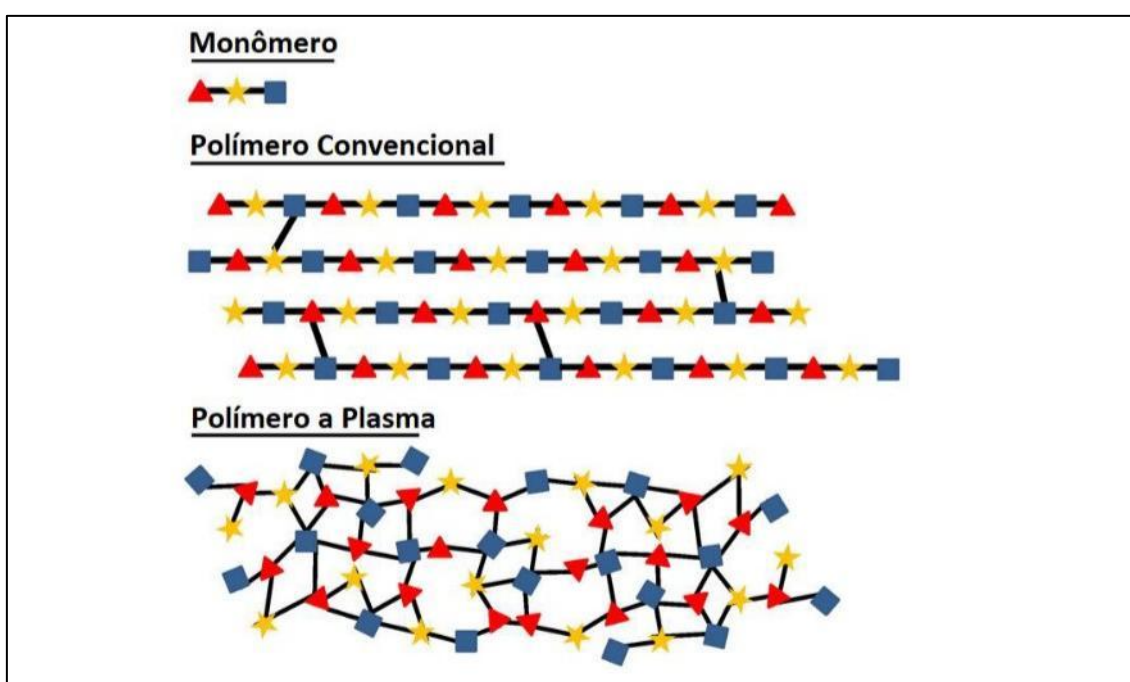
2.7.4 Polimerização a plasma do HMDSO

Em um plasma, elétrons podem adquirir energias da ordem de elétron-volts (eV) devido à sua ampla distribuição energética, sendo capazes de quebrar virtualmente qualquer tipo de ligação química. Os intermediários reativos resultantes adsorvem-se a superfícies e se recombinam, dependendo de sua reatividade específica (Hegemann, 2014; Benítez Porras, 2015). A deposição de polímeros por plasma configura-se como uma tecnologia de processo

seco, mais econômica em recursos e ambientalmente mais amigável quando comparada a processos convencionais de polimerização ou tratamentos de superfície úmidos (como a anodização). Esta vantagem deve-se à possibilidade de consolidar múltiplos pré-tratamentos em uma única etapa, reduzindo drasticamente o consumo de reagentes e a quantidade necessária de precursores químicos (Fernandes *et al.*, 2002; Hegemann, 2014).

O crescimento do filme polimérico neste processo inicia-se tipicamente com a formação de estruturas do tipo "ilhas", que podem apresentar defeitos intrínsecos como *pinholes*. Progressivamente, as moléculas cobrem a superfície em um mecanismo de crescimento camada-por-camada. Os polímeros gerados por plasma distinguem-se dos convencionais por sua estrutura altamente ramificada e reticulada (*cross-linked*), em contraste com as longas cadeias lineares típicas dos polímeros sintetizados por vias químicas convencionais (Caram, 2013; Hegemann, 2014), conforme ilustrado na Figura 23.

Figura 23 - Esquema da diferença entre polímero convencional e polímero a plasma

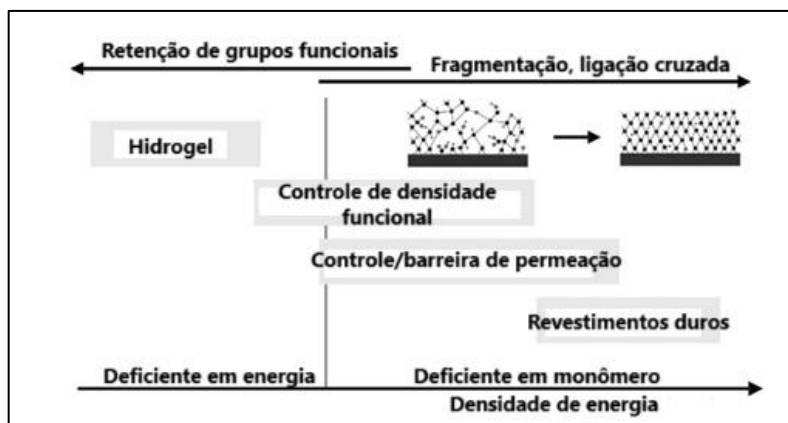


Fonte: Merche; Vandencastele; Reniers (2012).

Essa elevada reticulação minimiza a incorporação de grupos terminais livres, resultando em revestimentos densos e de alta dureza (Hegemann, 2014). A estrutura compacta e densa atua como uma barreira eficiente, inibindo a difusão de moléculas como H_2O e a permeação de O_2 , o que confere ao material maior resistência à corrosão (Hegemann, 2014; Jaritz *et al.*, 2020).

A Figura 24 sintetiza a relação entre as características do processo e as propriedades finais do filme polimerizado por plasma.

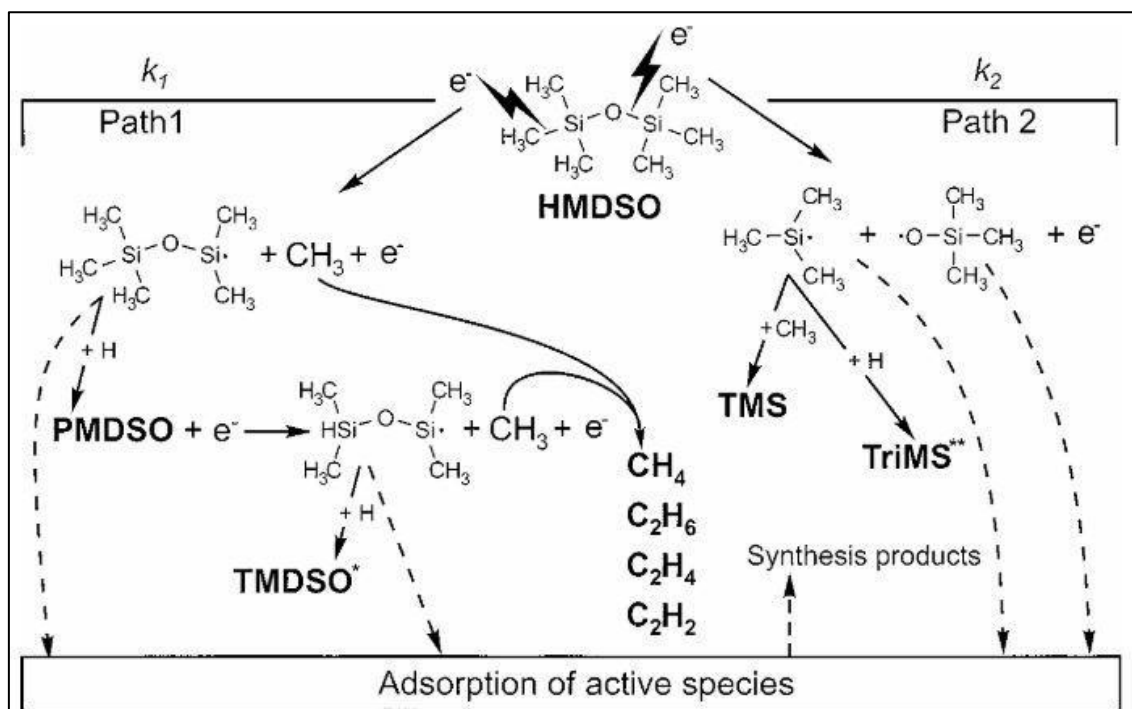
Figura 24 - Características dos filmes polimerizado a plasma



Fonte: Hegemann (2014).

A exposição do HMDSO a um plasma de gás inerte induz a formação de radicais e espécies reativas que participam de reações subsequentes, culminando na deposição de um filme polimérico sobre o substrato (Ha; Sun Kim; Woo Yi, 2013; Ji *et al.*, 2008). O processo inicia-se com a introdução do vapor de HMDSO em uma câmara contendo plasma ativo. A energia do plasma promove a clivagem das ligações químicas do precursor, gerando radicais altamente reativos, tais como $\bullet\text{Si-O}$, $\bullet\text{Si-}$ e $\bullet\text{CH}_3$ (Blanchard, Noémi E. *et al.*, 2015; Ji *et al.*, 2008). A Figura 25 ilustra o processo de polimerização por plasma do HMDSO e a formação desses radicais livres.

Figura 25 - Processo de polimerização a plasma do HMDSO com geração de algumas das possíveis espécies.

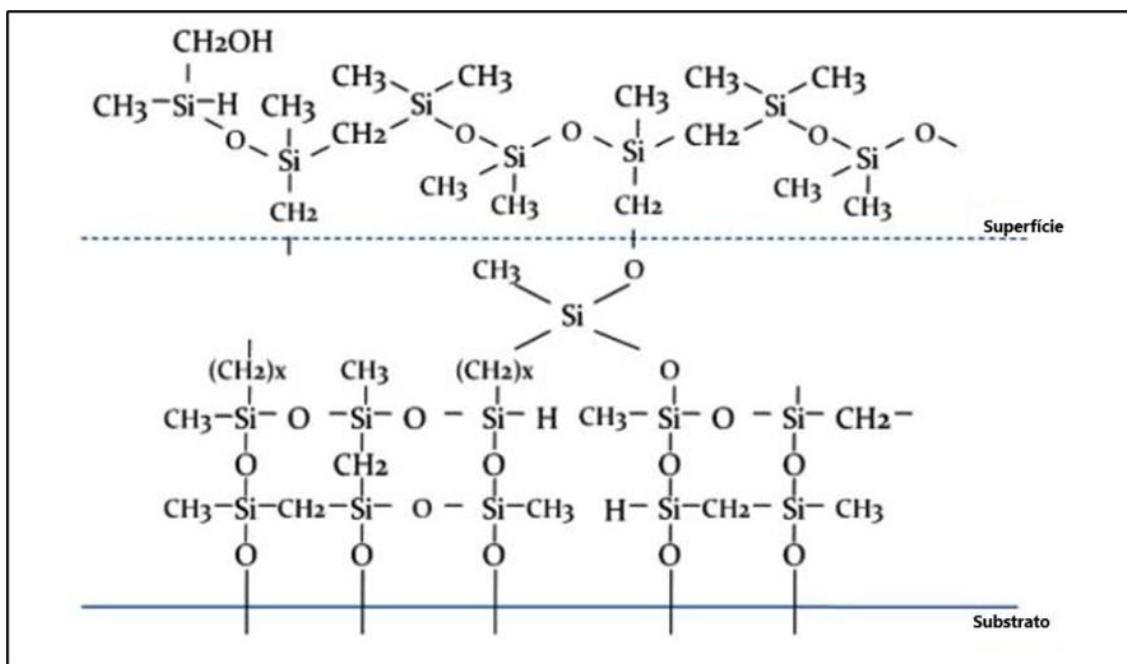


Fonte: Ji et al. (2008).

O mecanismo de decomposição do HMDSO em plasma revela dois caminhos reativos principais. No primeiro, o impacto de elétrons energéticos sobre as moléculas de HMDSO gera radicais como $\bullet\text{CH}_3$ e $\text{H}_3\text{C}-\text{Si}-\text{O}\bullet$, que subsequentemente reagem para formar oligômeros e polímeros, como o polimetilsiloxano (PMDSO – $(\text{CH}_3)_2\text{HSiOSi}(\text{CH}_3)_3$) e o tetrametildisiloxano (TMSO – $(\text{CH}_3)_2\text{HSiOSiH}(\text{CH}_3)_2$). No segundo caminho, as interações resultam na formação de compostos voláteis como o tetrametilsilano (TMS – $\text{Si}(\text{CH}_3)_4$) e o trimetilsilano (TriMS – $\text{HSi}(\text{CH}_3)_3$). Ambos os caminhos produzem espécies reativas que se adsorvem à superfície do substrato, contribuindo para a deposição do filme polimérico (Ji *et al.*, 2008).

Durante a polimerização, os radicais formados recombina-se e interagem com outras moléculas de HMDSO e com o substrato. Essas reações levam à formação de uma rede polimérica tridimensional, composta predominantemente por ligações siloxano (Si-O-Si) e ligações silício-carbono (Si-C), semelhante ilustrado na Figura 26. Esta estrutura confere ao filme propriedades aprimoradas, como maior resistência química e estabilidade térmica (Yoshinari; Matsuzaka; Inoue, 2011).

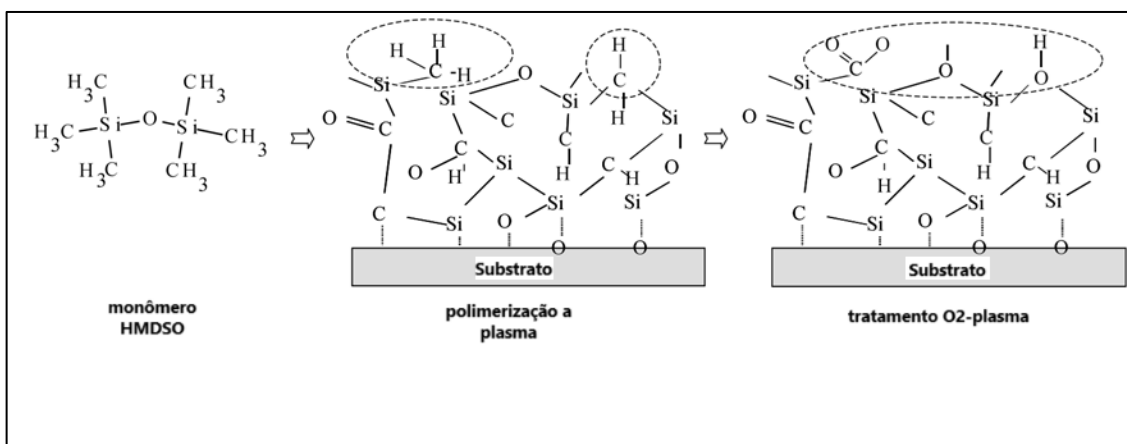
Figura 26 - Ligações do filme HMDSO polimerizado por plasma



Fonte: Adaptado de Yoshinari; Matsuzaka; Inoue (2011).

Filmes depositados a partir de HMDSO são intrinsecamente hidrofóbicos. No entanto, a aplicação de um pós-tratamento em plasma com oxigênio (O_2) pode inserir grupos funcionais oxidados (como C-O, C=O, O-C=O e Si-O) na superfície, convertendo-a para um estado hidrofílico (Benítez Porras, 2015). O processo de formação de ligações químicas durante a deposição do HMDSO e durante o pós-tratamento com O_2 é ilustrado na Figura 27.

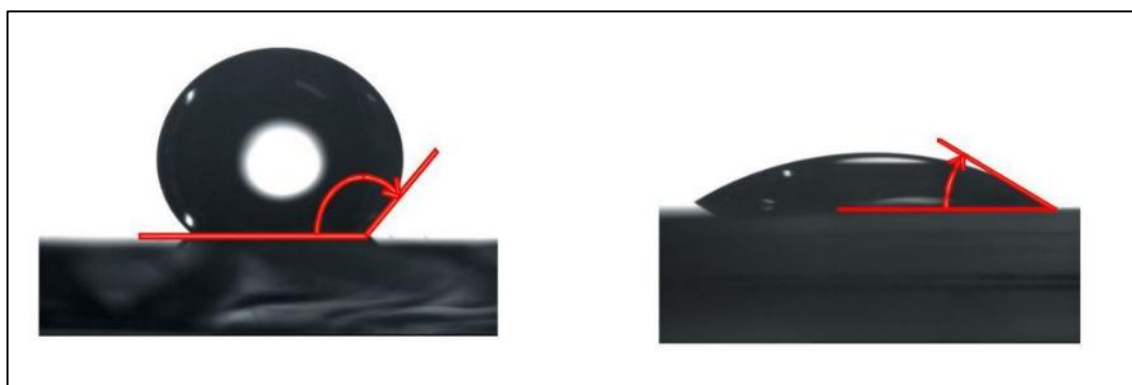
Figura 27 - Pós-tratamento com plasma de O_2



Fonte: Adaptado de Yoshinari et al. (2006).

Tratamentos de superfície com plasma, sem deposição de filme, geralmente aumentam a energia superficial de um material, mas esse efeito costuma ser transitório, com o material retornando ao seu estado natural em pouco tempo. A combinação estratégica de tratamentos — como a deposição de um filme de HMDSO seguida de um pós-tratamento com O_2 — permite conservar as características do filme enquanto se obtém um aumento significativo e duradouro da molhabilidade. Estudos demonstraram a preservação desse efeito por períodos estendidos, como 48 dias de acompanhamento (Sundriyal *et al.*, 2021). A Figura 28 ilustra essa mudança, mostrando a redução do ângulo de contato após a inserção de O_2 , evidenciando o aumento da hidrofilicidade.

Figura 28 - Mudança de molhabilidade de uma superfície de HMDSO com pós-tratamento de plasma O_2

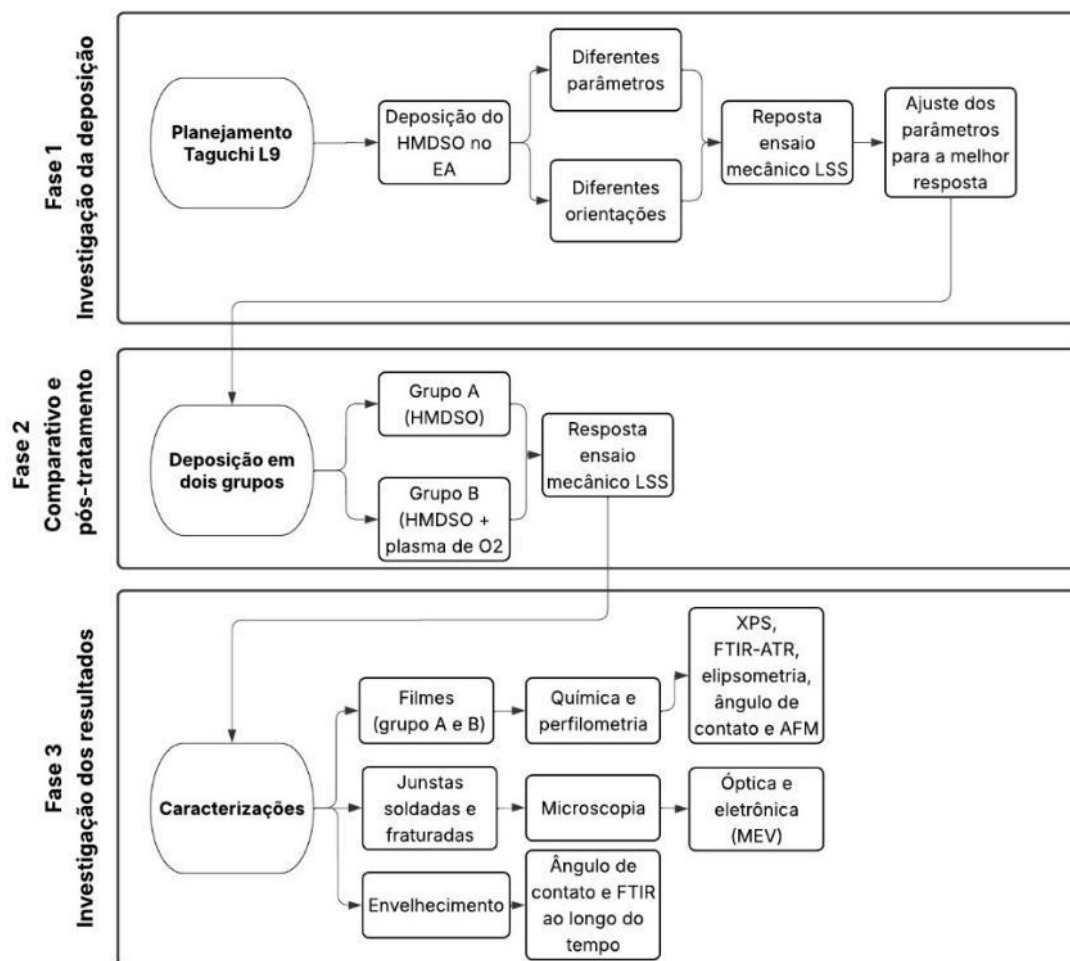


Fonte: Benítez Porras (2015).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho estrutura-se em três etapas principais. A primeira fase dedica-se à investigação dos parâmetros de deposição de HMDSO no Elemento de Aquecimento (EA) de aço inoxidável AISI 304, com o objetivo de otimizar a resistência ao cisalhamento de juntas do compósito PEI/fibra de vidro. A segunda fase consiste em uma análise crítica dos materiais soldados com diferentes tratamentos: deposição do HMDSO e deposição do HMDSO seguido da aplicação de plasma de O₂, utilizando a melhor resposta obtida na primeira etapa e parâmetros de soldagem empregados pelo grupo de pesquisa em soldagem de materiais compósitos da FEG/Unesp, confrontando-os com os parâmetros consolidados na literatura (Abrahão, Ana Beatriz Ramos Moreira, 2015; Marques, 2020). O fluxograma apresentado na Figura 29 sintetiza a linha de atuação adotada para o desenvolvimento desta pesquisa. A terceira fase consiste na caracterização do filme depositado, do processo de soldagem, mecânica e fractográfica.

Figura 29 – Fluxograma de trabalho



Fonte: Autoria própria (2025)

3.1 MATERIAIS

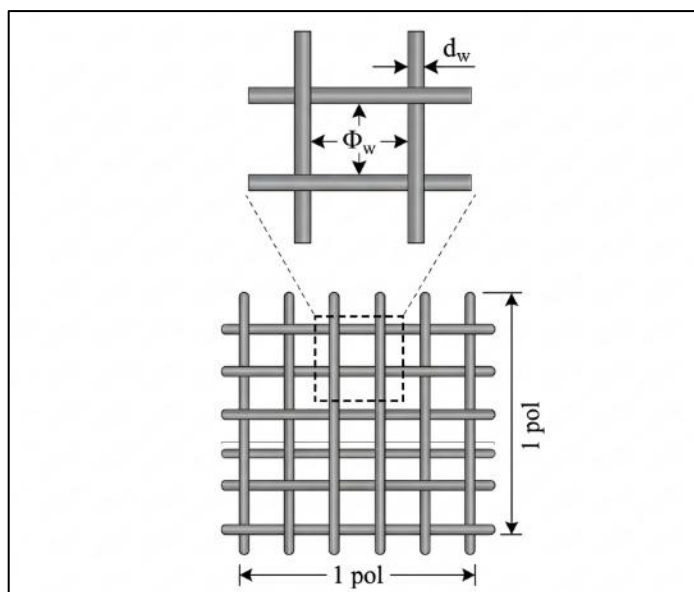
3.1.1 Compósito PEI/fibra de vidro

No presente trabalho, foi utilizado o compósito termoplástico de matriz polimérica PEI (poli(éter-imida)) reforçada com fibras contínuas de vidro-S (FV), apresentando maior teor de silício e com maior resistência mecânica quando comparado a fibra de vidro-E. As fibras foram trançadas em formato de tecido do tipo 8HS, com espessura nominal variando de 2,0 a 3,5 mm, dispostas em configuração $(0^{\circ}/90^{\circ})_s$ e contendo 50% de matriz em volume. O compósito laminado foi fabricado e fornecido pela empresa *Toray Advanced Composites Company* e sua ficha de informações técnicas se encontra disponível na seção Anexos, Anexo A.

3.1.2 Elemento de aquecimento

As soldagens dos materiais foram realizadas com a utilização do elemento de aquecimento de aço inoxidável AISI 304 400 mesh (400 aberturas por polegada), com diâmetro do fio de 25 μm , abertura de lacuna de 39 μm e fração de área aberta de 37 %, conforme ilustrado na Figura 30.

Figura 30- Representação da malha metálica indicando o diâmetro do fio (d_w) e a abertura de lacuna (Φ_w)



Fonte: Autoria própria (2024).

As malhas metálicas utilizadas como EA foram adquiridas da empresa Tegape e sua composição química é apresentado na Tabela 6.

Tabela 6- Composição química típica do aço inoxidável AISI 304 utilizado como EA

Composição química (%)	Carbono	Manganês	Silício	Fósforo	Enxofre	Cromo	Níquel
Aço AISI 304	0,08	2,00	1,00	0,045	0,030	18,00	8,00

Fonte: Tegape (2024).

3.1.3 Hexametildissiloxano

O monômero empregado para crescimento dos filmes foi o polímero hexametildissiloxano (HMDSO), fornecido pela Sigma *Chemical* Co., com uma pureza de 99,9% em sua forma líquida. Sua representação é dada pela fórmula molecular $C_6H_{19}Si_2O$.

3.2 MÉTODOS

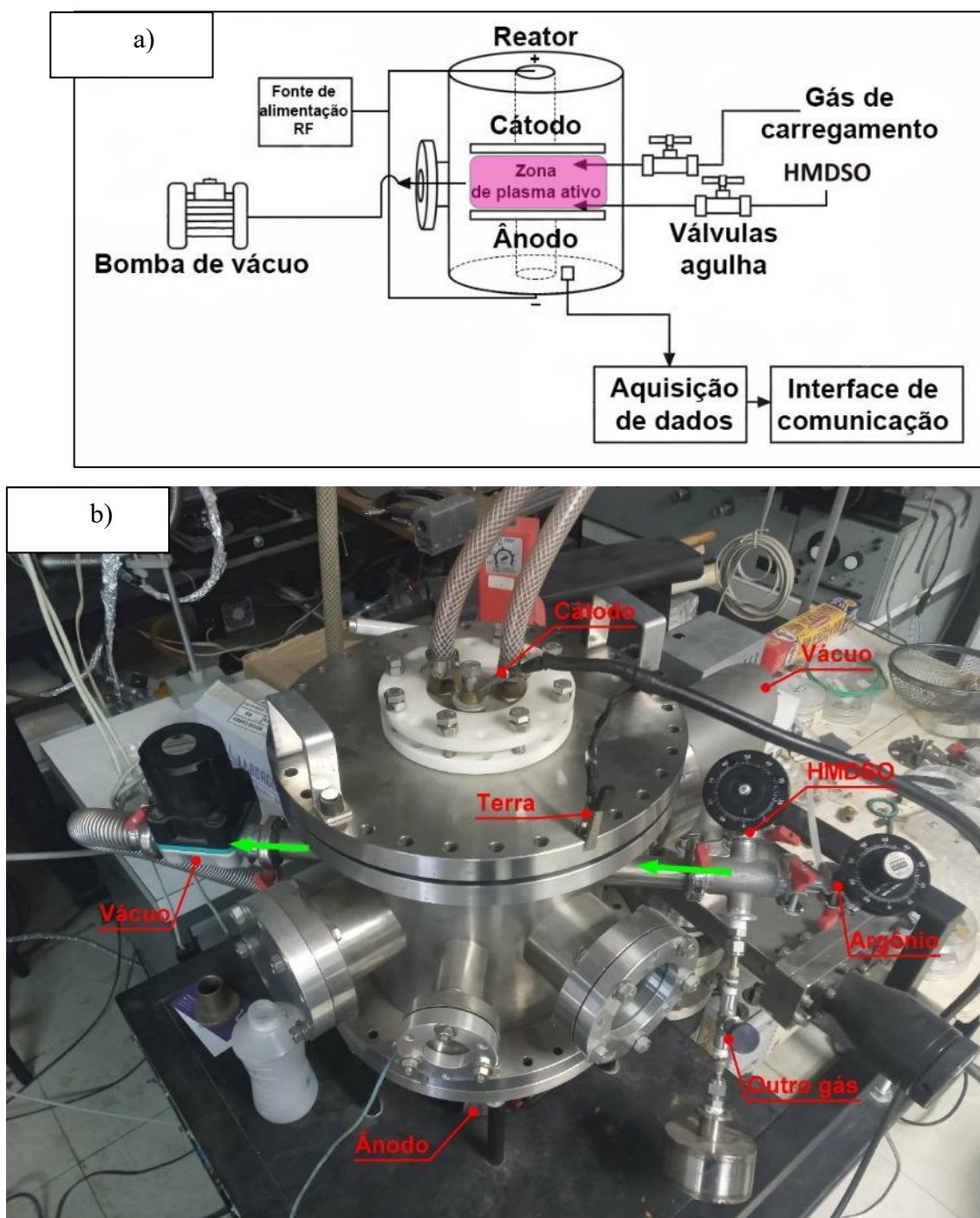
3.2.1 Investigação dos parâmetros de deposição

Os EAs, com dimensões de 25 mm por 380 mm, foram cortados com uma tesoura e limpos em uma banheira ultrassônica utilizando álcool metílico (P.A. 32,04%, LSCchemicals) por 30 minutos. Em seguida, foram secos em estufa a 80 °C por 5 minutos. Esse procedimento teve como objetivo a remoção de impurezas, como óleos e graxas.

Posteriormente, as malhas foram posicionadas no interior do reator de plasma, constituído de aço inoxidável AISI 316L, pertence ao laboratório de plasma aplicado da Unesp campus de Guaratinguetá, com a área a ser tratada fixada no porta-amostra anódico (polo negativo), que possui um diâmetro de 85 mm. As malhas foram orientadas em posições paralela e perpendicular ao fluxo do gás. Após o posicionamento, a câmara foi fechada e evacuada até que a pressão interna estabilizasse em aproximadamente $1,6 \times 10^{-2} \pm 0,6$ Torr.

A Figura 31 apresenta um esquema do reator de plasma utilizado para a deposição dos filmes via PECVD, onde as setas verdes (b) indicam o fluxo do gás.

Figura 31 – a) Esquema do reator PECVD utilizado e b) reator utilizado



Fonte: Autoria própria (2025).

O argônio analítico foi admitido na câmara, com seu fluxo regulado por uma válvula de agulha, até que a pressão se estabilizasse em 10^{-1} Torr. Em seguida, uma potência elétrica foi aplicada por meio de uma fonte de radiofrequência (RF) de 13,56 MHz, Tokyo Hy-Power modelo RF-300, mantendo-se um plasma de argônio por 10 minutos. Esta etapa promoveu a

limpeza por *sputtering* das impurezas superficiais do substrato e da câmara, além de ativar energeticamente a superfície, aumentando sua molhabilidade. Após esse tempo, o plasma foi interrompido e o sistema foi novamente evacuado.

Para a deposição do filme, o HMDSO — armazenado em um reservatório de aço inoxidável conectado ao sistema — foi adicionado na forma de vapor, com seu fluxo igualmente controlado por uma válvula de agulha, até atingir a concentração desejada, complementando a mistura (argônio/HMDSO). O argônio deve ser incorporado preferencialmente como a primeira fração dos gases, garantindo a remoção de outros elementos voláteis que possam estar presentes na câmara do reator. As frações foram dadas pela pressão interna do reator, sendo a pressão final de 10^{-1} Torr. A reativação do plasma promoveu a interação entre as espécies energéticas do argônio e as moléculas de HMDSO, fragmentando-as em radicais livres, como PMDSO, TMDSO, TMS, TriMS e metilas. Esses radicais recombinaram-se na superfície do substrato, formando um filme polimérico homogêneo e com elevada reticulação (*cross-linking*). Ao término do tempo predeterminado, o plasma foi desligado e os fluxos de gás foram interrompidos.

A Tabela 7 apresenta as variáveis da matriz Taguchi para a deposição do HMDSO (sem pós-tratamento). A análise Taguchi L9 foi realizada no *software* Minitab 11.

Tabela 7 - Matriz Taguchi L9 da deposição do HMDSO

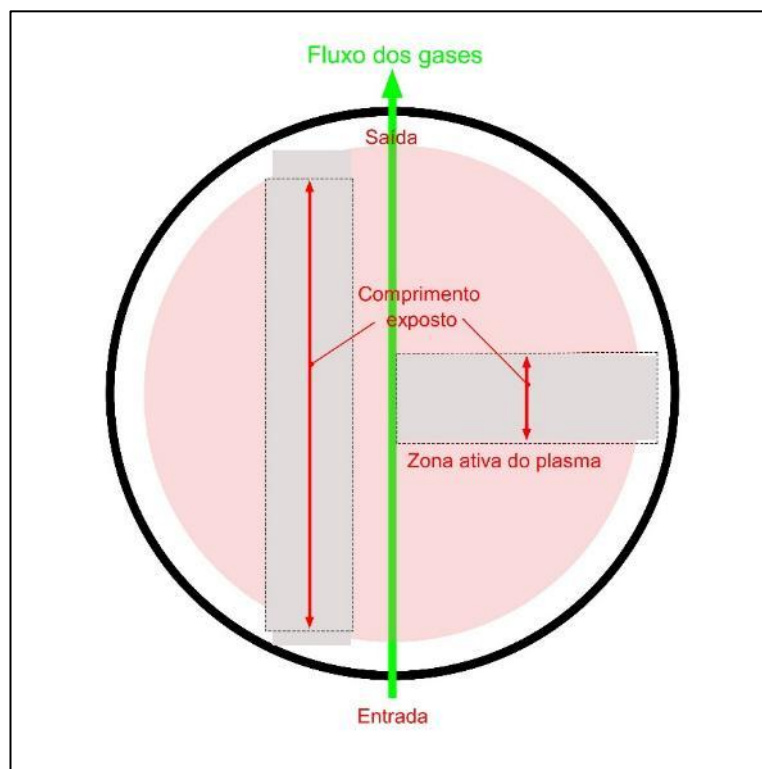
Matriz ortogonal para deposição do HMDSO						
Experimento	Tempo (min)	Codificado	Potência (W)	Tempo (min)	Real	Potência (W)
		Composição (%)			Composição (%)	
1	-1	-1	-1	20	20	10
2	-1	-1	0	40	20	30
3	-1	0	1	60	20	50
4	0	-1	0	40	60	10
5	0	0	1	60	60	30
6	0	1	-1	20	60	50
7	1	-1	1	60	80	10
8	1	0	-1	20	80	30
9	1	1	0	40	80	50

Fonte: Autoria própria (2025)

Os valores de máximo (1), médio (0) e mínimo (-1) para encontrar o ponto de melhor combinação de fatores foi retirado de estudos anteriores da literatura sobre deposição e crescimento de filmes de HMDSO (Kodaira; Mota; Moreira, 2015; Kodaira, 2013; Silva *et al.*, 2022).

A influência do sentido do posicionamento do EA em relação ao fluxo de gás, perpendicular ou paralela, foi investigada juntamente aos parâmetros de deposição, como ilustrado na Figura 32. Para cada experimento do Taguchi L9 em posição diferente, foram soldados 3 corpos-de-prova.

Figura 32- Representação do fluxo de gás e disposição das amostras



Fonte: Autoria própria (2025).

3.2.2 Planejamento Experimental e Otimização dos Parâmetros de Soldagem

Para a determinação dos parâmetros mais adequados de soldagem por resistência elétrica utilizando a malha metálica (elemento resistivo), adotou-se uma abordagem estatística fundamentada em estudos prévios de otimização de compósitos. O método selecionado foi o Planejamento Composto Central (CCD – *Central Composite Design*), avaliando $k=3$ fatores de controle fundamentais: tempo de soldagem, corrente elétrica e pressão de consolidação.

A matriz experimental do CCD foi estruturada pela combinação de três grupos distintos de pontos experimentais. O primeiro grupo consiste num planejamento fatorial completo (2^3), que forma a base do delineamento para identificar as interações principais. O segundo engloba os pontos centrais, para os quais foram utilizadas seis réplicas com o intuito de avaliar a

repetibilidade do processo e estimar o erro experimental puro. Por fim, o terceiro grupo é composto pelos pontos axiais (α), que representam níveis extra (cujo número de pontos equivale ao dobro de fatores, ou seja, seis pontos) e definem a distância do centro do espaço de planeamento até ao limite das condições viáveis de operação. Os níveis reais e codificados estabelecidos para investigar as variáveis independentes no modelo estatístico são apresentados na Tabela 8 abaixo.

Tabela 8- Níveis reais e codificados para as variáveis tempo, corrente e pressão com o EA de 400 mesh

Variáveis		Níveis	
Reais	Cod*	- α	-1
Tempo (s)	x1	10	20
Corrente (A)	x2	16,6	20
Pressão (MPa)	x3	0,7	0,7

*Codificados.

Fonte: (Barbosa Marques *et al.*, 2022)

Os resultados obtidos através deste modelo estático demonstraram que a variabilidade experimental pôde ser explicada por um modelo linear com fiabilidade superior a 96% ($R^2 > 0,96$). A análise estatística revelou que a pressão não atuou como um parâmetro de influência significativa no processo de união. Consequentemente, o estudo prático da malha foi governado por um planeamento fatorial completo 2^2 focado no tempo e na corrente.

A equação de regressão obtida, que relaciona as variáveis experimentais com o valor real da Resistência ao Cisalhamento por Sobreposição (LSS), é definida como $LSS = -333,33 + 0,017 X_1 + 24,267 X_2 - 0,426 X_2^2$. Nesta equação, o LSS corresponde à Resistência ao Cisalhamento por Sobreposição (MPa), X_1 representa o tempo de soldadura (s) e X_2 é a corrente elétrica aplicada (A). A variável X_3 , referente à pressão de consolidação (MPa), foi excluída da equação final devido à sua não significância estatística no modelo.

A partir do tratamento estatístico e da maximização da equação de regressão, as condições ideais de soldadura para o compósito PEI/fibra de vidro foram rigorosamente estabelecidas como 35 s de tempo, 25 A de corrente e 3,78 MPa de pressão. Estes parâmetros otimizados formam a base operacional para os ensaios de soldadura conduzidos neste trabalho. Maiores

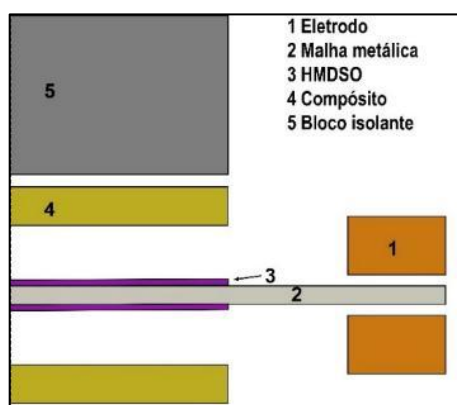
detalhes do planejamento fatorial completo podem ser consultados em Abrahão, Ana Beatriz Ramos Moreira [UNESP], 2015; Barbosa Marques et al., 2022).

3.2.3 Soldagem dos materiais compósitos

Para a soldagem dos compósitos, os laminados foram cortados em um equipamento de corte de materiais compósitos com disco adiamantado, pertencente ao departamento de materiais e tecnologia da Unesp Guaratinguetá, em corpos de prova com dimensões de 25 mm x 100 mm e espessura nominal de 2,5 mm, conforme especificado pela norma ASTM D5868-01(2023) para ensaios de resistência ao cisalhamento em sobreposição (LSS). Em seguida, as amostras foram limpas em banho ultrassônico com álcool isopropílico (P.A. 99.8%, LSChemical) por 15 minutos para remoção de óleos e resíduos de tinta, e subsequentemente secas em estufa a 80 °C por 12 horas. Após a soldagem, a região da junta apresenta espessura média de 4 mm.

A montagem para soldagem foi configurada no formato de sanduíche: uma amostra foi posicionada sob o EA, que foi fixado aos eletrodos, e a segunda amostra foi sobreposta ao conjunto, definindo a região da junta. A disposição dos materiais no equipamento está esquematizada na Figura 33. Os parâmetros do processo, baseados em estudos prévios do grupo (Marques, 2020) , estão detalhados na Tabela 9.

Figura 33 - Representação do "sanduíche" da soldagem de compósitos por resistência elétrica.



Fonte: Autoria própria (2025).

Tabela 9 - Parâmetros utilizados para soldagem

Parâmetros de soldagem						
	Corrente	Tensão	Pressão	Potência	Densidade de potência	Área soldada
Configurado	25 A	40 V	3,7 MPa 37,73 Kgf/cm ²	1000 W	160 W/cm ² 1600 kW/m ²	625 mm ²
Registrado	23,4 A	40 V	2,94 MPa 29,98 kgf/cm ²	934,5 W	150 W/cm ² 1500 kW/m ²	625 mm ²

Fonte: Autoria própria (2025).

Após constatar o melhor parâmetro de deposição pela análise Taguchi L9, foram soldados 3 lotes diferentes de materiais com os mesmos parâmetros de soldagem citados na Tabela 9. Para cada lote, foram preparados e soldados 10 corpos-de-prova.

O primeiro lote, denominado controle, foi soldado sem qualquer tratamento de superfície. O segundo lote recebeu a deposição de HMDSO com os melhores parâmetros e sentido em relação ao fluxo do gás encontrado pela análise Taguchi L9 depositados no EA. Um terceiro lote foi constituído por EAs tratados com HMDSO igualmente ao lote 2, mas submetidos a um pós-tratamento com plasma de O₂. Para este tratamento, o sistema foi evacuado novamente após a deposição. Introduziu-se então uma mistura gasosa composta por 80% de argônio e 20% de oxigênio puro, com pressões parciais de 8×10^{-2} Torr e 2×10^{-2} Torr, respectivamente. O plasma foi reenergizado e mantido ativo por 10 minutos. Os parâmetros empregados no pós-tratamento com plasma de O₂ basearam-se em trabalhos relatados na literatura (Benítez Porras, 2015; Sundriyal *et al.*, 2021; Yoshinari; Matsuzaka; Inoue, 2011).

Os materiais foram soldados utilizando uma máquina de soldagem específica para materiais compósitos e termoplásticos, fabricado pela empresa Aumek e pertencente ao Departamento de Materiais da Unesp, campus de Guaratinguetá, com uma área total da prensa de 300 mm x 100 mm, alimentado por uma fonte de alimentação CC Keyseith N5770A, 1500 W, modelo: N5770A, com sistema de aquisição de dados da National Instruments. A Figura 34 apresenta o equipamento empregado no processo.

Figura 34 - Soldadora de compósitos pertencente a FEG/Unesp



Fonte: Autoria própria (2025).

3.2.4 Caracterização do filme

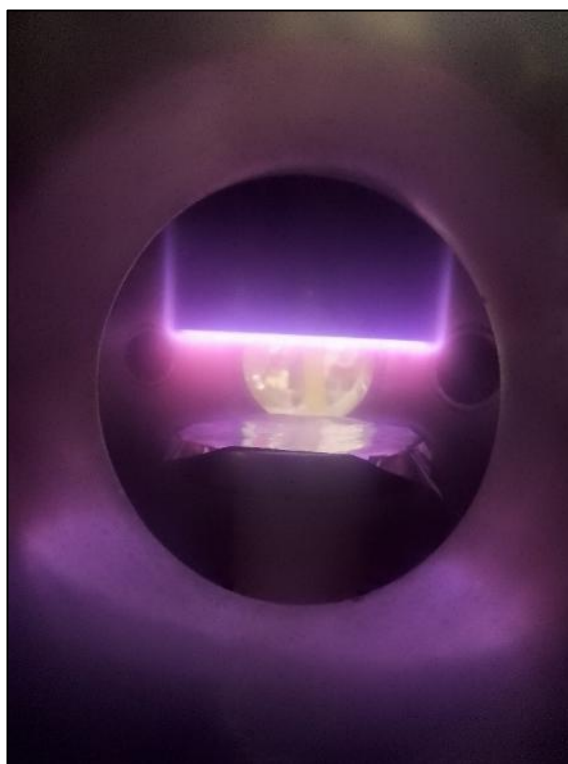
A melhor resposta das variáveis de deposição do HMDSO segundo o Taguchi L9, assim como o HMDSO tratado posteriormente com plasma de O_2 , foram submetidas a diferentes análises para caracterizar o filme quanto suas características químicas e perfilometria.

Para caracterizar a presença e a composição química do filme de HMDSO depositado, foi empregada a Espectroscopia no Infravermelho com Transformada de Fourier (FTIR). As análises foram realizadas em um espectrômetro Perkin Elmer Spectrum 100 FT-IR, equipado com um acessório de Reflectância Total Atenuada (ATR) de cristal de diamante, pertencente ao Laboratório de Plasma Aplicado da Unesp, campus de Guaratinguetá.

Visando a otimização do sinal e a análise específica do filme polimérico, foi adotado o seguinte procedimento: os filmes foram depositados sobre folhas de papel alumínio (Figura 35) previamente limpas em banho ultrassônico com álcool etílico (P.A. 46,07 LSChemical) por 30 minutos. Essa escolha se deve ao fato de o papel alumínio ser um substrato de baixo custo, que não apresenta bandas de absorção ativas na região do infravermelho devido a sua característica de ligação química, interferindo minimamente na análise do filme depositado. Todos os

espectros foram adquiridos na faixa de 4000 cm^{-1} a 650 cm^{-1} , com resolução de 4 cm^{-1} e 12 varreduras por medição, para garantir uma relação sinal-ruído adequada. Cada análise, é realizada em 3 corpos-de-prova, utilizando o papel alumínio como substrato, para cada condição, sendo elas o material com a deposição do HMDSO e o material com a deposição do HMDSO seguido do plasma de O_2 .

Figura 35 - Material no interior do reator PECVD recebendo o tratamento



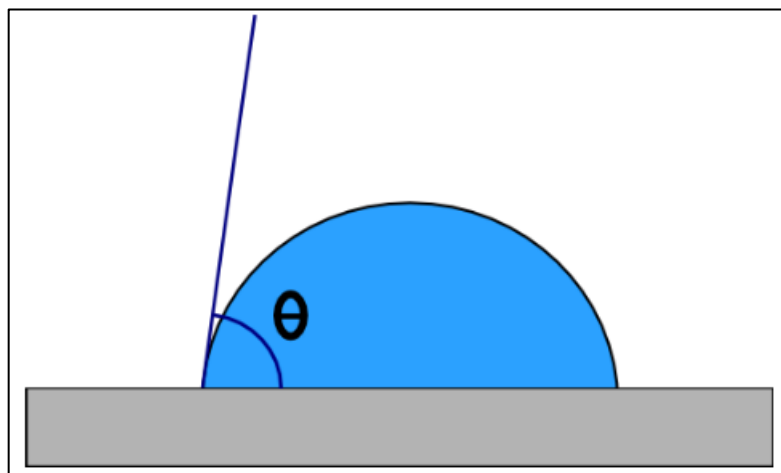
Fonte: Autoria própria (2024).

Esta técnica baseia-se na interação da radiação infravermelha com a matéria, induzindo transições entre estados energéticos vibracionais específicos das ligações químicas. Cada grupo funcional ou tipo de ligação absorve a radiação em um número de onda característico, gerando um espectro que atua como uma "impressão digital" química da amostra (Kodaira, 2013). No modo ATR, o feixe de luz infravermelha é direcionado através de um cristal (neste caso, diamante) com um alto índice de refração. Ao atingir um ângulo crítico, ocorre a reflexão total interna. Neste processo, uma onda evanescente penetra superficialmente na amostra em contato com o cristal, interagindo com seus grupos químicos e permitindo a obtenção do espectro de forma rápida e não destrutiva.

A medição do ângulo de contato foi realizada utilizando um goniômetro modelo Ramé-Hart 300-F1, pertencente ao Laboratório de Plasmas e Aplicações da Unesp campus de Guaratinguetá. O equipamento foi empregado para avaliar as propriedades de molhabilidade das superfícies de filmes depositados, por meio da deposição controlada de gotas de 1 μL de água deionizada. Cada análise, é realizada em 3 corpos-de-prova, utilizando o papel alumínio como substrato, para cada condição, sendo elas o material com a deposição do HMDSO e o material com a deposição do HMDSO seguido do plasma de O_2 .

O ângulo de contato (θ) é definido como o ângulo formado entre a tangente à superfície da gota no ponto de contato trifásico (sólido-líquido-vapor) e a própria superfície do substrato, conforme ilustrado na Figura 36. Esse parâmetro permite classificar o comportamento superficial: ângulos inferiores a 90° indicam caráter hidrofílico, enquanto ângulos superiores a 90° denotam hidrofobicidade. A análise quantifica a interação entre o material e o líquido, sendo fundamental para prever o desempenho do revestimento em aplicações específicas (Kodaira, 2013).

Figura 36 - Representação da medição do ângulo de contato



Fonte: Kodaira (2013).

Para avaliar a estabilidade temporal (envelhecimento) dos filmes, monitoraram-se simultaneamente as alterações químicas (por FTIR) e de molhabilidade (por goniometria). O filme de HMDSO foi depositado sobre substratos de papel alumínio, previamente limpos em banho ultrassônico com álcool isopropílico por 15 minutos. Após a deposição, as amostras foram seccionadas e submetidas aos dois tratamentos em estudo: deposição de HMDSO puro e deposição de HMDSO seguida de pós-tratamento com plasma de O_2 , seguindo rigorosamente o protocolo descrito na Seção 3.1.

O acompanhamento do envelhecimento dos filmes foi realizado através de medições sequenciais de ângulo de contato e análises de FTIR. As primeiras caracterizações foram feitas imediatamente após a retirada das amostras do reator de plasma. O ângulo de contato foi monitorado de acordo com a seguinte programação: a cada hora, durante as primeiras quatro horas; posteriormente, a cada 24 horas, por três dias; e, por fim, em intervalos semanais até completar um mês de observação. Sempre que uma variação significativa no ângulo de contato era detectada, uma amostra de controle era submetida à análise por FTIR para correlacionar a mudança na molhabilidade com possíveis alterações nos grupos funcionais da superfície.

Complementando as caracterizações químicas, análises mais detalhadas foram conduzidas utilizando *wafers* de silício como substrato para a polimerização a plasma do HMDSO, previamente limpas com álcool isopropílico. Essa escolha garantiu a planicidade e a homogeneidade necessárias para as técnicas instrumentais que se seguem. A espessura dos filmes (HMDSO e HMDSO+O₂) foi determinada por elipsometria espectroscópica em um equipamento Horiba Uvisel II do Laboratório de Plasma e Processos (LPP) do ITA, em São José dos Campos. A morfologia e topografia superficial foram avaliadas por Microscopia de Força Atômica (AFM) em modo de imageamento de fase (Shimadzu SPM 9600), em substrato de *wafer* de silício com área de 10 mm², com área de varredura em cinco regiões aleatórias de 5 × 5 µm analisadas por condição e os dados processados no software Gwyddion. Por fim, a composição elementar e o estado químico superficial foram investigados por Espectroscopia Fotoeletrônica de Raios X (XPS), realizada em um sistema Thermo Scientific K-Alpha do Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano/CNPEN), em Campinas. Para esta análise, foi utilizado *wafer* de silício como substrato para a deposição do HMDSO e do HMDSO + plasma de O₂.

A técnica de microscopia de força atômica permite mapear a topografia superficial em escala nanométrica através da varredura de uma haste flexível, denominada cantilever, equipada com uma ponta extremamente afilada que percorre a superfície da amostra. A deflexão dessa haste, gerada pelas forças de interação atômica — predominantemente forças de van der Waals — entre a ponta e o material, é continuamente monitorada pelo reflexo de um feixe de laser direcionado a um fotodetector sensível a posição. Esse rastreamento contínuo permite a reconstrução tridimensional do relevo da superfície analisada e a quantificação detalhada de parâmetros de rugosidade, fornecendo dados morfológicos essenciais sobre as modificações topográficas induzidas pelos tratamentos a plasma.

A Espectroscopia de Fotoelétrons Excitados por Raios X (XPS) baseia-se no efeito fotoelétrico, no qual a irradiação da amostra por um feixe de raios X provoca a emissão de elétrons dos níveis energéticos internos dos átomos superficiais. A medição da energia cinética desses fotoelétrons permite calcular suas energias de ligação, possibilitando a identificação precisa da composição elementar e dos estados químicos presentes nas camadas mais externas do material. De forma complementar para a análise dimensional dos revestimentos, a elipsometria consiste em uma técnica óptica não destrutiva que incide luz polarizada sobre a amostra e mede a alteração no seu estado de polarização após a reflexão. A partir das mudanças na razão de amplitude e na diferença de fase da luz refletida, aplicam-se modelos ópticos e matemáticos para determinar, com precisão nanométrica, a espessura e as propriedades ópticas dos filmes finos depositados, como o seu índice de refração.

3.2.5 Caracterização térmica

A análise térmica foi realizada por meio da técnica de caracterização dinâmico-mecânica (DMA), utilizando um analisador dinâmico-mecânico da marca SII-Nanotechnology, modelo DMS 6100 (Exstar 6000).

Para o ensaio, as amostras soldadas foram cortadas para obter 3 corpos-de-prova com dimensões de 45 mm de x 10 mm x e 3,75 mm. O ensaio foi conduzido no modo de flexão em três pontos, com os seguintes parâmetros: força dinâmica de 2000 mN, frequência de 1 Hz e amplitude de 10 μm .

Foi aplicado um programa de temperatura em rampa, variando de 30 °C a 220 °C a uma taxa de aquecimento de 3 °C/min. Durante todo o ensaio, uma atmosfera inerte foi mantida com fluxo de nitrogênio (N_2) a 100 mL/min, para prevenir a degradação oxidativa da amostra. Os parâmetros dinâmicos — módulo de armazenamento (E'), módulo de perda (E'') e fator de amortecimento ($\tan \delta$) — foram registrados a cada 3 segundos.

3.2.6 Caracterização mecânica por *Lap Shear Strength* (LSS)

Os ensaios mecânicos de LSS podem ser classificados em dois tipos: *Single Lap Shear Strength* (SLSS) e *Double Lap Shear Strength* (DLSS) (Villegas; Rans, 2021). Neste estudo, foi utilizada a técnica *Single Lap Shear Strength* para a caracterização mecânica das juntas soldadas. O ensaio consiste em submeter 10 corpos-de-prova, com dimensões de 100 mm x

25,4 mm e área sobreposta de 25,4 mm x 25,4 mm, a uma tração para determinar sua resistência ao cisalhamento em modo II, conforme ilustrado na Figura 37. O teste foi conduzido em uma máquina de ensaios universais do Departamento de Materiais da Unesp, campus de Guaratinguetá, modelo Shimadzu AG-X 50 kN, com velocidade de 1,5 mm/min, seguindo as normas técnicas ASTM D1002-10 (2019) e ASTM D5868-01(2023).

Figura 37 - Ensaio de LSS



Fonte: Autoria própria (2025).

3.2.7 Caracterização microscópica das juntas

A análise da microestrutura foi realizada em duas etapas complementares, utilizando técnicas ópticas e eletrônicas. Para avaliar a qualidade da consolidação, as juntas soldadas foram seccionadas longitudinalmente, embutidas em resina epóxi (proporção 2:1 de resina/catalisador) e curadas por 24 horas. Os corpos de prova foram então submetidos a um

lixamento sequencial (granulometrias de 100 a 2000) e a um polimento final com pasta de diamante de 3 μm , para obtenção de uma superfície adequada à análise microscópica. Esta etapa permitiu uma avaliação qualitativa da interface soldada, identificando a presença de vazios, a homogeneidade da consolidação e possíveis sinais de degradação do material compósito por microscopia óptica.

Após os ensaios mecânicos de resistência ao cisalhamento em sobreposição (LSS), as superfícies de fratura foram analisadas sem qualquer preparo adicional, preservando os elementos fractográficos. A caracterização foi conduzida de forma complementar: Para a análise óptica, foram utilizados um estereomicroscópio Zeiss Stemi 2000 e um microscópio óptico motorizado Zeiss AxioImager Z2m. Para a análise eletrônica foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS15, operado em modo de elétrons secundários (SE), retroespalhado (BSE) e espectroscopia por energia dispersiva de Raios-X (EDS), para investigação detalhada da topografia da fratura, da interação matriz polimérica/EA, a presença do filme de HMDSO recobrindo os fios do EA e da identificação de mecanismos de fratura em microescala.

Para preservar a morfologia e o contraste originais da fratura, evitando também que um revestimento condutivo mascare detalhes superficiais finos, a superfície fraturada do compósito foi analisada no modo de pressão variável (ou baixo vácuo). Este modo permite a neutralização de carga – eletroneutralidade – em materiais não condutivos, ou seja, há equilíbrio entre a taxa de emissão de elétrons secundários com a taxa de elétrons primários incidentes.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção, serão apresentados os resultados obtidos das análises citadas na seção 3 assim como a discussão dos resultados de forma sistemática e lógica.

4.1 VARIÁVEIS DE DEPOSIÇÃO DO HMDSO

Os resultados iniciais da matriz ortogonal de Taguchi L9 (Tabela 10) evidenciam que as variáveis de deposição do filme de HMDSO — tempo, composição e potência — influenciam diretamente a Resistência ao Cisalhamento por Sobreposição (LSS) das juntas unidas. A estatística por trás do método de Taguchi permite particionar a variabilidade total observada nos dados em componentes atribuídos a cada fator de controle, isolando-os do erro experimental.

Tabela 10 - Matriz ortogonal da deposição do filme HMDSO com a resposta dos ensaios mecânicos

Resposta da matriz ortogonal para deposição do HMDSO							
Standart	Tempo (min)	Codificado		Tempo (min)	Real		Resposta LSS (MPa)
		Composição (%)	Potência (W)		Composição (%)	Potência (W)	
1	-1	-1	-1	20	20	10	13,75±0,66
2	-0	-1	0	40	20	30	13±0,84
3	1	-1	1	60	20	50	8,79±0,14
4	0	0	-1	40	60	10	7,8±0,64
5	1	2	0	60	60	30	14,58±0,29
6	-1	0	1	20	60	50	9,6±2,21
7	1	1	-1	60	80	10	10,39±0,39
8	-1	1	0	20	80	30	13,36±0,39
9	0	1	1	40	80	50	5,40±1,61

Fonte: Autoria própria (2025).

O pico de resistência (14,58 MPa) foi alcançado no Experimento 5, conduzido sob 60 minutos de deposição, 60% de HMDSO e 30 W de potência. No entanto, observações experimentais revelaram que essas variáveis, embora mecanicamente favoráveis na matriz inicial, provocavam instabilidades no processo. Especificamente, o uso de tempos prolongados ou concentrações excessivas de monômero resultou na formação visível de particulados no interior da câmara do reator e sobre as amostras, um indicativo claro de saturação do crescimento e consequente fragmentação do filme depositado.

Para contornar essa limitação e evitar a supersaturação do revestimento, os parâmetros foram reavaliados com base em estudos da literatura que investigaram as condições ótimas de deposição para sistemas semelhantes (Kodaira; Mota; Moreira, 2015; Kodaira, 2013). Essa investigação embasou a readequação dos valores operacionais (cujos resultados atualizados

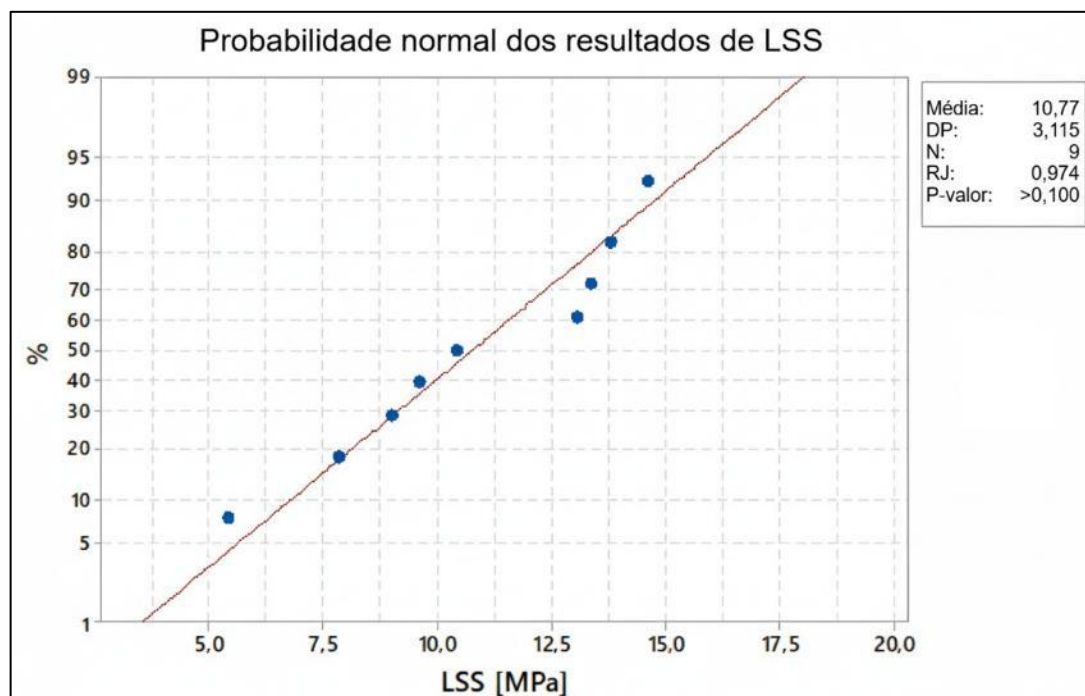
compõem a Tabela 7), estabelecendo-se a redução do tempo de deposição para 30 minutos em conjunto com as frações ideais de composição e potência.

A condução de um experimento de validação com esses novos parâmetros otimizados comprovou a eficácia da intervenção: a formação de particulados no reator foi completamente suprimida, garantindo um processo limpo e a continuidade estrutural do filme. Mais importante ainda, os ensaios mecânicos das juntas processadas sob essa nova condição revelaram que os valores de LSS se mantiveram altamente coerentes com a média máxima observada na condição anterior (próximos a 14,58 MPa). Esses achados demonstram que a adoção do ponto ótimo da literatura — com tempos mais curtos (30 min) e energia adequada — é plenamente suficiente para depositar filmes de alta qualidade e elevada adesão interfacial, eliminando a degradação do processo sem penalizar o desempenho mecânico final da junta soldada. Os efeitos dessas combinações de parâmetros, semelhantes aos investigados para a deposição de filmes finos de HMDSN via PIID mostraram tendências comparáveis às observadas no presente estudo (Kodaira; Mota; Moreira, 2015).

Uma análise de normalidade da resposta LSS foi realizada para verificar se os dados experimentais seguem uma distribuição aproximadamente normal e para confirmar que a variabilidade observada não é atribuível a erro experimental. O alinhamento quase linear dos pontos de dados com as disposições normais teóricas indica que a resposta LSS é normalmente distribuída, conforme pode ser visto na Figura 38. Portanto, apesar da ampla variação observada nos valores medidos, o gráfico de probabilidade normal apoia a ausência de assimetria significativa ou *outliers* extremos nos dados de LSS e valida a aplicação de métodos estatísticos paramétricos, como análise de variância e de relação sinal-ruído. A equação que rege a análise é dada pela Equação 9:

$$LSS_{Média} = 15,60 - 0,0359 \text{ Composição} - 0,0665 \text{ Potência} - 0,0231 \text{ Tempo} \quad \text{Eq. 9}$$

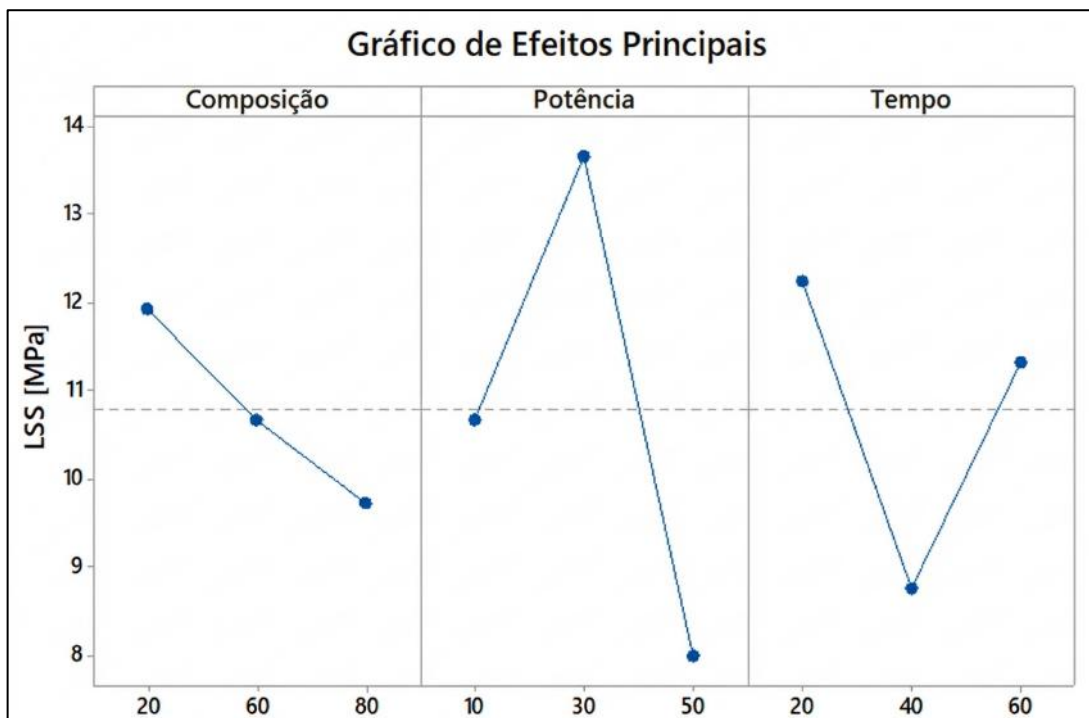
Figura 38- Gráfico de probabilidade normal dos resultados de LSS



Fonte: Autoria própria (2025).

Ao analisar as tendências do efeito médio para cada fator (Figura 39), observou-se que a composição de HMDSO exibe uma tendência decrescente: níveis mais altos do precursor (80%) resultaram em LSS mais baixos. Esse comportamento sugere que concentrações excessivas de HMDSO podem produzir filmes com menor densidade de reticulação ou maior conteúdo orgânico (Bil *et al.*, 2024; Zajíkov *et al.*, 2007), prejudicando assim a adesão (Maurau *et al.*, 2012; Zajíkov *et al.*, 2007). Consequentemente, composições intermediárias (60%) mostraram-se mais favoráveis para o desempenho mecânico.

Figura 39 - Influência das variáveis de polimerização do HMDSO.



Fonte: Autoria própria (2025).

A análise dos efeitos principais e da variância (ANOVA) dos valores da relação S/R (Tabela 11) quantifica essa influência, identificando a potência aplicada como o fator mais significativo ($p = 0,020$), seguida pelo tempo de deposição ($p = 0,042$). A composição de HMDSO exibiu um efeito marginal ($p = 0,083$). A potência demonstrou a influência primária na resposta, com o nível intermediário de 30 W produzindo a maior média de LSS, enquanto a alta potência (50 W) levou a uma diminuição significativa. Esse comportamento é consistente com a literatura, que sugere que níveis excessivos de potência podem degradar a superfície ou gerar filmes mais frágeis devido à energia excessiva dos íons, comprometendo assim a adesão (Gosar *et al.*, 2021).

Tabela 11 - Análise de variância para razões sinal-Ruído.

Fator	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F-valor	P-valor
Composição	2	12.103	12.103	6.0513	11.05	0.083
Potência	2	52.848	52.848	26.4239	48.25	0.020
Tempo	2	25.284	25.284	12.6419	23.08	0.042
Erro	2	1.095	1.095	0.5477		
Total	8	91.330				

Fonte: Autoria própria (2025).

Para quantificar a significância estatística de cada parâmetro e entender a origem da variância nos resultados, aplicou-se a análise da relação sinal-ruído (S/N) focada na maximização do desempenho ("quanto maior, melhor"), cujos resultados estão expressos na Tabela 12.

Tabela 12 - Resposta para relações sinal-ruído (quanto maior, melhor).

Nível	Composição	Potência	Tempo
1	21.31	20.21	21.23
2	19.80	22.63	17.50
3	18.47	16.73	20.85
Delta	2.84	5.90	3.73
Rank do fator de impacto	3	1	2

Fonte: Autoria própria (2025).

De acordo com o critério de Delta (diferença entre os valores máximo e mínimo de S/N para cada fator), a "Potência" apresentou a maior magnitude (Delta = 5,90), configurando-se como o fator estatisticamente mais significativo (Rank 1) para a resposta de LSS. Isso indica que a maior parcela da variância observada na resistência mecânica das juntas é ditada pela variação da potência do plasma.

O fator "Tempo" foi identificado como o segundo mais influente (Delta = 3,73; Rank 2), seguido pela "Composição" (Delta = 2,84; Rank 3), que apresentou a menor significância estatística no controle da variância do sistema. Essa análise é fundamental, pois comprova quantitativamente que o ajuste da potência e do tempo são as vias primárias não apenas para maximizar a resistência ao cisalhamento, mas também para garantir um processo de deposição mais robusto e menos sensível a variações incontroláveis (ruídos) durante a união.

Em relação à composição do precursor, foi observada uma clara tendência decrescente, na qual a maior concentração de HMDSO (80%) resultou sistematicamente no pior desempenho. Isso sugere que um excesso de precursor favorece a formação de filmes com caráter mais polimérico e menos reticulado, reduzindo a capacidade de adesão e tornando concentrações intermediárias (~60%) mais favoráveis.

O efeito do tempo de deposição exibiu uma relação não linear. Embora o tempo intermediário de 40 minutos tenha apresentado a resposta média mais baixa, o tempo mais longo de 60 minutos, quando combinado com níveis ótimos de composição e potência (Exp. 5), resultou no melhor desempenho. Um experimento de validação, reduzindo o tempo do Exp. 5 para 30 minutos, confirmou essa hipótese, mantendo valores semelhantes à máxima média de LSS (14,58 MPa). Esse resultado demonstra que tempos de deposição mais curtos (30 min),

desde que associados à composição e potência ideais, são suficientes para produzir filmes de alta qualidade, evitando a supersaturação e descontinuidade observadas em deposições prolongadas (Kodaira, 2013).

A orientação do substrato em relação ao fluxo de gás apresentou uma influência significativa na resistência ao cisalhamento (LSS). Amostras correspondentes ao Experimento 5 (a condição ótima) foram reproduzidas com os EAs posicionados tanto perpendicularmente quanto paralelamente ao fluxo de gás no reator de plasma.

Os resultados demonstraram que os EAs tratados na orientação perpendicular proporcionaram juntas com maior resistência LSS em comparação aos tratados na orientação paralela. Esse comportamento pode ser atribuído à dinâmica da polimerização assistida por plasma, que é fortemente influenciada pela configuração geométrica do reator (simétrica ou assimétrica), a qual determina a extensão e a intensidade da zona reativa (Hegemann, 2014). Em um reator com fluxo de gás assimétrico, a zona reativa é inicialmente mais concentrada e densa em espécies energéticas próximas ao eletrodo energizado. Essa distribuição não uniforme, governada por parâmetros como densidade eletrônica, energia média dos elétrons e fluxo de gás (Benítez Porras, 2015; Hegemann *et al.*, 2021), pode levar a um crescimento inicial do filme mais localizado e heterogêneo. A orientação perpendicular do EA em relação ao fluxo parece favorecer uma exposição mais uniforme e eficiente a essas espécies reativas, resultando em um filme com propriedades de adesão mais adequadas para a soldagem.

Conforme o processo prossegue, o consumo do precursor gasoso (como o HMDSO) e a formação de espécies filmogênicas passam a depender do regime energético estabelecido. Em condições de baixa energia, a fragmentação do precursor é limitada, resultando em filmes com maior retenção de grupos orgânicos e menor densidade de reticulação. Além disso, à medida que o plasma opera, o consumo do precursor ao longo da zona ativa não é uniforme, apresentando gradientes entre sua entrada e sua exaustão. Esse comportamento reflete um equilíbrio dinâmico na zona reativa, no qual o consumo de espécies precursoras e a interação entre radicais são modulados pelo tempo de residência do gás (Hegemann *et al.*, 2021).

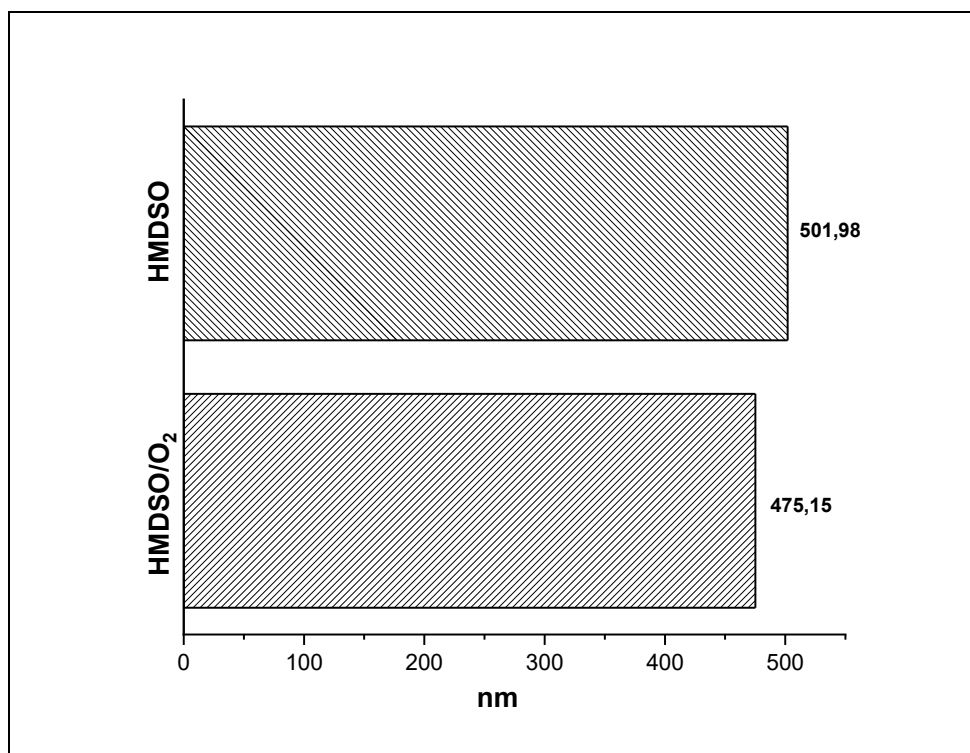
Em reatores assimétricos, filmes depositados sobre substratos com geometria alongada e largura reduzida podem exibir menor homogeneidade na direção paralela ao fluxo do gás. Este efeito é atribuído à distribuição não uniforme do precursor ao longo do percurso no plasma ativo, podendo ocorrer depleção ou variação na concentração das espécies reativas. Em contraste, quando o substrato é posicionado de forma perpendicular ao fluxo, a maior área exposta associada a um menor comprimento na direção do escoamento tende a resultar em uma

deposição mais uniforme. Nesta configuração, as variações na concentração do precursor ao longo do trajeto do gás são minimizadas, promovendo uma cobertura mais homogênea do filme.

A espessura dos filmes de HMDSO depositados por PECVD foi determinada por perfilometria (Figura 40). O pós-tratamento com plasma de O_2 resultou em uma redução da espessura de aproximadamente 502 nm (filme não tratado) para 475 nm, representando uma diminuição de 27 nm (5,2%).

Este comportamento é atribuído a mecanismos físicos e químicos simultâneos. O bombardeamento por íons energéticos promove a ablação superficial via *sputtering*, removendo preferencialmente regiões ricas em carbono. Paralelamente, a oxidação substitui grupos metil volumosos ($-CH_3$) por pontes siloxano ($Si-O-Si$) e grupos hidroxila, resultando na compactação da rede e na eliminação de voláteis (CO_2 e H_2O). Essa densificação estrutural, somada à natureza mais inorgânica do filme (SiO_x), corrobora a estabilidade dimensional e as alterações de molhabilidade observadas, sem que haja degradação mecânica excessiva da camada depositada.

Figura 40 - Espessura dos filmes em diferentes condições

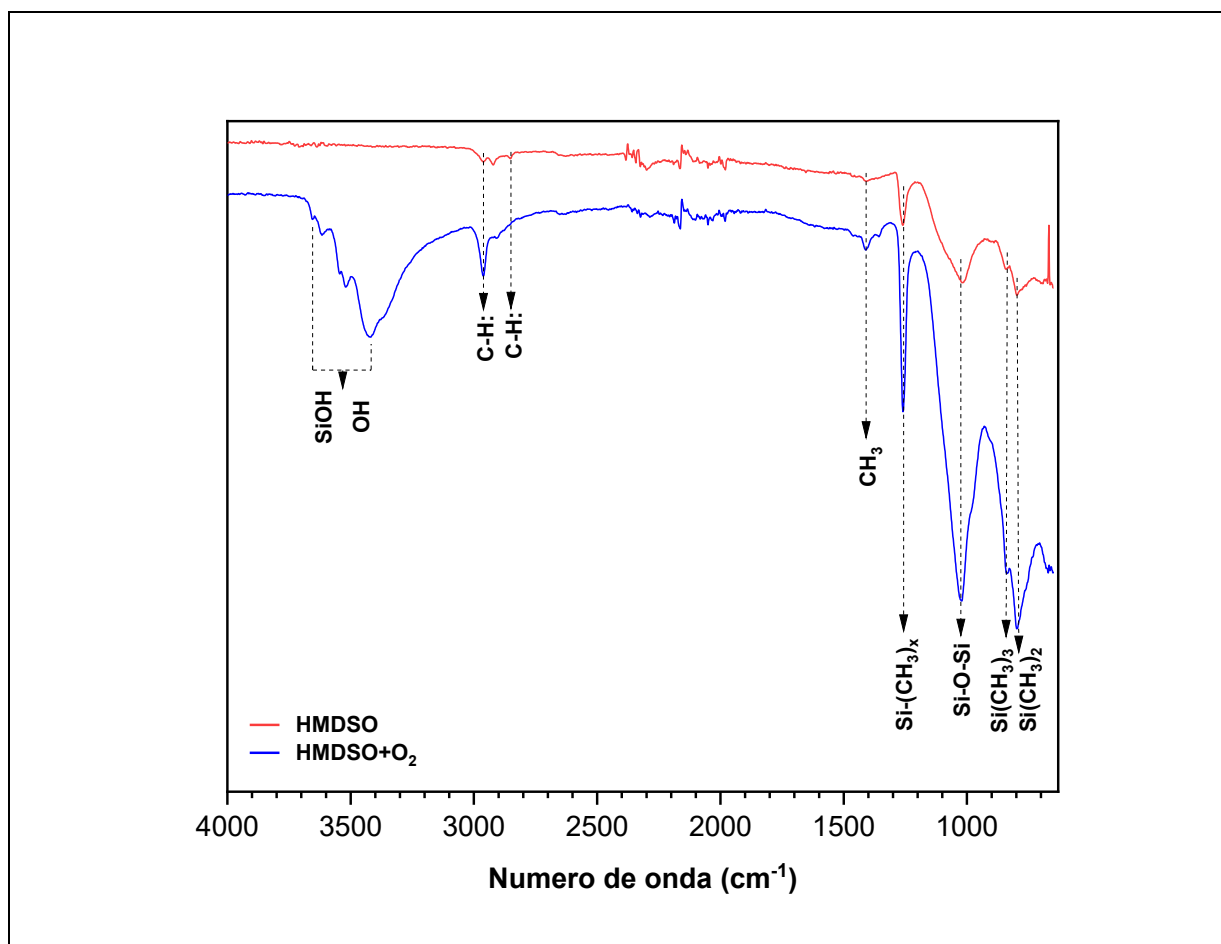


Fonte: Autoria própria (2025).

4.2 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DO FILME HMDSO

A caracterização química via FTIR (Figura 41) confirmou a estrutura de organossiloxano do filme depositado, evidenciada por bandas intensas entre 1250–850 cm^{-1} (vibrações de estiramento de Si–O–Si e Si(CH₃)₂) e em 2900 cm^{-1} (estiramento C–H de grupos metil). O tratamento com plasma de O₂ induziu modificações espectrais significativas: observou-se o surgimento de bandas associadas a grupos silanol (Si–OH) em 3200–3500 cm^{-1} , juntamente com um aumento relativo na intensidade das bandas inorgânicas (Si–O–Si) em detrimento dos picos orgânicos (–CH₃) (Silvestre *et al.*, 2021).

Figura 41 - Resultado análise FTIR do HMDSO e do HMDSO+O₂



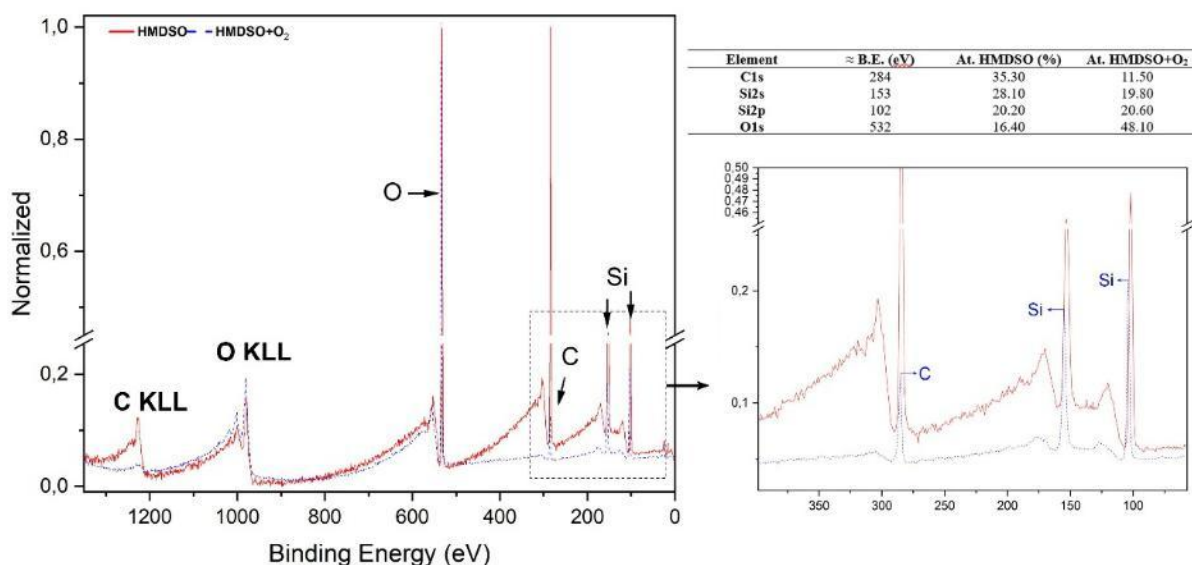
Fonte: Autoria própria (2025).

Os dados analíticos corroboram um mecanismo baseado na modificação da superfície, em vez de uma deposição sequencial. Após a exposição ao plasma de O₂, espécies reativas de oxigênio (radicais e íons) bombardeiam o filme de organossiloxano previamente depositado. Consequentemente, os grupos hidrocarbônicos (CH₃) são progressivamente removidos e volatilizados como CO e CO₂ (Alexander *et al.*, 1998; Chaiwong; Boonrang, 2020). As vacâncias resultantes são subsequentemente ocupadas por átomos de oxigênio, promovendo a formação de novas ligações Si–O–Si (reticulação). Esse processo leva à formação de uma estrutura distinta em bicamada: o núcleo subjacente e dúctil de SiO_xCyHz permanece polimérico, enquanto a superfície é efetivamente convertida em uma camada superior densificada, dura e rica em sílica (SiO_x) (Alexander *et al.*, 1998; Navascués *et al.*, 2024). Assim,

o tratamento induz um gradiente composicional vertical, deslocando a química da superfície para um caráter estritamente inorgânico. No entanto, dado que o FTIR é majoritariamente qualitativo — identificando ligações pela posição do pico, com a intensidade servindo apenas como um indicador —, uma análise quantitativa rigorosa utilizando XPS foi necessária para avaliar as diferenças nas proporções elementares.

A análise de XPS (Figura. 42) revelou uma transformação drástica na composição da superfície. A fração atômica de carbono diminuiu significativamente (de ~35,30% para ~11,50%), confirmando a remoção eficiente dos grupos metil. Consequentemente, impulsionada por essa remoção seletiva de massa e pela incorporação de grupos funcionalizados com oxigênio, a fração atômica relativa de oxigênio aumentou para ~48%, enquanto o teor de silício permaneceu estável.

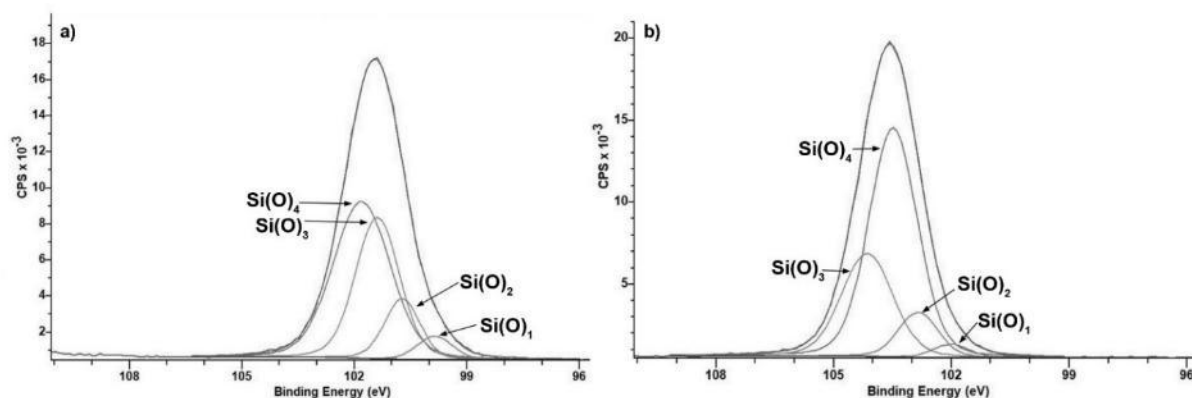
Figura 42- Espectros de varredura (survey) de XPS e composição elementar dos filmes de HMDSO antes e após o tratamento com plasma de O₂. O detalhe (inset) destaca as variações nos picos de C1s e Si na faixa de 50–400 eV. A tabela resume as porcentagens concentração atômica e as energias de ligação aproximadas



Fonte: Autoria própria (2026).

Além disso, a análise de alta resolução do pico Si2p (Figura 43) mostrou um deslocamento na energia de ligação e um aumento na intensidade relativa do componente associado ao Si(O)₄, em detrimento de estados de oxidação mais baixos, como o Si(O)₁. Isso indica uma oxidação mais profunda da rede de silício, convertendo ligações Si–CH₃ em estruturas ricas em oxigênio e deslocando a composição do filme em direção a uma estrutura semelhante à do SiO₂, de forma consistente com as observações da literatura (Sundriyal *et al.*, 2021; Yoshinari *et al.*, 2006b).

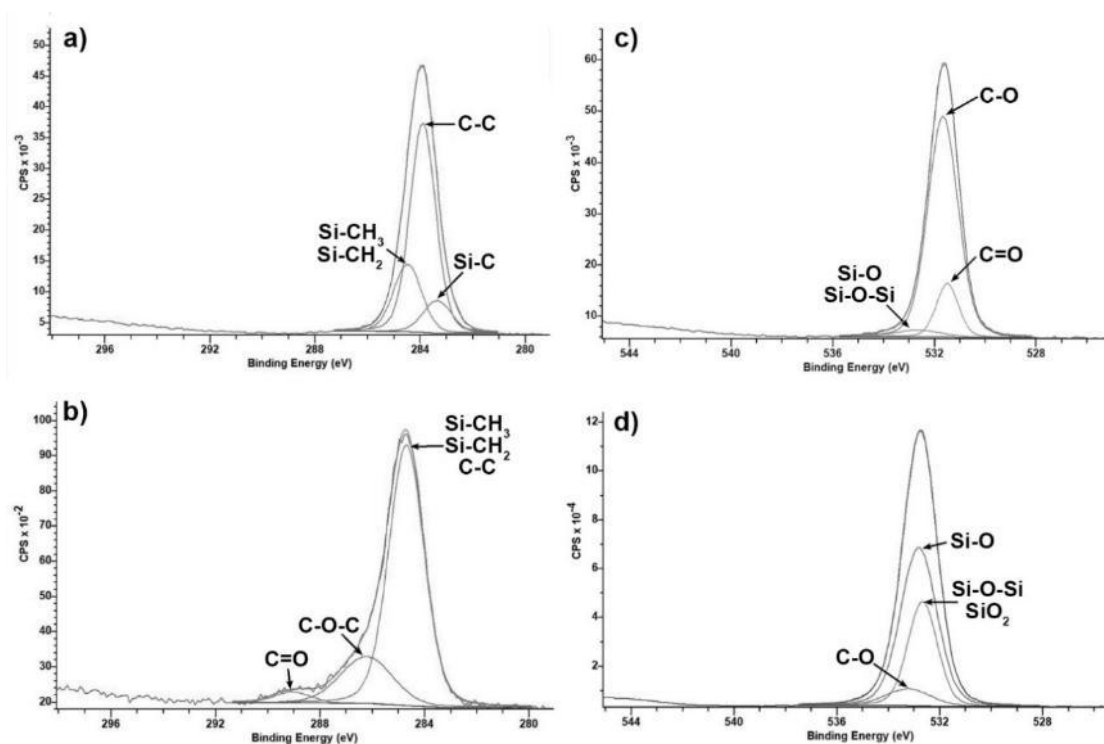
Figura 43- Análise de alta resolução por XPS do pico de Si do HMDSO (a) e HMDSO+O₂ (b).



Fonte: Autoria própria (2026).

Esse efeito é ainda mais corroborado pela análise de alta resolução do O1s (Figura 44), na qual os picos se deslocaram de energias de ligação correspondentes a ligações C=O e C–O para aquelas relacionadas a Si–O–Si e SiOx (Alexander *et al.*, 1998; Yoshinari *et al.*, 2006b).

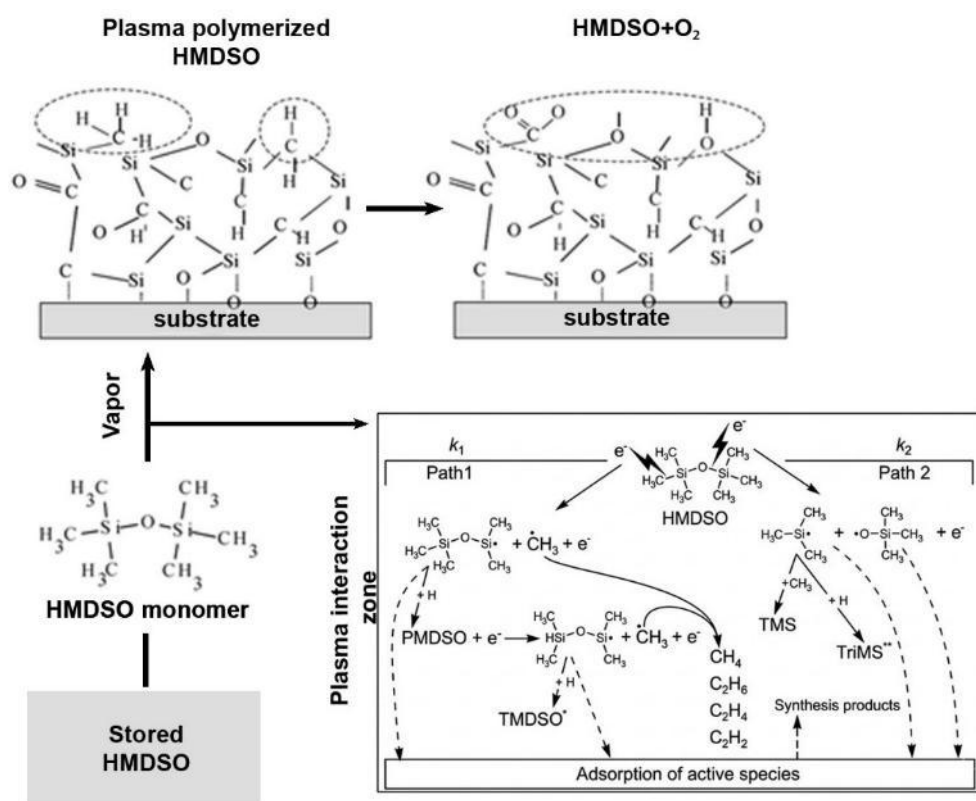
Figura 44- Espectros de XPS de alta resolução comparando as regiões C1s e O1s antes e após o tratamento a plasma. (a, b) Picos C1s para o HMDSO original (pristino) e HMDSO+O₂, respectivamente. (c, e) Picos O1s para o HMDSO original e HMDSO+O₂, respectivamente.



Fonte: Autoria própria (2026).

Um mecanismo de reação proposto para a formação do filme e subsequente funcionalização da superfície é apresentado, conforme ilustrado na Figura 45. Esta proposta baseia-se nos padrões de dissociação que foram observados nas análises de FTIR e XPS. Durante a fase de deposição, a energia do plasma fragmenta o monômero de HMDSO, levando à formação de uma rede de polissiloxano reticulada contendo grupos metil hidrofóbicos. O tratamento subsequente com plasma de O_2 promove a oxidação dessa superfície, removendo preferencialmente as porções orgânicas ($-CH_3$) e criando uma camada semelhante à sílica rica em sítios ativos polares (como $Si-OH$ e $Si-O-C$), que são fundamentais para aumentar a afinidade química com a matriz de PEI (Benítez Porras, 2015; Ribeiro *et al.*, 2021; Yoshinari *et al.*, 2006b).

Figura 45- Representação esquemática das rotas de dissociação do HMDSO durante a PECVD e a estrutura molecular da superfície resultante antes e após o tratamento com plasma de oxigênio.

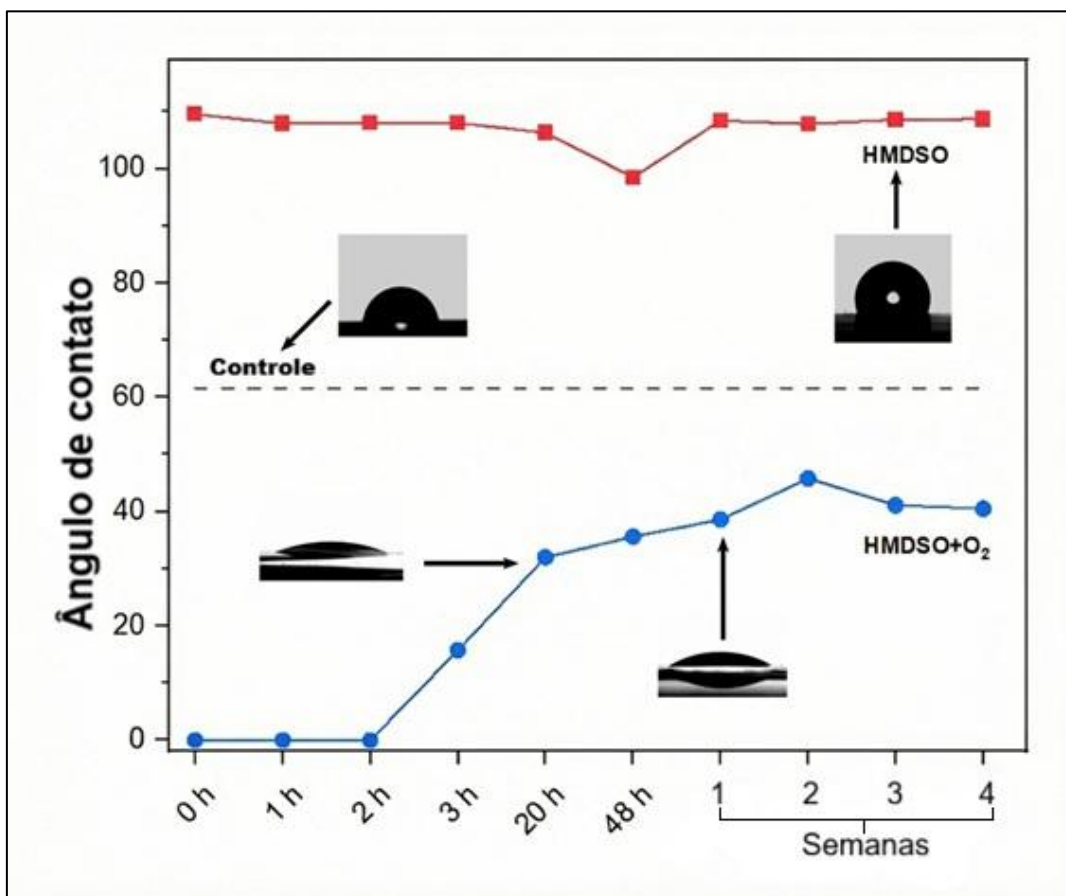


Fonte: Adaptado de (Ji *et al.*, 2008; Ribeiro *et al.*, 2021; Yoshinari *et al.*, 2006b)

O impacto direto dessas mudanças químicas na molhabilidade foi claramente demonstrado pelas medições do ângulo de contato (Figura 46). A incorporação de grupos contendo oxigênio e a conversão dos grupos CH_3 , evidenciadas pelas análises de FTIR e XPS, modificaram decisivamente as propriedades de molhabilidade do filme, tornando-o mais

hidrofílico imediatamente após o tratamento. Essa hidrofilicidade aumentada torna a superfície mais adequada para aplicações que exigem maior afinidade com ambientes polares e adesão química aprimorada (Alexander *et al.*, 1998; Navascués *et al.*, 2024), sendo particularmente vantajosa para união com matrizes poliméricas.

Figura 46 - Evolução do ângulo de contato ao longo do tempo.



Fonte: Autoria própria (2025).

Como esperado, o filme de HMDSO conforme depositado exibiu comportamento hidrofóbico estável ao longo do tempo. Em contraste, o filme submetido ao pós-tratamento com plasma de O₂ exibiu o caráter hidrofílico mencionado, seguido por um processo de recuperação hidrofóbica. O ângulo de contato aumentou com o tempo até estabilizar-se após aproximadamente 168 horas em um valor de cerca de 40°. Embora maior do que o observado imediatamente após o tratamento, esse valor permanece significativamente menor do que o do filme não tratado (61,6°) e do controle, conferindo uma hidrofilicidade duradoura. Essa recuperação é atribuída à reorganização dinâmica das cadeias poliméricas superficiais e à potencial oxidação lenta dos grupos funcionais introduzidos — processos que reduzem

gradualmente a energia superficial e seu componente polar. No entanto, a oxidação permanente da rede garante que a molhabilidade final permaneça superior à condição inicial. A Tabela 13 apresenta os dados numéricos da evolução do ângulo de contato ao longo do tempo.

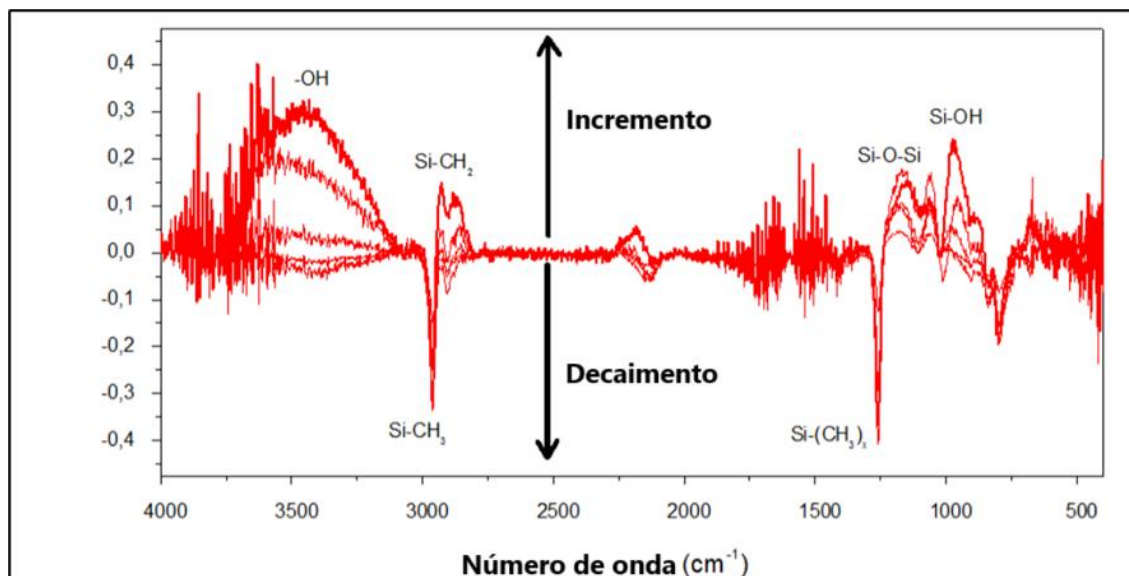
Tabela 13 - Envelhecimento do filme de HMDSO em diferentes condições

	Envelhecimento									
	Horas					Semanas				
	0	1	2	3	20	48	1	2	3	4
C	61,6±0,9									
H	109,5±0,8	107,9±0,9	108±0,6	108±1,2	106,3±0,8	98,5±0,9	108,4±1,3	107,8±1,1	107,8±2,3	108,6±2,1
H+O	0	0	0	15,75± 4,3	32±2,6	35,6±3,2	38,6±0,9	50±0,8	41,1±0,7	40,5±0,8

Fonte: Autoria própria (2025).

A técnica de aplicação de um pós-tratamento em um filme hidrofóbico com O₂-plasma para preservar características de redução de ângulo de contato por um longo período foi adotado também por Sundriyal et al. (2021) em filmes de PEG-silano com aplicações biomédicas, uma vez que apenas tratamentos com plasma O₂-plasma apresentavam reversão do aumento da molhabilidade em poucas horas. Os autores conseguiram manter a redução do ângulo de contato de 70° para 33,2° por um período de 48 dias, com sua estabilização após 14 dias.

De forma semelhante, Yoshinari et al. (2006) também identificaram a transformação do substrato para uma condição hidrofóbica após a polimerização a plasma do HMDSO, atribuindo o fenômeno à presença de grupos hidrofóbicos contendo silício, como Si-(CH₃)_x, característica comum em filmes de silício. A diminuição dos grupos funcionais metila foi atribuída à oxidação do filme. Durante esse processo, os grupos metila são fragmentados, e há a introdução de grupos funcionais -OH e O₂, resultando na formação de ligações como Si-OH, C-O e C=O. A análise FTIR realizada pelos autores foi corroborada por estudos de XPS. Resultados similares foram reportados por Benítez Porras (2015) e estão ilustrados na Figura 43, que compara os espectros diferenciais de FTIR de filmes tratados com O₂-plasma em relação aos filmes não tratados (apenas HMDSO).

Figura 47 - Modificação dos grupos funcionais do filme de HMDSO com a aplicação do O₂-plasma

Fonte: Adaptado de Benítez Porras (2015).

4.3 PERFILOMETRIA DO FILME

A Tabela 14 resume os parâmetros de rugosidade Sa (altura média aritmética) e Sq (altura quadrática média) observados nas regiões analisadas. O alto desvio padrão e a marcante discrepância entre Sa e Sq indicam uma superfície heterogênea, com distribuição não uniforme das alturas. Esse comportamento provavelmente se deve à formação de partículas na fase gasosa, um fenômeno típico de processos PECVD com organossilílicos sob certos regimes de potência (Raynaud *et al.*, 2005). Os filmes exibem características morfológicas típicas de filmes finos de HMDSO, preservando efetivamente as características do substrato, sendo sua rugosidade amplamente dependente do substrato sobre o qual foram aplicados.

Tabela 14 - Valores médios de Sa e Sq das áreas escaneadas por AFM.

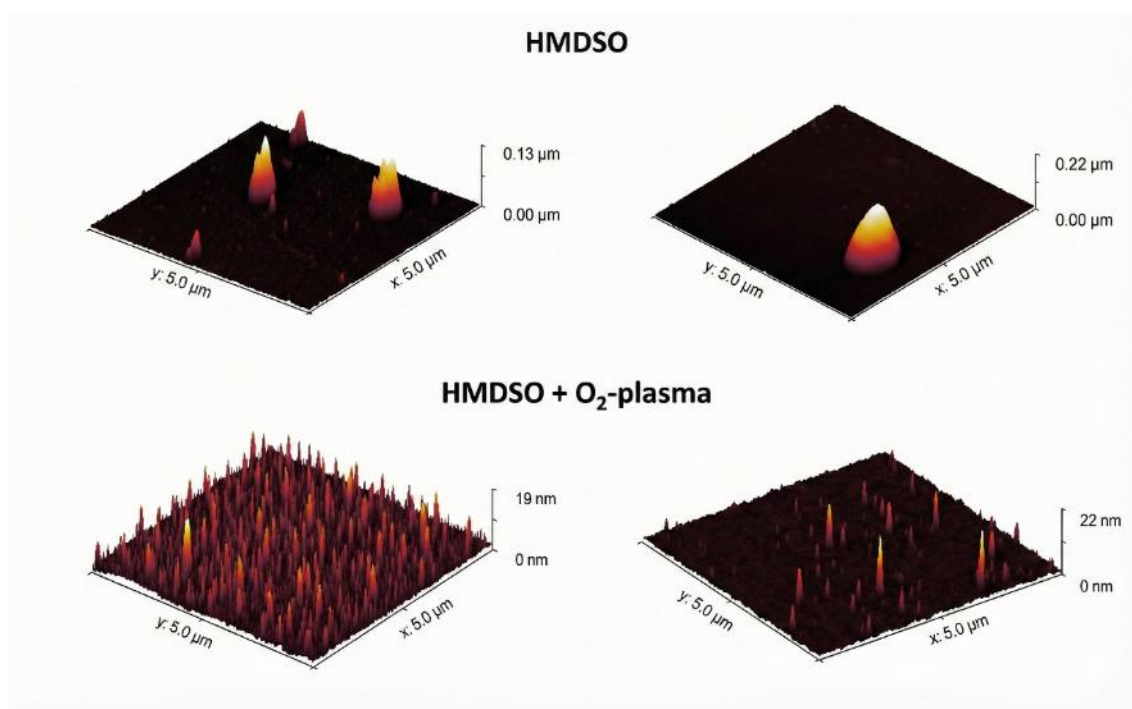
	Sa	Sq
HMDSO	2.98±2.79	7.64±9.39
HMDSO+O₂	0.73±0.09	1.54±0.15

Fonte: Autoria própria (2025).

A Figura 48 apresenta as reconstruções 3D da superfície. Os padrões morfológicos podem ser influenciados por parâmetros como o tipo de reator de plasma utilizado, a natureza do gás, o tempo de exposição do substrato, a potência, a vazão e o tipo de fonte empregada (Chaiwong; Boonrang, 2020; Mitschker *et al.*, 2018; Müller *et al.*, 2024). Maiores vazões de

gás precursor e de arraste, assim como altas frequências, podem resultar em maior mascaramento da superfície do substrato, gerando morfologias com mais picos e vales, ainda que com pouca variação nos valores de Sq. Esse comportamento foi observado por Chaiwong; Boonrang (2020), que relatou valores de Sq entre 0,66 nm (a 100 Hz) e 2,12 nm (a 400 Hz), atribuídos à deposição de cadeias poliméricas longas e ramificadas. No entanto, a 500 Hz, observou-se uma redução de Sq para 0,57 nm, devido à alta energia do plasma que fragmentava moléculas monoméricas e compostos de alto peso molecular, promovendo uma superfície mais lisa.

Figura 48 - Imagens de AFM das superfícies de HMDSO e HMDSO+O₂ sob diferentes condições.



Fonte: Autoria própria (2025).

Os filmes de HMDSO conforme depositados exibiram uma morfologia irregular, caracterizada pela presença de aglomerados e picos altos. As camadas de HMDSO depositadas por plasma revelam uma morfologia de crescimento granular ou do tipo ilhas, característica de filmes com retenção significativa de grupos orgânicos ($-CH_3$) e um nível de oxidação relativamente baixo (Blanchard, Noemi E. *et al.*, 2015; Grimoldi *et al.*, 2009).

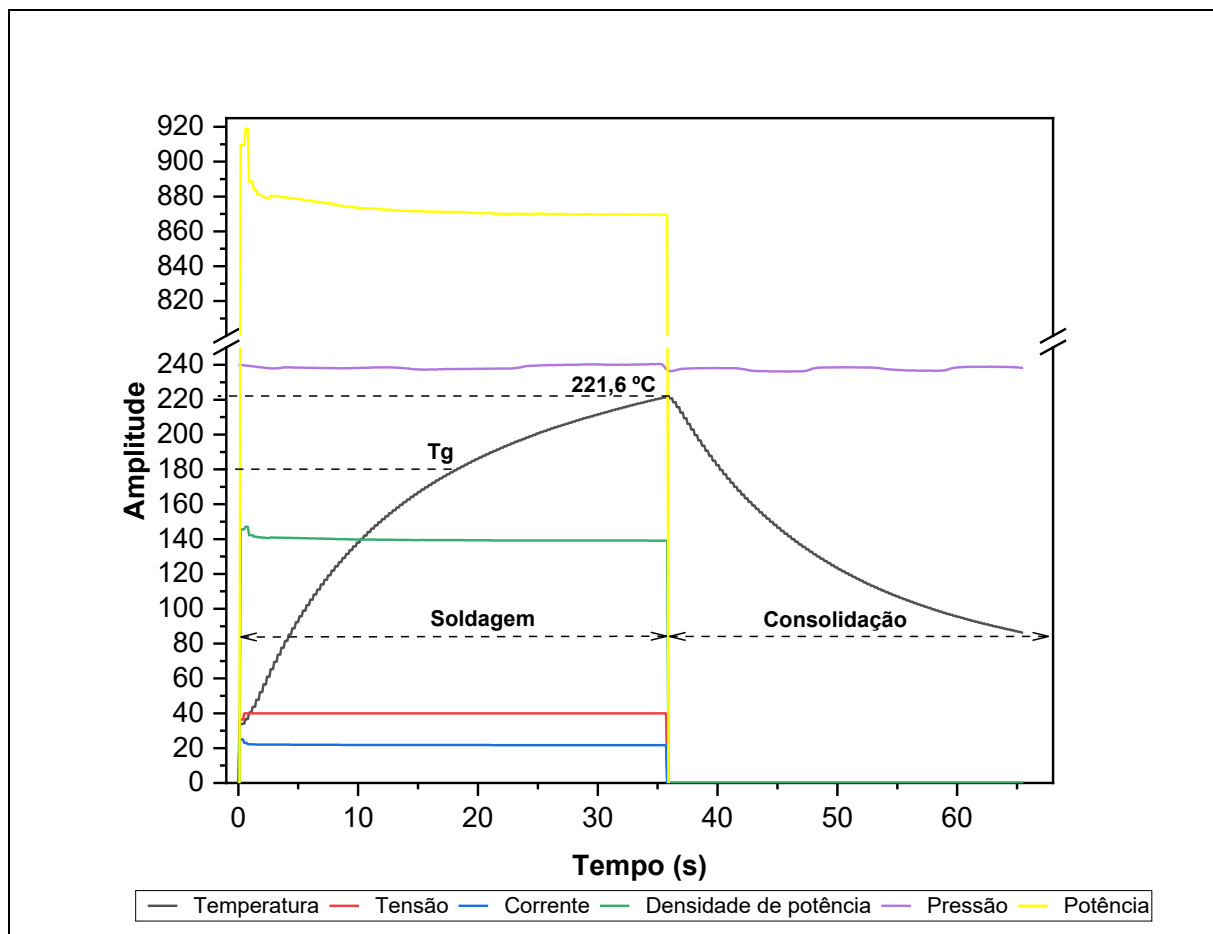
Após o tratamento com plasma de O₂, a superfície exibe uma aparência visivelmente mais lisa e uniforme. Esse efeito de suavização é atribuído à ação do plasma, que ocorre por meio de dois processos principais: (i) ablação física, na qual o bombardeio iônico remove

preferencialmente asperezas e grupos orgânicos pendentes (efeito de polimento); e (ii) densificação química, na qual a oxidação dos grupos metila promove a formação de uma rede inorgânica de SiOx mais compacta e reticulada, consistente com os resultados de XPS e FTIR. A suavização ocorre porque esses picos são mais frágeis, tornando-se sítios preferenciais para quebra de ligações e remoção de moléculas.

4.4 CARACTERIZAÇÃO ENERGÉTICA DA JUNTA SOLDADA

A Figura 49 apresenta a evolução dos parâmetros termomecânicos durante os processos de soldagem e consolidação do compósito, empregando-se a configuração de soldagem otimizada. Observa-se que a Tg é atingida aproximadamente 18 segundos após o início do ciclo. Nesse estágio, o polímero adquire a mobilidade molecular necessária para promover a interdifusão e a molhabilidade das superfícies em contato. O pico de temperatura de 221,6 °C é alcançado subsequentemente, estabelecendo o patamar de máxima eficiência térmica do processo. Este controle é fundamental para assegurar a adesão interfacial sem exceder o limite de degradação térmica do material.

Figura 49 - Dados dos parâmetros de soldagem registrados

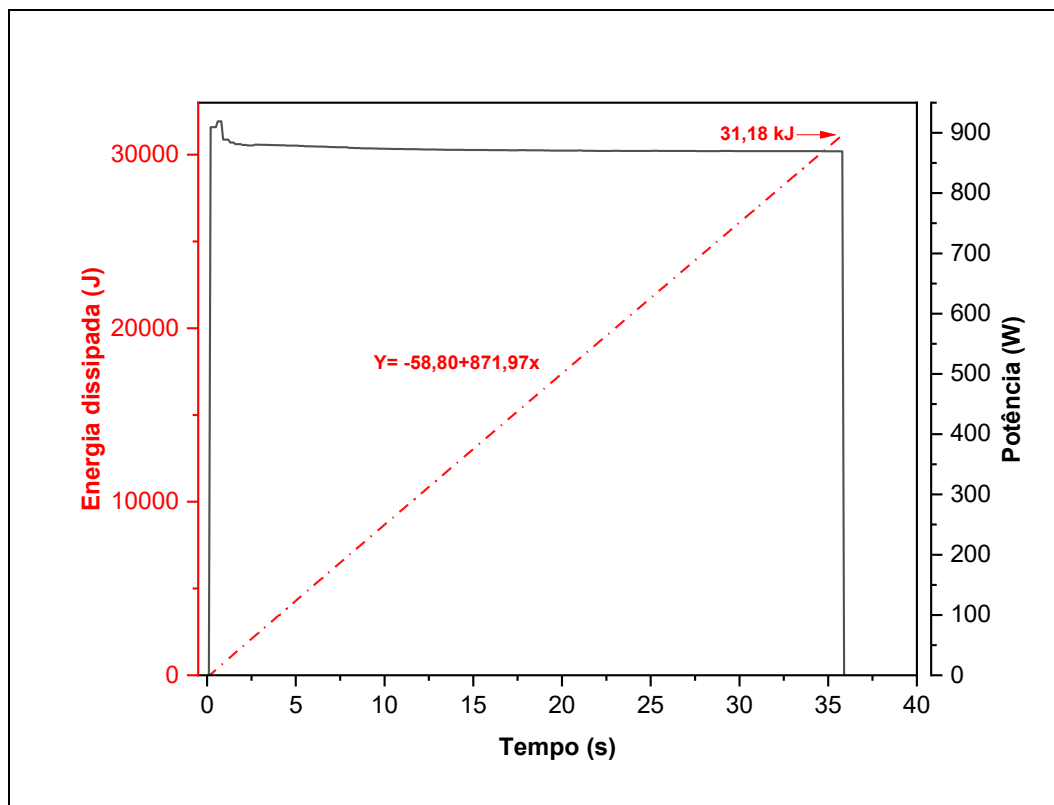


Fonte: Autoria própria (2025).

A manutenção da pressão constante durante a etapa de resfriamento é imperativa para garantir a consolidação da zona soldada. Este procedimento visa assegurar a compactação do material enquanto este atravessa novamente a região da T_g , mitigando a formação de vazios ou a ocorrência de delaminações induzidas pelo diferencial do coeficiente de expansão térmica (CTE) entre a matriz de PEI e o reforço de fibra de vidro.

Em relação aos parâmetros elétricos, a densidade de potência aplicada foi de aproximadamente 1400 kW/m². A potência real registrada foi de 934,5 W, sendo que a corrente elétrica registrada (23,4 A) situou-se ligeiramente abaixo do valor nominal programado (25 A). Aplicando o valor da potência real pelo tempo a Equação 6, determinou-se a energia total cedida à junta soldada por meio da integral temporal da potência elétrica (Figura 50), resultando em uma energia total dissipada de 31,18 kJ.

Figura 50 - Energia dissipada na junta soldada durante o tempo de passagem de corrente elétrica no elemento de aquecimento



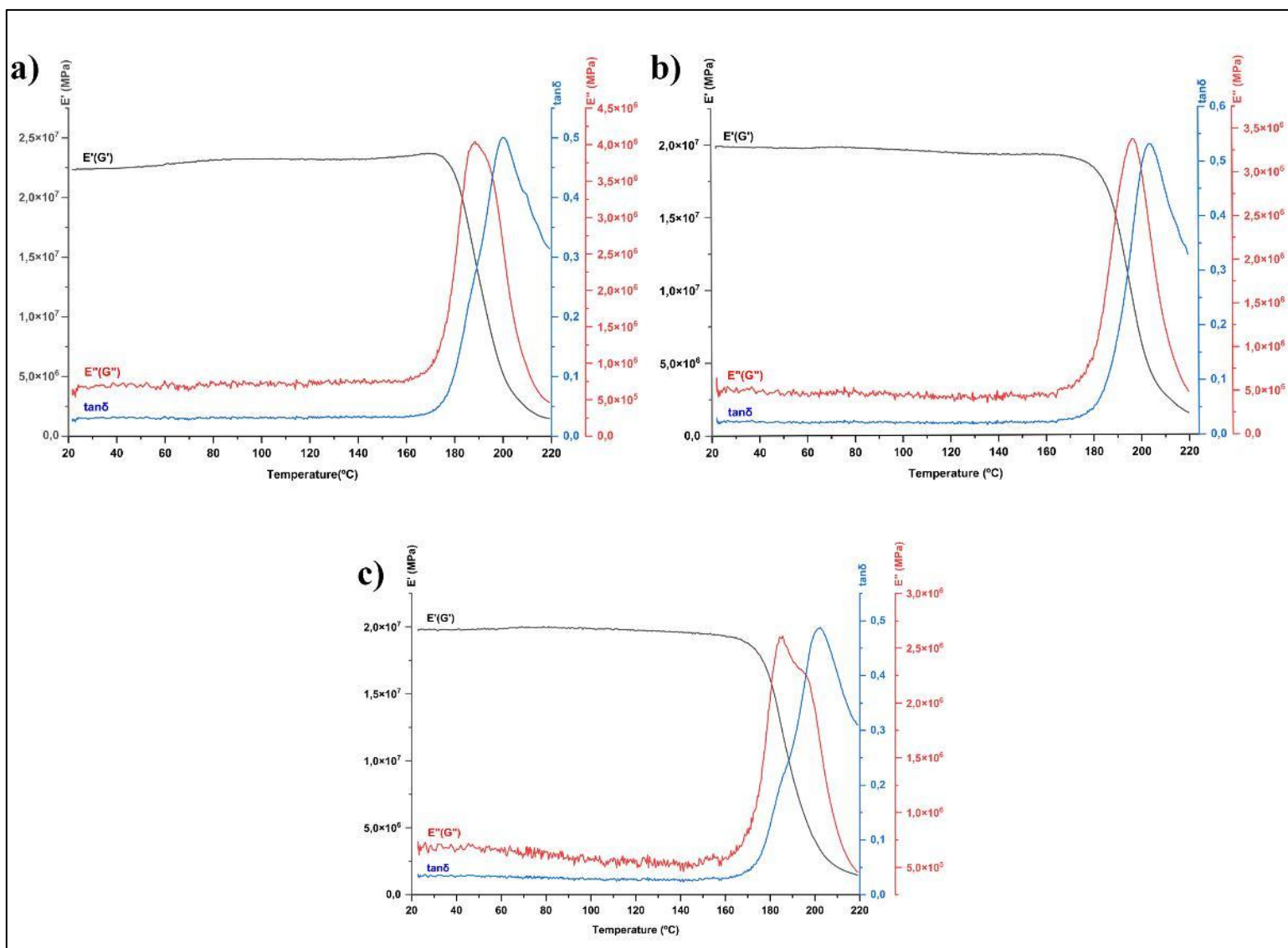
Fonte: Autoria própria (2025).

Autores como Xiong et al. (2019c) e Shi; Villegas; Bersee (2015) soldaram compósitos similares (PEI reforçado com fibras de vidro) por resistência elétrica, utilizando como elemento de aquecimento o aço AISI 304 com diferentes ao de 400 aberturas por polegadas, conforme Quadro 1 da seção 2.4. Os compósitos foram soldados com êxito com a aplicação de densidade de potência elétrica de 74,40 W/cm² no primeiro estudo e 80 W/cm² no segundo estudo. O tempo de soldagem nos respectivos estudos foi de 150 segundos e 55 segundos, com redução da pressão aplicada para evitar efeitos de borda e extrusão da matriz (0,2 e 0,8 MPa, respectivamente), atingindo temperaturas de 360 °C e 319 °C.

Embora a pressão seja aumentada no presente estudo, não há extrusão da matriz pois o tempo da soldagem é muito curto. No entanto, a diminuição do tempo de soldagem requer um aumento considerável da Pd, podendo ocasionar em problemas estruturais. Segundo (Wei *et al.*, 2022), uma alta Pd aplicada em um curto tempo com um acúmulo de calor causa maior deformação do material. Além disso, a taxa de aquecimento atinge pouca homogeneidade por falta de tempo, ocasionando em menor aquecimento nas regiões centrais do compósito.

A análise por DMA demonstrou que os tratamentos superficiais promoveram um deslocamento progressivo na temperatura de Tg, identificada pelo pico de $\tan\delta$. A Tg elevou-se de 193 °C na condição de controle para 196 °C com HMDSO e atingiu 198 °C com o tratamento duplo (HMDSO+O₂). A Figura 51 ilustra as curvas de DMA obtidas para as diferentes condições de deposição.

Figura 51 - Curvas de DMA do material soldado sem tratamento (a), material soldado com a deposição de HMDSO (b) e o material soldado com a deposição de HMDSO seguido de um pós-tratamento com plasma de O₂ (c).



Fonte: Autoria própria (2025).

Esse incremento acumulado de 5 °C, associado ao aumento na amplitude do pico de $\tan\delta$ e nos valores do módulo de perda (E''), sugere uma efetiva restrição na mobilidade das cadeias

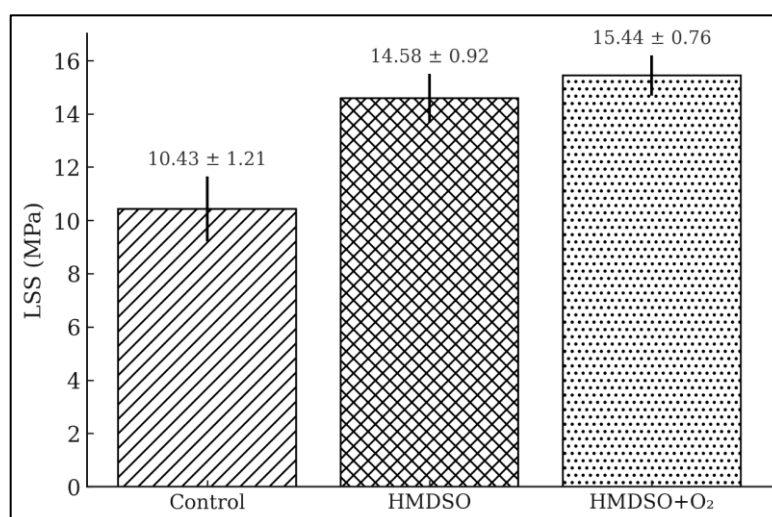
poliméricas na interface, corroborando o aprimoramento da coesão interfacial e a maior capacidade de dissipação de energia das juntas tratadas.

Paralelamente, o módulo de armazenamento (E') manteve-se estável até aproximadamente 180 °C em todas as condições, evidenciando que a modificação superficial não comprometeu a integridade estrutural ou a rigidez do compósito. A estabilidade térmica observada é um resultado positivo, pois indica que o ganho de adesão foi obtido sem alterar significativamente a janela de processamento do material, dispensando ajustes nos parâmetros elétricos de soldagem e garantindo a durabilidade da junta sem induzir fragilização ou instabilidade dimensional.

4.5 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

A aplicação dos filmes finos de HMDSO e seu subsequente pós-tratamento com plasma de O_2 promoveram um aumento significativo na resistência ao cisalhamento das juntas. Conforme mostrado na Figura 52, os valores médios de resistência ao cisalhamento em sobreposição (LSS) aumentaram em 39,8% para o filme de HMDSO e em 48,0% para o filme de HMDSO com pós-tratamento de O_2 , em comparação com a amostra controle.

Figura 52 - Média de LSS obtido com as diferentes condições: Controle, HMDSO e HMDSO+ O_2

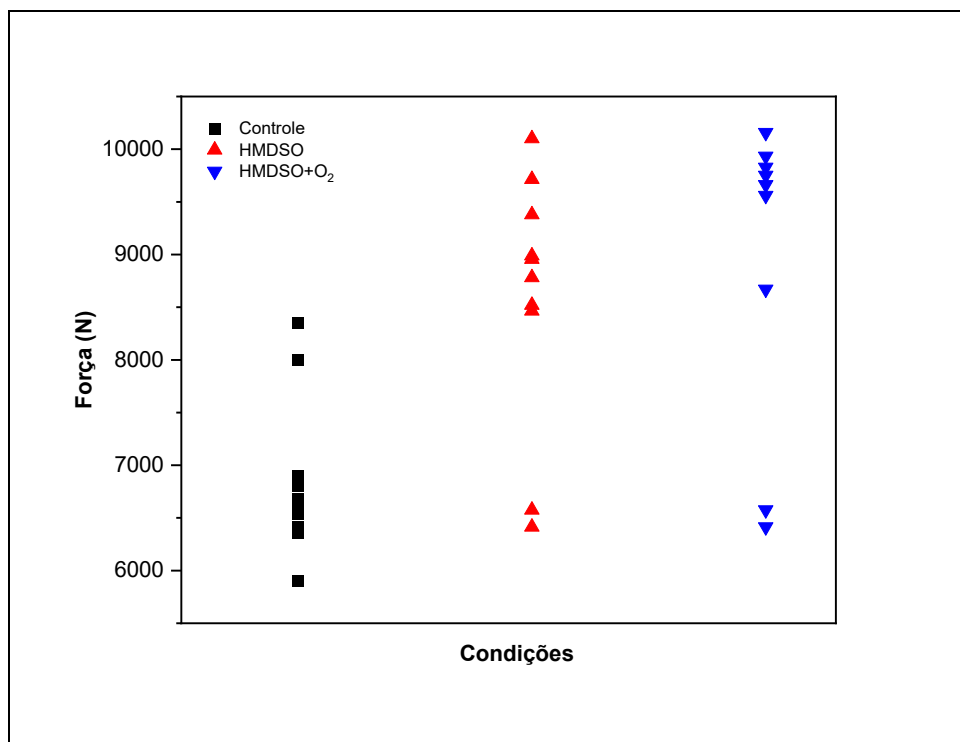


Fonte: Autoria própria (2025).

Além do aumento da resistência, ambos os tratamentos superficiais resultaram em uma maior homogeneidade do processo de soldagem, evidenciada pela notável redução na dispersão

dos valores de LSS (Figura 53). Essa variabilidade reduzida indica um controle superior sobre a qualidade da interface e uma adesão mais reprodutível.

Figura 53 - Dispersão dos resultados de LSS.



Fonte: Autoria própria (2025).

No que diz respeito ao compósito soldado com EA revestido por HMDSO, a melhoria observada na soldagem pode estar relacionada a um efeito duplo promovido pelo filme. Embora o HMDSO depositado confira um caráter moderadamente hidrofóbico, isso não parece prejudicar a consolidação. O filme atua como uma camada intermediária que, durante o aquecimento, pode facilitar o fluxo e a redistribuição da matriz polimérica termoplástica amolecida, preenchendo de forma mais eficaz os vazios da malha metálica (ϕ_w). Isso resulta em uma maior área de contato interfacial e em um melhor intertravamento mecânico após a consolidação, onde os fios do EA ficam mais completamente envolvidos pela resina. Este mecanismo baseia-se mais na otimização do preenchimento do que em um aumento macroscópico da rugosidade.

Importante ressaltar que filmes de HMDSO polimerizados por plasma tendem a formar estruturas densas e altamente reticuladas, devido à recombinação de segmentos monoméricos durante o processo, conforme descrito por Hegemann, (2014) Consequentemente, estes filmes geralmente não apresentam microcavidades pronunciadas que poderiam contribuir para a

ancoragem por mero aumento da rugosidade em escala micrométrica. Sua morfologia é tipicamente uniforme em dimensões nanométricas, preservando bem a característica do substrato conforme discutido no item 4.3. e, também, observado por Kodaira; Mota; Moreira, (2015).

Os valores de resistência ao cisalhamento ainda mais elevados, obtidos com os EAs submetidos ao pós-tratamento com plasma de O₂, podem ser atribuídos a uma combinação sinérgica de mecanismos. Preservam-se os benefícios do preenchimento mecânico proporcionado pelo filme de HMDSO, aos quais soma-se o aumento da molhabilidade superficial gerado pela incorporação de grupos funcionais oxigenados (conforme detalhado na Seção 4.2).

Esta maior molhabilidade promove uma adsorção da matriz polimérica amolecida sobre toda a superfície do EA. Além disso, os grupos funcionais introduzidos — como hidroxilas (–OH), carbonilas (C=O) e ligações Si–O–Si mais polares — podem estabelecer interações químicas específicas com a poliéterimida (PEI). Tais interações podem incluir a formação de ligações de hidrogênio entre grupos carbonílicos do filme e os grupos imida ou éter da PEI, e possíveis reações de condensação, conferindo um caráter adesivo químico à interface que complementa o entrelaçamento mecânico.

Em relação à soldagem por resistência elétrica do compósito PEI/fibra de vidro, os valores de LSS reportados na literatura — 33 MPa (Dubé *et al.*, 2012), 32 MPa (Shi; Villegas; Bersee, 2013) e aproximadamente 27 MPa (Xiong *et al.*, 2019b) — são superiores aos obtidos no presente estudo (os parâmetros correspondentes estão sumarizados no Quadro 1, Seção 2.4).

Essa discrepância pode ser atribuída principalmente ao equipamento que, embora os sistemas descritos na literatura sejam de menor porte, seus projetos geralmente incorporam um controle térmico mais eficiente, minimizando perdas de calor para o ambiente e para os componentes do próprio equipamento. Adicionalmente, o equipamento utilizado apresenta algumas limitações de projeto que podem influenciar a eficiência térmica do processo, conforme detalhado no Apêndice A.

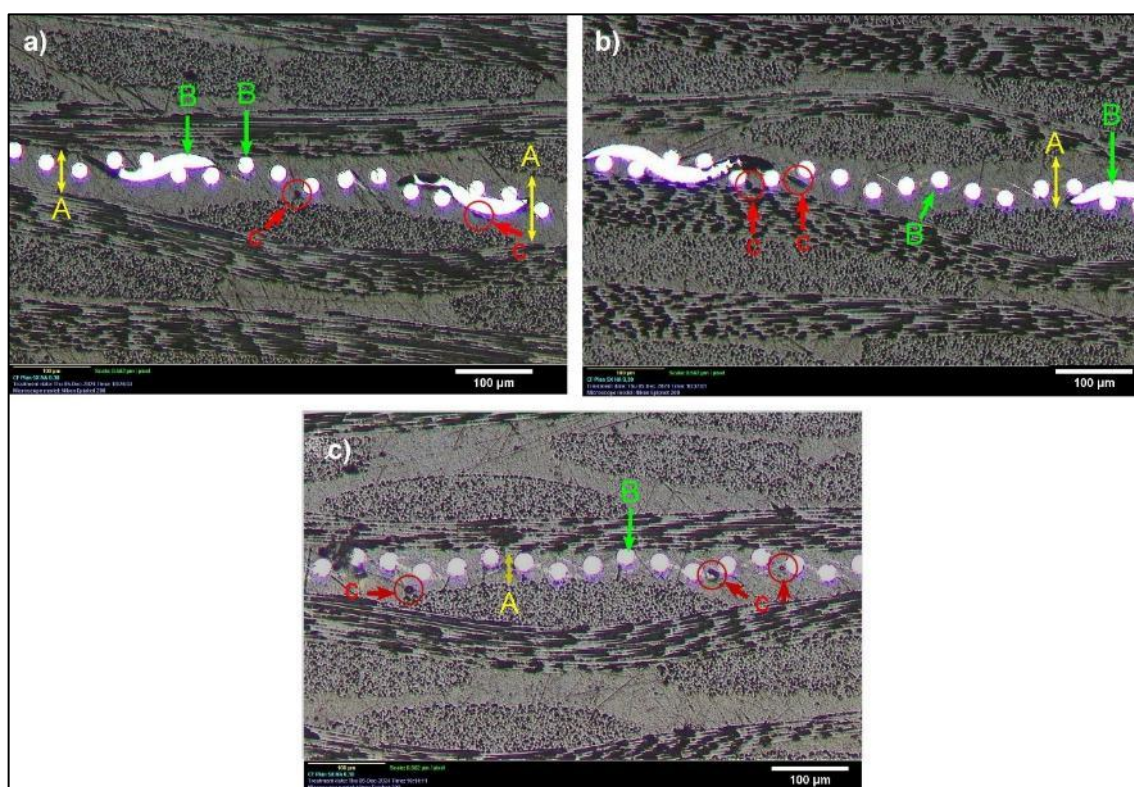
É importante destacar, contudo, que essa comparação contextualiza os resultados da condição base (soldagem sem tratamento superficial). As melhorias de resistência proporcionadas pelos tratamentos com HMDSO e HMDSO+O₂, que são o foco central desta investigação, mantêm-se válidas e significativas dentro do sistema experimental adotado. Portanto, os avanços alcançados com o tratamento superficial não são comprometidos pela

diferença absoluta em relação aos valores da literatura, mas sim realçados pela superação da linha de base estabelecida internamente.

4.6 CARACTERIZAÇÃO ÓPTICA

As juntas soldadas (Figura 54) exibiram características de consolidação satisfatórias em sua seção transversal. As regiões de interação interfacial apresentaram características adequadas de adesão (setas amarelas, letra A), com o elemento de aquecimento totalmente incorporado à matriz polimérica de GF/PEI.

Figura 54 - Avaliação microscópica das juntas soldadas



Fonte: Autoria própria (2024).

Observou-se uma baixa incidência de vazios ou poros em todas as condições de soldagem, limitando-se a áreas localizadas, conforme indicado pelas setas vermelhas (C) na. Essas observações confirmam a consolidação efetiva das juntas e o encapsulamento completo do elemento de aquecimento de aço inoxidável (pontos metálicos brilhantes, setas verdes, letra B) pela matriz polimérica, tanto para as amostras não tratadas quanto para as tratadas com HMDSO.

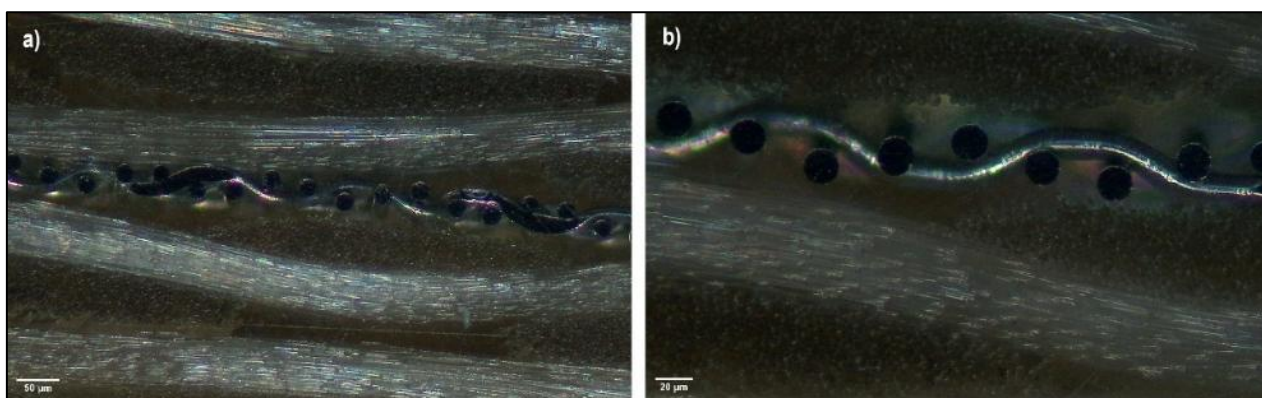
Uma maior concentração de tais defeitos indicaria uma consolidação deficiente e poderia levar à fragilização da junta, atuando como sítios de propagação de trincas. De acordo com Ageorges; Ye, (2001b), esse tipo de falha é geralmente causado pela expansão térmica e pela liberação de energia elástica armazenada no laminado, quando a pressão ou o tempo de soldagem é insuficiente para promover a completa fusão e consolidação através da espessura do material.

No presente estudo, considerando que a pressão aplicada foi relativamente alta e dentro das faixas recomendadas para evitar extrusão excessiva e formação de vazios (Shi; Villegas; Bersee, 2017; Xiong et al., 2021a), a ocorrência de poros sugere que o tempo de ciclo pode ter sido insuficiente para assegurar uma consolidação completa. Além disso, uma distribuição térmica inadequada — potencialmente decorrente tanto do tempo insuficiente quanto da geometria do EA adotada — pode ter contribuído para gradientes de temperatura que limitaram o fluxo completo da matriz nessas regiões.

Vale destacar que, embora Ageorges; Ye, (2001b) descrevam esse mecanismo de falha ocorrendo predominantemente na matriz entre regiões de contato de fibras com diferentes orientações, as imagens obtidas mostram poros localizados mais diretamente nas regiões das fibras horizontais, o que pode refletir uma interação específica entre os parâmetros de processo e a microestrutura do compósito em estudo.

Não há danos de delaminação aparentes as fibras no sentido longitudinal, como ilustrado na Figura 55 quando analisadas por microscopia de campo escuro. As malhas estão bem envolvidas pela matriz, indicando uma boa interação e consolidação da soldagem.

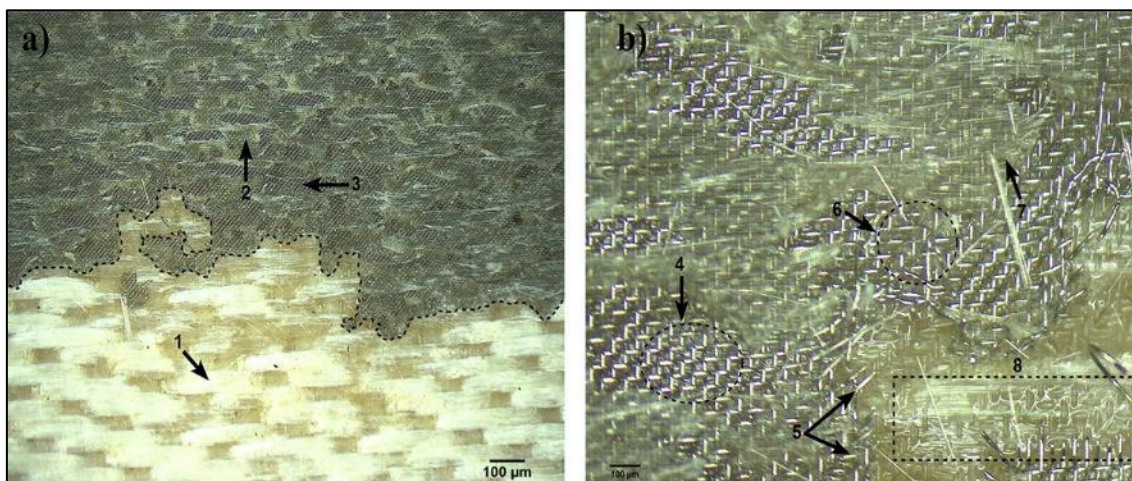
Figura 55 - Regiões soldadas observadas por microscopia em campo escuro



Fonte: Autoria própria (2025).

A análise fractográfica em diferentes aumentos permitiu caracterizar os mecanismos de fratura nas juntas soldadas. Em baixa ampliação, observa-se uma boa interação entre as interfaces nos compósitos soldados (Barbosa *et al.*, 2019), conforme ilustrado na Figura 56. A fratura ocorreu predominantemente por arrancamento da matriz do compósito inferior (falha no aderente ou rasgo), que permaneceu aderida ao EA.

Figura 56 - Amostra fraturada sem tratamento com plasma. Ampliações de 9x (a) e 40x (b), campo claro.



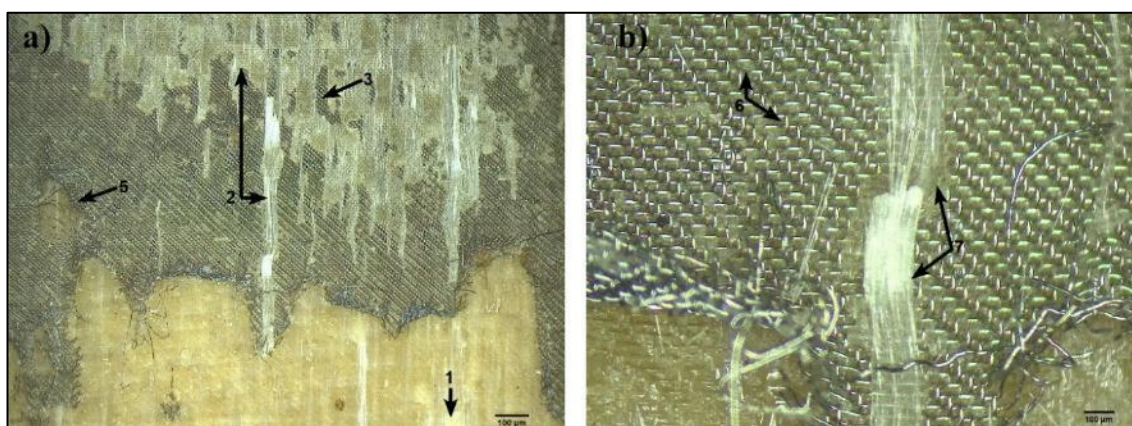
Fonte: Autoria própria (2025).

A microscopia revela regiões de fibras expostas (1), indicando o arrancamento da matriz polimérica (*pull-out*). Um limite definido (linha pontilhada) entre essa região e o EA mostra que a fratura ocorreu pela remoção da matriz do compósito inferior, a qual permaneceu aderida ao EA. Variações na interação com o compósito superior também são observadas: áreas onde a resina impregnou e foi destacada do EA (2) alternam-se com regiões de fraca impregnação (3), evidenciando uma adesão irregular. Em maior ampliação (Figura 56b), detalhes morfológicos tornam-se evidentes. São identificadas zonas com embutimento superficial dos fios do EA na resina (4), áreas com ruptura do fio metálico (5) e regiões onde os fios estão significativamente mais profundos no polímero (6). Este último aspecto é fundamental, pois uma maior profundidade de embutimento aumenta o preenchimento das lacunas pela resina, melhorando o intertravamento mecânico e, conseqüentemente, a resistência da junta. A presença de vazios ou escassez de resina (3) constitui sítios que facilitam a iniciação e propagação de trincas (Dubé *et al.*, 2012; Yang *et al.*, 2021; Zhao *et al.*, 2023a). Adicionalmente, nota-se deformação plástica na matriz polimérica sobreposta à malha (7), resultando em sua fratura e destacamento. Esse mecanismo é mais pronunciado no compósito inferior (8), onde se observa fratura intralaminar

com arrancamento da matriz e a impressão da malha metálica na superfície (região tracejada), conforme relatado em estudos similares (Barbosa *et al.*, 2019).

Para o material soldado com HMDSO (Figura 57), nota-se uma amplificação dos mecanismos observados. A morfologia da fratura, embora ainda exiba arrancamento da matriz e fratura intralaminar, revela uma cobertura polimérica mais extensa sobre o EA e um embutimento significativamente mais profundo dos fios na matriz inferior.

Figura 57 - Amostra fraturada com deposição de HMDSO. Ampliações de 9x (a) e 40x (b).



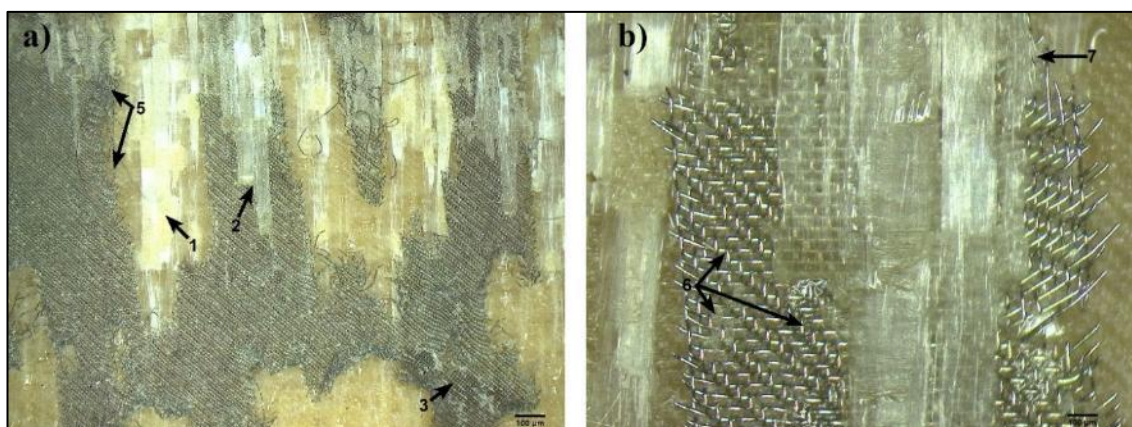
Fonte: Autoria própria (2025).

Estas características indicam uma melhoria decisiva no fluxo e na penetração da resina durante a soldagem, preenchendo as lacunas da malha de forma mais eficaz. Esse efeito é atribuído ao papel do filme de HMDSO como um facilitador reológico, e não como um agente de acoplamento químico. Embora a superfície rica em grupos metil exiba baixa afinidade química com a matriz, a configuração hidrofóbica do filme de HMDSO reduz o atrito interfacial entre o polímero fundido e o fio metálico. Esse "efeito lubrificante" facilita o fluxo da resina amolecida, de alta viscosidade, através das aberturas da malha sob pressão. Consequentemente, a resina é capaz de envolver totalmente os fios e preencher os vazios da malha, promovendo um intertravamento mecânico macroscópico superior. O aumento resultante na resistência da junta é, portanto, impulsionado pela maior área de contato efetiva e pela formação de "rebites" de resina através da malha, em vez de por ligações químicas.

O pós-tratamento com plasma de O_2 (Figura 58) promoveu uma evolução qualitativa na adesão. A superfície funcionalizada apresentou uma expansão e acentuação das regiões de cobertura de resina e penetração no EA. Essa morfologia correlaciona-se diretamente com a oxidação seletiva do filme, que introduziu grupos carboxílicos e hidroxílicos, conforme evidenciado pelas análises de XPS. A conversão para uma superfície hidrofílica e quimicamente

ativa aumentou a energia livre de superfície, criando uma força motriz termodinâmica para o aprimoramento da molhabilidade. Isso permitiu que a matriz de PEI fundida estabelecesse contato íntimo com os fios do EA, promovendo fortes interações físico-químicas (como ligações de hidrogênio e forças de Van der Waals) com a rede de silício oxidada (SiOx) (De Geyter *et al.*, 2011; Morent *et al.*, 2009). Consequentemente, o modo de falha predominante passou a ser o arrancamento coesivo (matriz + EA), demonstrando que a junta suportou cargas mais elevadas antes da fratura em comparação às outras condições, devido a esse efeito sinérgico de intertravamento mecânico e ligações químicas secundárias.

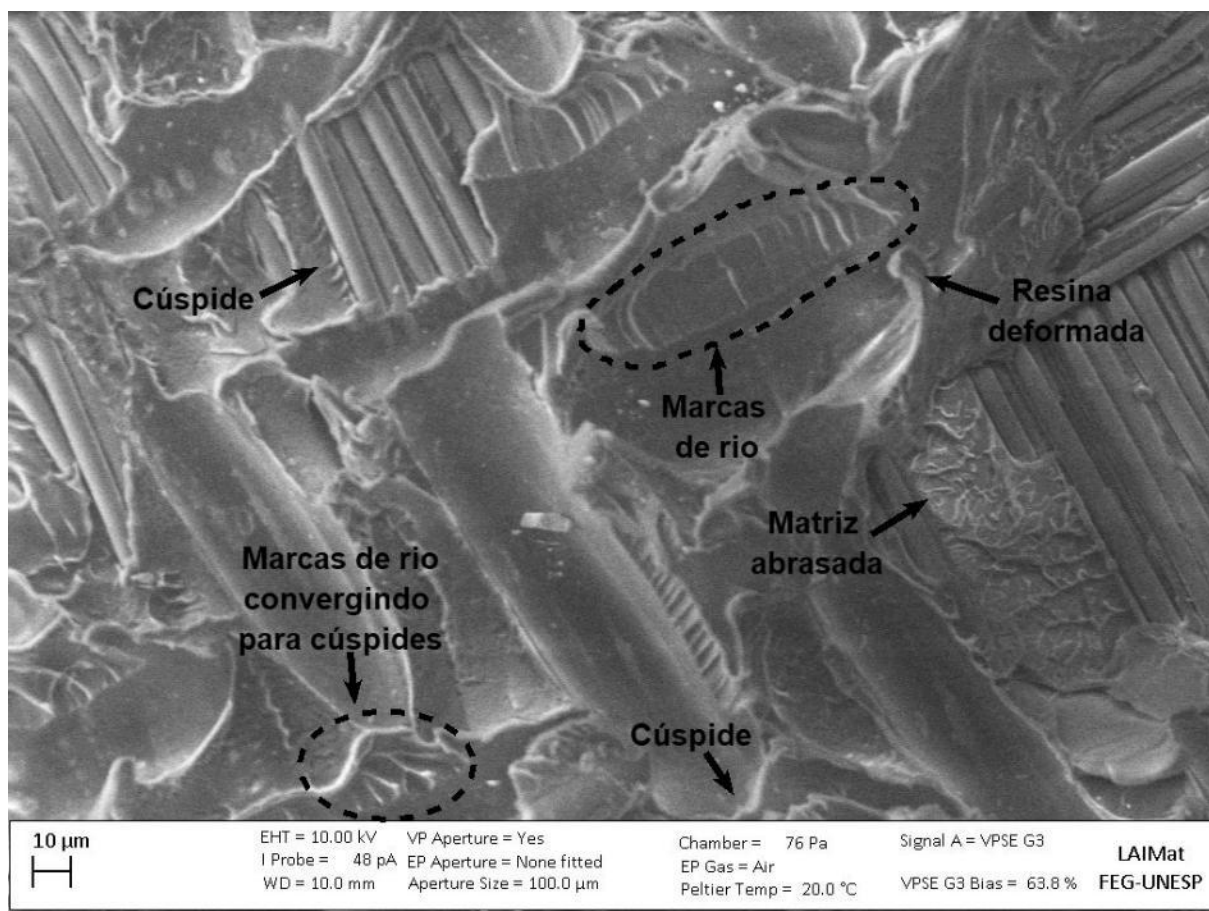
Figura 58 - Amostra fraturada com deposição de HMDSO+O₂. Ampliações de 9x (a) e 40x (b).



Fonte: Autoria própria (2025).

A análise detalhada em alta resolução revelou características fractográficas comuns que elucidam os mecanismos de ruptura. Foram observados marcas e rio — padrões resultantes da coalescência de múltiplos planos de trinca — e uma baixa presença de cúspides, estruturas típicas de cisalhamento Modo II (Figura 59). A superfície também apresentou regiões de abrasão da matriz e extensa deformação plástica, indicativa da capacidade do material de dissipar energia antes da falha final. A transição entre marcas de rio e cúspides corrobora a natureza mista (interlaminar/intralaminar) da fratura, com maior prevalência do componente intralaminar, o que aponta para uma interface soldada com bom nível de adesão (Barbosa *et al.*, 2019; Barbosa Marques *et al.*, 2022; Kim; Ye; Phoa, 2004).

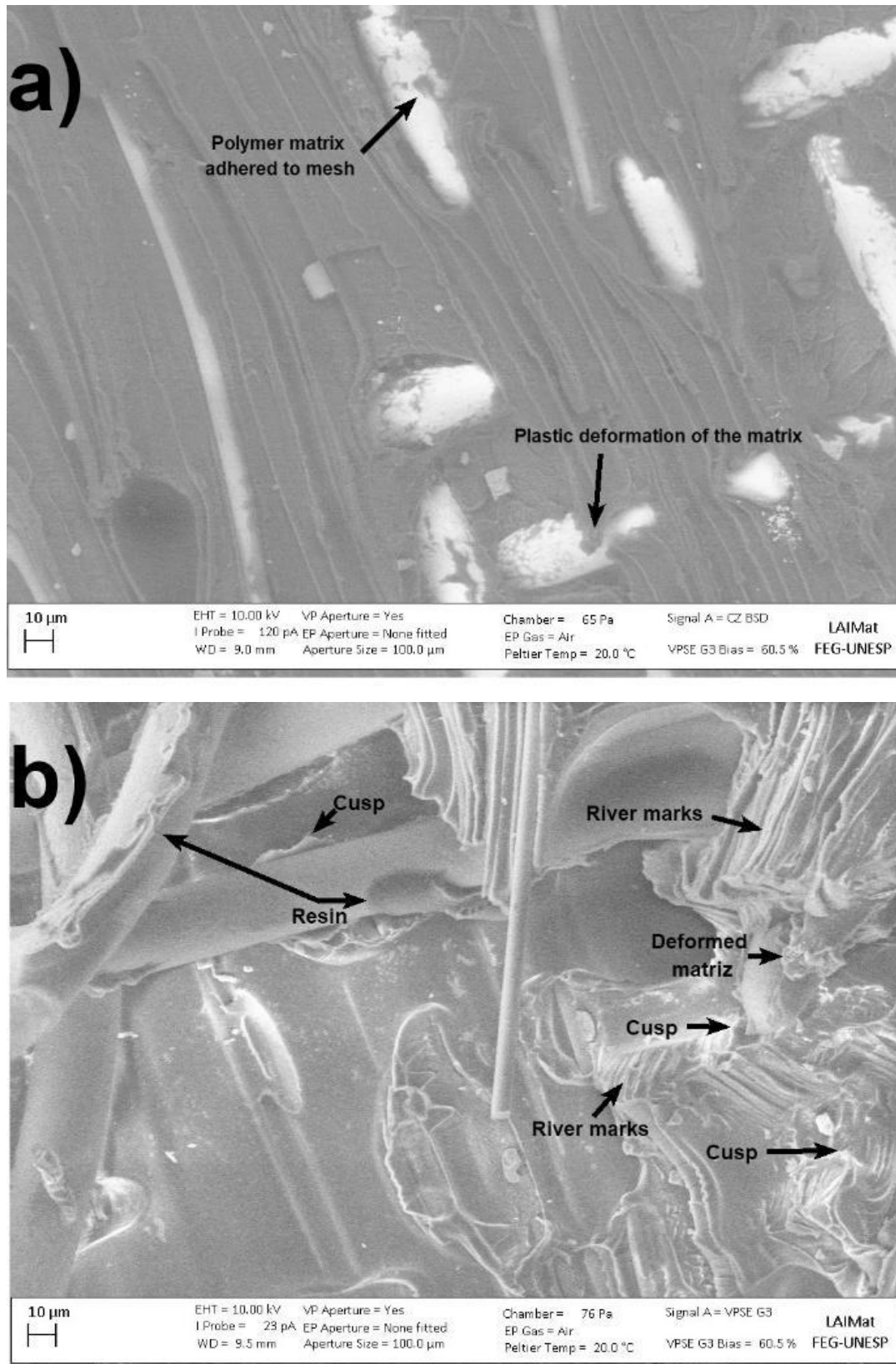
Figura 59 - Características fractográficas comumente observadas em amostras.



Fonte: Autoria própria (2025).

Entretanto, foram identificadas características de fratura e particularidades na interação interfacial distintas para cada condição de tratamento, cuja comparação é evidenciada na Figura 60.

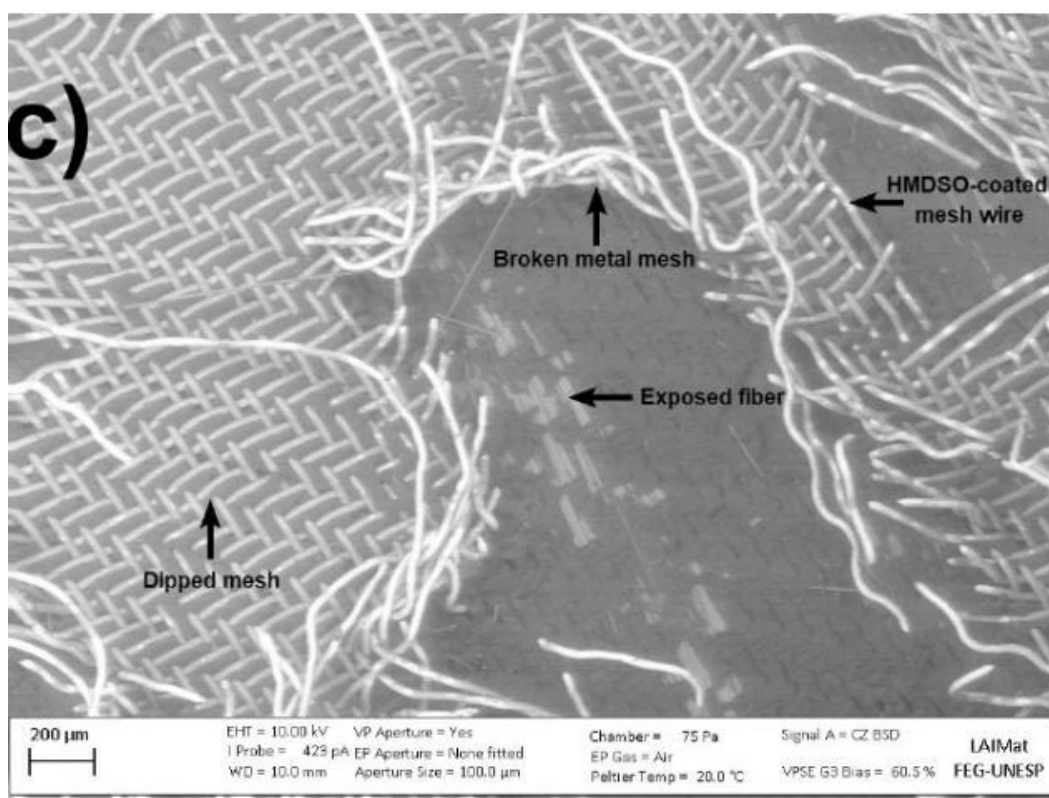
Figura 60- Imagens de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) de materiais sem tratamento por plasma

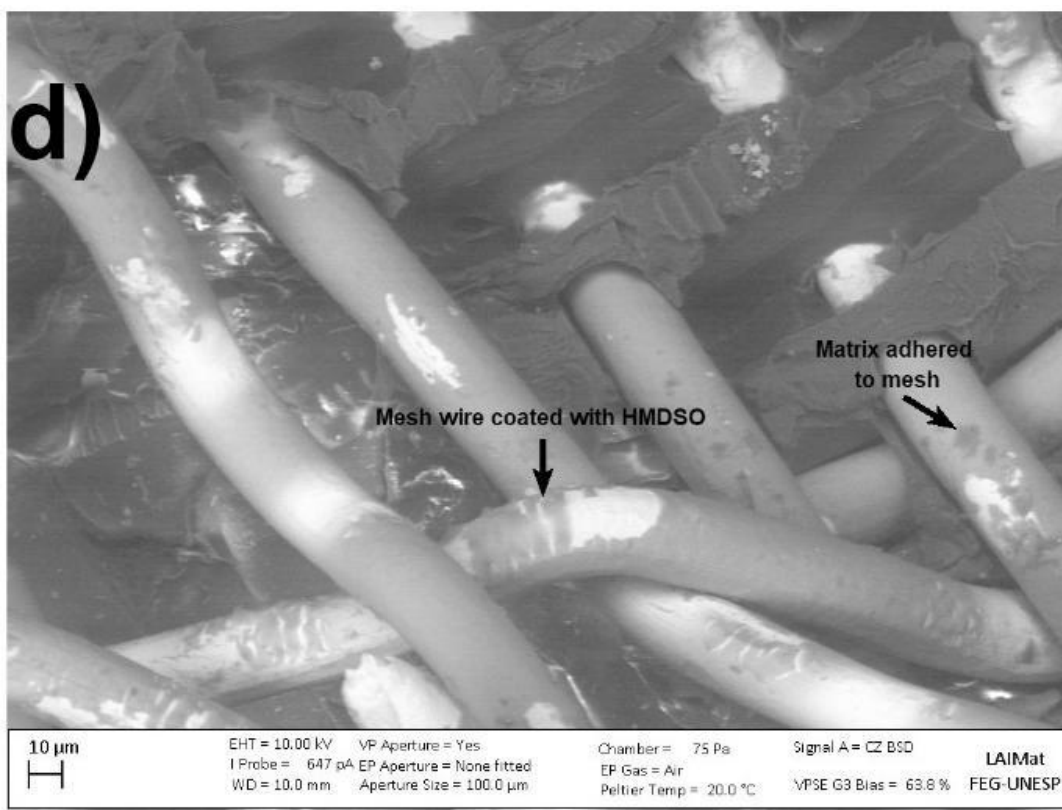


Fonte: Autoria própria (2025)

Nas amostras no estado recebido (Figuras 60a e 60b), o comportamento de fratura é caracterizado pela presença de marcas de rio (*river marks*) e cúspides (*cusps*) na matriz, indicativos de deformação plástica (*plastic deformation*) local durante a propagação da trinca. Embora existam regiões onde a matriz (*resin*) permanece aderida à malha (*polymer matrix adhered to mesh*), a ausência de dano estrutural severo ao reforço metálico sugere que a falha interfacial ocorreu antes que a tensão máxima de tração do metal fosse atingida. A adesão, neste caso, depende principalmente do intertravamento mecânico e da molhabilidade natural, sem evidências de ligação química.

Figura 61- Imagens de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) de materiais com deposição do HMDSO por plasma

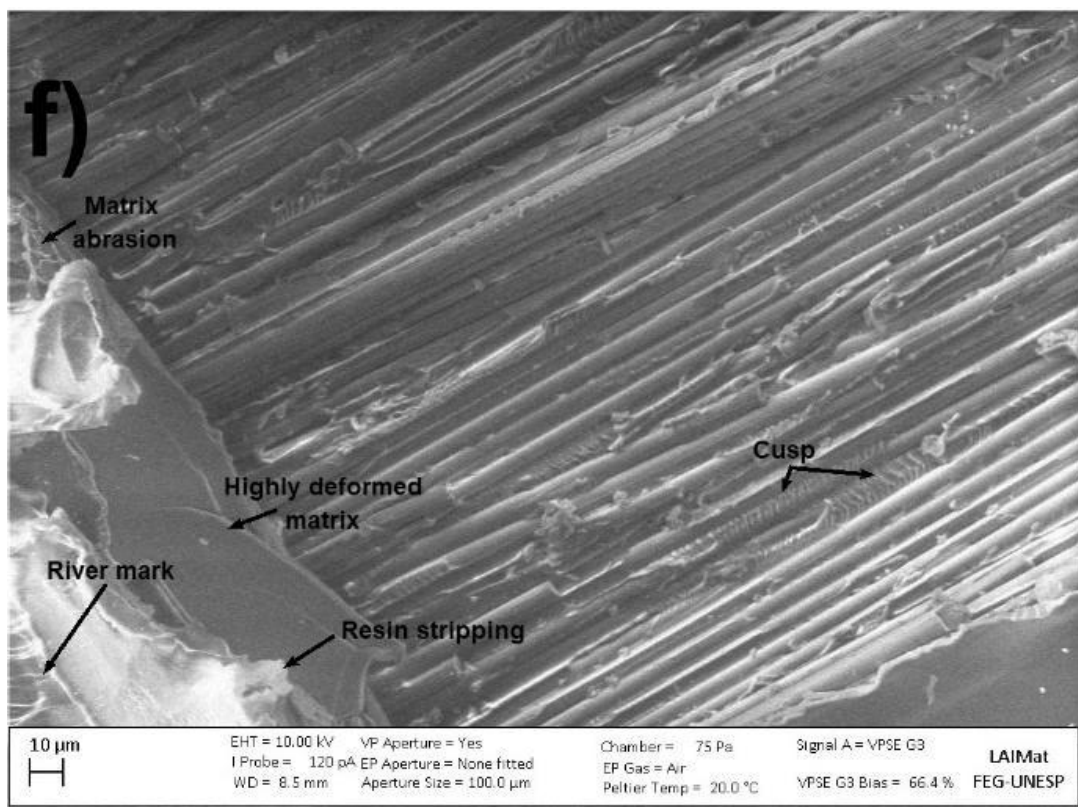
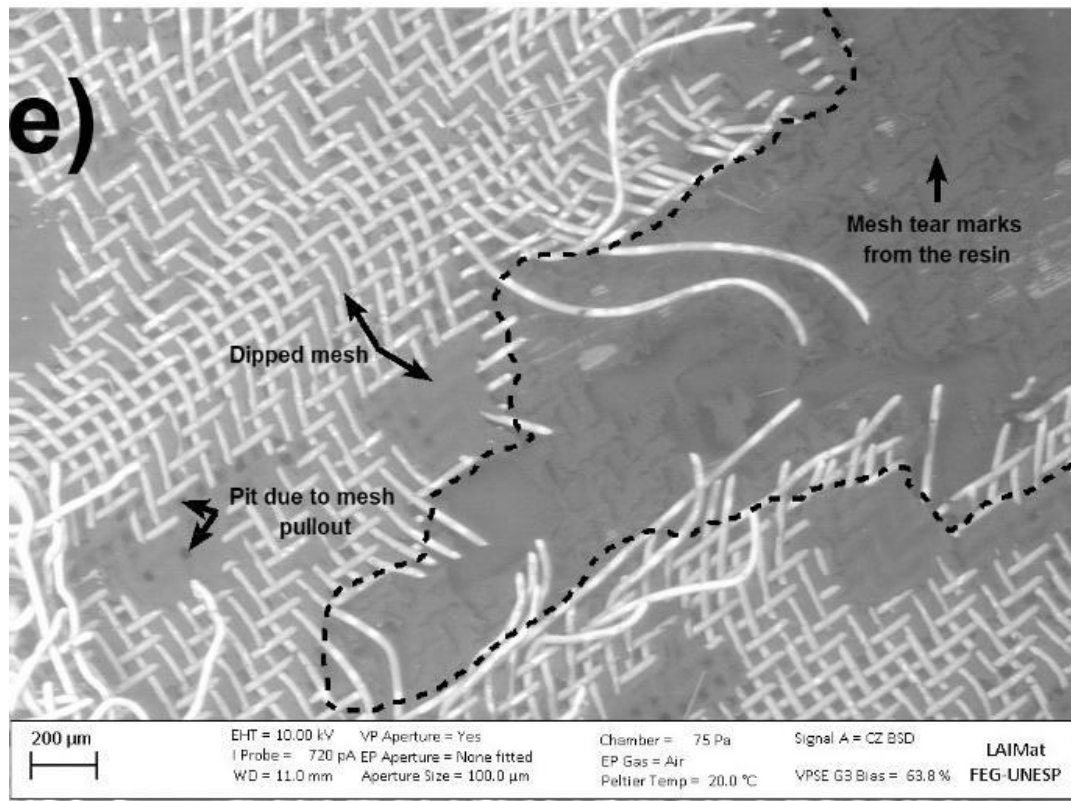




Fonte: Autoria própria (2025)

As amostras tratadas com filme de HMDSO (Figuras 61c e 61d) apresentam, como característica principal, a fratura dos fios (*broken metal mesh*) do EA (Figura 61c). Este comportamento é uma indicação clara de alta resistência interfacial, demonstrando que a interface foi capaz de transferir tensão da matriz para o reforço de forma eficiente, excedendo a resistência à tração do próprio metal, ainda que em regiões mais localizadas. Além disso, observa-se uma cobertura mais extensa dos vazios da malha, evidenciando a ação do HMDSO como facilitador do fluxo da matriz amolecida durante a soldagem, resultando em uma junta mais eficaz.

Figura 62- Imagens de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) de materiais com deposição do HMDSO por plasma e com pós-tratamento com plasma de O₂



Fonte: Autoria própria (2025)

O subsequente tratamento com plasma de O₂ no filme de HMDSO (Figuras 62e e 62f) levou a uma evolução significativa das características presentes na morfologia interfacial. Além da cobertura dos vazios, nota-se um embutimento mais profundo dos fios na matriz (*dipped mesh*) e uma intensificação da ocorrência de *pull-out* (tracejado). A presença de regiões maiores com arrancamento profundo da matriz e dos fios do EA sugere que o fenômeno de resistência adesiva interfacial exceder a energia de ruptura do próprio EA ocorreu também aqui, assim como na situação anterior, porém apresentando maior homogeneidade na região soldada. Esta combinação de maior penetração, cobertura e *pull-out* está diretamente associada ao aumento da molhabilidade e da adsorção química promovida pelos grupos oxigenados introduzidos pelo plasma, que potencializam as interações entre a superfície funcionalizada e a matriz polimérica.

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais, análises estatísticas e caracterizações morfológicas e químicas realizadas, as principais conclusões deste estudo são:

- **Eficácia e Sinergia do Tratamento:** A modificação superficial de malhas de aço inoxidável (AISI 304) via PECVD demonstrou ser uma estratégia robusta para superar a incompatibilidade na interface metal-polímero na soldagem por resistência de compósitos GF/PEI. A deposição do filme de HMDSO aliada à funcionalização por plasma de oxigênio atua em múltiplas frentes: otimiza a reologia e o intertravamento mecânico inicial, e oxida a superfície introduzindo sítios ativos que promovem fortes ligações secundárias.
- **Otimização Paramétrica (Taguchi L9):** O delineamento estatístico revelou que a potência da descarga é o parâmetro mais influente na qualidade da deposição, seguida pelo tempo de processo, sendo o efeito da composição apenas marginal. A condição otimizada (30 W, 60% de HMDSO e 30 min) gerou filmes com reticulação ideal, evitando a degradação excessiva e a formação de oligômeros pouco aderentes associados a altas concentrações do precursor.
- **Modificação Química de Superfície:** As análises de FTIR e XPS comprovaram que o pós-tratamento com plasma de O₂ foi determinante para alterar a natureza da interface. O processo oxidou a camada de organossilano, reduzindo grupos metila apolares (–CH₃) e inserindo grupos oxigenados (Si–OH, Si–O–C). Essa alteração converteu a superfície do HMDSO de hidrofóbica para hidrofílica, o que facilitou a molhabilidade pela matriz de PEI durante a fusão, preservou o preenchimento dos vazios do elemento de aquecimento (EA) e criou ligações químicas diretas entre a matriz e o metal.
- **Desempenho Mecânico e Integridade da Junta:** O tratamento duplo (HMDSO + Plasma de O₂) apresentou o melhor desempenho mecânico, resultando em um aumento significativo de 48% na resistência ao cisalhamento por sobreposição (LSS) em comparação com as juntas controle, atingindo valores médios superiores a 15,44 MPa. Além disso, o tratamento reduziu expressivamente a dispersão dos resultados, indicando maior reprodutibilidade e confiabilidade ao processo.
- **Transição do Modo de Falha:** O ganho de resistência mecânica foi corroborado pela alteração do modo de falha. A fractografia indicou características típicas de falha

intralaminar, com maior cobertura e embutimento profundo dos fios do EA pela matriz polimérica, além de extensas regiões de *pull-out*.

6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Como propostas de futuros trabalhos, propõem-se:

- Validação de Durabilidade: Realização de ensaios de fadiga e envelhecimento higrotérmico para avaliar a interface em condições operacionais reais e a capacidade de proteção do filme de HMDSO.
- Otimização e Modelagem: Integração da Metodologia de Superfície de Resposta com modelagem numérica da zona soldada, visando prever o comportamento de componentes estruturais complexos.
- Novas Rotas de Plasma: Exploração de misturas gasosas (HMDSO+O₂), precursores alternativos e novas configurações de descarga, como a Barreira Dielétrica (DBD).
- Expansão de Escopo: Aplicação da técnica em juntas dissimilares (ex: alumínio aeronáutico/compósito) e integração com outras técnicas de união por fusão ou filmes intermediários termoplásticos.

REFERÊNCIAS

- ABRAHÃO, A. B. R. M. **Otimização do processo de soldagem por resistência elétrica em compósitos PEI/fibras contínuas para aplicações aeronáuticas**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/127942>. Acesso em: 23 ago. 2023.
- AGEORGES, C.; YE, L. Resistance welding of metal/thermoplastic composite joints. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, Londres, v. 14, n. 6, p. 449–475, 2001.
- AGEORGES, C.; YE, L. Resistance welding of metal/thermoplastic composite joints. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, Londres, v. 14, n. 6, p. 449–475, 2001b.
- AGEORGES, C.; YE, L.; HOU, M. Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 32, n. 6, p. 839–857, 2001.
- AGEORGES, C.; YE, L.; HOU, M. Experimental investigation of the resistance welding of thermoplastic-matrix composites. Part II: optimum processing window and mechanical performance. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 60, n. 8, p. 1191-1202, 2000.
- AIRBUS. **A350: less operating cost, more capabilities**. Toulouse. Disponível em: <https://aircraft.airbus.com/en/aircraft/a350-the-long-range-leader/a350-less-operating-cost-more-capabilities>. Acesso em: 27 maio 2024.
- AKALIN, Y.; DILSIZ, N.; ÖZGÜR, D. Ö. Investigating the bonding performance of metal-CFRP hybrid composites: A study on aircraft components. **Polymer Composites**, Hoboken, 2024.
- ALEKSENDRIĆ, D.; CARLONE, P. Composite materials manufacturing. *In*: ALEKSENDRIĆ, D.; CARLONE, P. **Soft computing in the design and manufacturing of composite materials**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2015. p. 15-38.
- ALEXANDER, M. R. *et al.* A study of HMDSO₂ plasma deposits using a high-sensitivity 2 and-energy resolution XPS instrument: curve fitting of the Si 2p core level. **Applied Surface Science**, Amsterdam, v. 137, n. 1-4, p. 179-199, 1998.
- ALVARES, M. R. N. *et al.* **Cold plasma treatment: an innovative approach to reduce the moisture and the water reabsorption in iron ore concentrate**. São Paulo, 2024.
- ANDERS, A. From plasma immersion ion implantation to deposition: a historical perspective on principles and trends. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 156, n. 1-3, p. 3-12, 2002.
- ANDRÉ, N. M. *et al.* Influência da espessura do filme polimérico intermediário na resistência mecânica de juntas híbridas de alumínio 2024-T3 e CF-PPS produzidas por união pontual por fricção. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 21, n. 1, p. 2-15, 2016.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM D5573-99(2012)**: standard practice for classifying failure modes in fiber-reinforced-plastic (FRP) joints. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2012.

BARBOSA, L. C. M. *et al.* Fractographic evaluation of welded joints of PPS/glass fiber thermoplastic composites. **Engineering Failure Analysis**, Oxford, v. 102, p. 60-68, 2019.

BENEDIKT, J. *et al.* Thin film deposition by means of atmospheric pressure microplasma jet. **Plasma Physics and Controlled Fusion**, Bristol, v. 49, n. 12B, p. B351-B359, 2007.

BENÍTEZ PORRAS, F. **Functional properties and applications of plasma polymerized hexamethyldisiloxane (ppHMDSO) thin films**. 2015. Tese (Doutorado em Física) – Universitat de Barcelona, Barcelona, 2015.

BIL, A. S. *et al.* A study of the microhardness and scratch and abrasion resistance of silica-like coatings deposited from TEOS and HMDSO on polycarbonate by AP PECVD. **Plasma Processes and Polymers**, Weinheim, v. 21, n. 3, 2024.

BISHOPP, J. Surface pretreatment for structural bonding. *In*: POCIUS, A. V.; NEWBY, B. Z. (ed.). **Adhesion Science and Engineering**: surfaces, chemistry and applications. Amsterdam: Elsevier, 2005. v. 1, cap. 4, p. 147-197. (Tribology and Interface Engineering Series, 47).

BJØRGUM, A. *et al.* Anodising as pre-treatment for structural bonding. **International Journal of Adhesion and Adhesives**, Oxford, v. 23, n. 5, p. 401-412, 2003.

BLANCHARD, N. E. *et al.* Densification and hydration of HMDSO plasma polymers. **Plasma Processes and Polymers**, Weinheim, v. 12, n. 1, p. 32-41, 2015.

BLANCHARD, N. E. *et al.* Response of Plasma-Polymerized Hexamethyldisiloxane Films to Aqueous Environments. **Langmuir**, Washington, vol. 31, no 47, p. 12944–12953, 2015.

BOTELHO, E. C. *et al.* Influence of hygrothermal conditioning on the elastic properties of carall laminates. **Applied Composite Materials**, Dordrecht, v. 14, n. 3, p. 209-222, 2007.

BOTELHO, E. C. *et al.* Mechanical behavior of carbon fiber reinforced polyamide composites. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 63, n. 13, p. 1843-1855, 2003.

BRASSARD, D.; DUBÉ, M.; TAVARES, J. R. Resistance welding of thermoplastic composites with a nanocomposite heating element. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 165, p. 779-784, 2019.

CALLISTER JR., W. D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CAO, D. *et al.* Enhanced joining strength in additive-manufactured polylactic-acid structures fused by embedded heated metallic meshes. **Journal of Manufacturing Processes**, Dearborn, v. 121, p. 100-120, 2024.

CARAM, R. Estrutura e Propriedades dos Materiais Poliméricos. **Journal of Chemical Information and Modeling**, Washington, v. 53, n. 9, p. 1689-1699, 2013.

CHAIWONG, C.; BOONRANG, A. SiO₂-like film deposited by plasma polymerization of HMDSO + O₂ using repetitive high voltage pulses. **Journal of Coatings Technology and Research**, New York, v. 17, n. 6, p. 1497-1503, 2020.

CHENG, X. *et al.* Resistance welding process for glass fiber-reinforced polypropylene composite joints: Parameter optimization and performance assessment. **Polymer Composites**, Hoboken, v. 46, n. 11, p. 10376-10388, 2025.

DIAS, D. **Comportamento ao impacto a baixa velocidade de laminados de epóxido/fibra de vidro, com camadas de cortiça**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2009.

CUI, X. *et al.* An additional hole to compensate for mechanical property of thermoset composite and aluminum alloy joint during resistance welding. **Journal of Adhesion Science and Technology**, Abingdon, v. 37, n. 7, p. 1150-1162, 2023.

DRENIK, A. *et al.* Environmentally friendly plasma-based surface engineering technologies. **Journal of Physics: Conference Series**, Bristol, v. 232, n. 1, p. 012015, 2010.

DROES, S. R.; KODAS, T. T.; HAMPDEN-SMITH, M. J. Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition (PECVD). In: WEIMER, A. W. (ed.). **Carbide, Nitride and Boride Materials Synthesis and Processing**. Dordrecht: Springer Netherlands, 1997. p. 579-603. Disponível em: https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-94-009-0071-4_23. Acesso em: 7 mar. 2024.

DU, B. *et al.* Resistance welding of glass fiber reinforced thermoplastic composite: Experimental investigation and process parameter optimization. **Chinese Journal of Aeronautics**, Beijing, v. 33, n. 12, p. 3469-3478, 2020.

DU, B. *et al.* Surface Treat Method to Improve the Adhesion between Stainless Steel and Resin: A Review. **ACS Omega**, Washington, v. 8, n. 43, p. 39984-40004, 2023.

DUBÉ, M. *et al.* Characterization of resistance-welded thermoplastic composite double-lap joints under static and fatigue loading. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, Thousand Oaks, v. 28, n. 6, p. 762-776, 2015.

DUBÉ, M. *et al.* Current leakage prevention in resistance welding of carbon fibre reinforced thermoplastics. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 68, n. 6, p. 1579-1587, 2008.

DUBÉ, M. *et al.* Metal mesh heating element size effect in resistance welding of thermoplastic composites. **Journal of Composite Materials**, Thousand Oaks, v. 46, n. 8, p. 911-919, 2012.

EGOROV, V.; ABU-KHASAN, M.; FEDOROV, A. Classification of composite and steel plates joints in hybrid structures with external type of reinforcement by composite materials. **IOP Conference Series: Earth and Environmental Science**, Bristol, v. 988, n. 3, p. 032047, 2022.

ESBAYOU, M. *et al.* Optimization of cold plasma process parameters for organosilicon films deposition on carbon steel: Study of the surface pretreatment effect on corrosion protection performance in 3 wt% NaCl medium. **Journal of Alloys and Compounds**, Lausanne, v. 758, p. 148-161, 2018.

FANELLI, F.; FRACASSI, F. Aerosol-assisted atmospheric pressure cold plasma deposition of organic-inorganic nanocomposite coatings. **Plasma Chemistry and Plasma Processing**, New York, v. 34, n. 3, p. 473-487, 2014.

FERNANDES, J. C. S. *et al.* Plasma-polymerised coatings used as pre-treatment for aluminium alloys. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 154, p. 8-13, 2002.

FRANCO, L. A. L. I.; BOTELHO, E. C. Análise fractográfica do modo de falha de compósitos carbono/epóxi. **Revista Matéria**, Rio de Janeiro, n. 1, p. 694-704, 2009.

GENT, A. N.; LIN, C. W. Model Studies of the Effect of Surface Roughness and Mechanical Interlocking on Adhesion. **The Journal of Adhesion**, Abingdon, v. 32, n. 2-3, p. 113-125, 1990.

GEYTER, N. de *et al.* Plasma polymerisation of siloxanes at atmospheric pressure. **Surface Engineering**, London, v. 27, n. 8, p. 627-633, 2011.

GOMES, S. S. **Processos de materiais compósitos de matriz polimérica para aplicações em aeronaves**. 2020. Dissertação (Mestrado em Tecnologia: Processos de Fabricação) – Faculdade de Tecnologia de São Paulo, São Paulo, 2020.

GOSAR, Ž. *et al.* Distribution of the deposition rates in an industrial-size pecvd reactor using hmdso precursor. **Coatings**, Basel, vol. 11, no 10, 2021.

GREENHALGH, E. S. **Failure analysis and fractography of polymer composites**. New York: Woodhead Publishing, 2009. v. 1. (Woodhead Publishing in Materials).

GRIMOLDI, E. *et al.* AFM and contact angle investigation of growth and structure of pp-HMDSO thin films. **European Physical Journal D**, Berlin, v. 54, n. 2, p. 165-172, 2009.

HA, J. R.; KIM, B. S.; YI, J. W. Study of Plasma Polymerization on Wood Powder/PP Composites Interface. **Composites Research**, Seoul, v. 26, n. 3, p. 170-174, 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.7234/composres.2013.26.3.170>. Acesso em: 23 jun. 2024.

HAIRI, S. M. F. B. S. *et al.* A Review on Composite Aerostructure Development for UAV Application. In: ABDULLAH, S. S. *et al.* (ed.). **Proceedings of the 6th International Conference on Mechanical, Manufacturing and Plant Engineering**. Cham: Springer, 2023. p. 137-157. Disponível em: https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-981-99-1583-5_9. Acesso em: 27 maio 2024.

HARPER, C. A. **Handbook of plastics, elastomers, and composites**. 4. ed. New York: McGraw-Hill, 2002.

HEGEMANN, D. Plasma Polymer Deposition and Coatings on Polymers. **Comprehensive Materials Processing**, Oxford, v. 4, p. 201-228, 2014.

HEGEMANN, D. *et al.* Plasma polymerization of hexamethyldisiloxane: Revisited. **Plasma Processes and Polymers**, Weinheim, v. 18, n. 2, 2021.

HEGEMANN, D.; SCHÜTZ, U.; FISCHER, A. Macroscopic plasma-chemical approach to plasma polymerization of HMDSO and CH₄. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 200, n. 1-4, p. 458-462, 2005.

HOU, M. *et al.* Resistance welding of carbon fibre reinforced thermoplastic composite using alternative heating element. **Composite Structures**, Oxford, v. 47, n. 1-4, p. 667-672, 1999. Disponível em: <https://www.elsevier.com/locate/compstruct>. Acesso em: 3 jun. 2024.

HUSSEIN, S. K.; MHESSAN, A. N.; ALWAN, M. A. Hot Press Joining Optimization of Polyethylene to Aluminium Alloy AA6061-T6 Lap Joint Using Design of Experiments. **Engineering Journal**, Bangkok, v. 21, n. 7, p. 157-169, 2017. Disponível em: <https://engj.org/index.php/ej/article/view/1468>. Acesso em: 18 jun. 2024.

ISHIDA, H.; KOENIG, J. L. A fourier-transform infrared spectroscopic study of the hydrolytic stability of silane coupling agents on E-glass fibers. **Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition**, Hoboken, v. 18, n. 9, p. 1931-1943, 1980. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1002/pol.1980.180180906>. Acesso em: 23 jun. 2024.

ISLAM, M. S. *et al.* Composite materials: concept, recent advancements, and applications. In: SHIPTON, F. *et al.* (ed.). **Renewable polymers and polymer-metal oxide composites: synthesis, properties, and applications**. Amsterdam: Elsevier, 2022. p. 1-43.

ISO. **ISO 11357-2**: Plastics - Differential scanning calorimetry (DSC) - Part 2: Determination of glass transition temperature and step height. 3. ed. Geneva: International Organization for Standardization, 2020. Disponível em: <https://www.iso.org>. Acesso em: 23 maio 2024.

JARITZ, M. *et al.* HMDSO-Based Thin Plasma Polymers as Corrosion Barrier Against NaOH Solution. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Materials Park, v. 29, n. 5, p. 2839-2847, 2020. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-020-04821-x>. Acesso em: 26 fev. 2024.

Jl, Y. Y. *et al.* Formation of super-hydrophobic and water-repellency surface with hexamethyldisiloxane (HMDSO) coating on polyethyleneterephthalate fiber by atmospheric pressure plasma polymerization. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 202, n. 22-23, p. 5663-5667, 2008.

JOHNSON, R. O.; BURLHIS, H. S. Polyetherimide: A new high-performance thermoplastic resin. **Journal of Polymer Science: Polymer Symposia**, Hoboken, v. 70, n. 1, p. 129-143, 1983. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1002/polc.5070700111>. Acesso em: 26 maio 2024.

JOSEPH, A. P. K.; DAVIDSON, P.; WAAS, A. M. Progressive damage and failure analysis of single lap shear and double lap shear bolted joints. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 113, p. 264-274, 2018.

JOTHI, V. *et al.* Influence of an anodized layer on the adhesion and surface protective performance of organic coatings on AA2024 aerospace Al alloy. **Progress in Organic Coatings**, Amsterdam, v. 138, p. 105396, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2019.105396>. Acesso em: 15 jan. 2024.

KIM, W. S. *et al.* Evaluation of mechanical interlock effect on adhesion strength of polymer-metal interfaces using micro-patterned surface topography. **International Journal of Adhesion and Adhesives**, Oxford, v. 30, n. 6, p. 408-417, 2010.

KIM, K.-Y.; YE, L.; PHOA, K.-M. Interlaminar fracture toughness of CF/PEI and GF/PEI composites at elevated temperatures. **Applied Composite Materials**, Dordrecht, v. 11, n. 3, p. 145-164, 2004.

KIMURA, H. *et al.* A Study on the Glassfiber Reinforcement Effect of F.R.P.E and on the Behavior of it's Welded Part. **The Japan Society of Mechanical Engineers**, Tokyo, v. 35, n. 289, p. 6-13, 1969.

KODAIRA, F. V. P. **Implantação Iônica por Imersão em Plasma e Deposição de filmes finos poliméricos provenientes da mistura hexametildissilazano/argônio**. 2013. Tese (Doutorado em Física) – Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

KODAIRA, F. V. P.; MOTA, R. P.; MOREIRA, P. W. P. Thin films growth by PIID technique from hexamethyldisilazane/argon mixture. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 284, p. 400-403, 2015.

KURDANOVA, Z. I. *et al.* Methods for synthesis of polyetherimides. **Russian Journal of Chemistry and Chemical Technology**, Ivanovo, v. 62, n. 6, p. 4-14, 2019. Disponível em: <http://ctj-isuct.ru/article/view/1447>. Acesso em: 26 maio 2024.

LI, J. *et al.* Deposition of organosilicone thin film from hexamethyldisiloxane (HMDSO) with 50 kHz/33 MHz dual-frequency atmospheric-pressure plasma jet. **Plasma Science and Technology**, Bristol, v. 19, n. 4, p. 045501, 2017.

LI, P. *et al.* Large-area joining of CF/Epoxy skin and Al alloy web by an advanced continuous resistance spot welding technology to manufacturing wind turbine blade. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 356, p. 135624, 2024.

LI, M. *et al.* Multifactor optimization for induction welding of carbon fiber reinforced thermoplastic composites based on response surface methodology. **Polymer Composites**, Hoboken, v. 45, n. 5, p. 4307-4318, 2024.

LI, N.; ZHOU, Y. D. Failure mechanism analysis of fiber-reinforced polymer composites based on multi-scale fracture plane angles. **Thin-Walled Structures**, Oxford, v. 158, p. 107195, 2021.

LIEBERMAN, M. A.; LICHTENBERG, A. J. **Principles of plasma discharges and materials processing**. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 2005.

MAIERHOFER, T. *et al.* Resistance-welded thermoset composites: a Bayesian approach to process optimisation for improved fracture toughness. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 177, p. 107931, 2024.

MAO, Y. *et al.* Analysis of localized corrosion mechanism of 2024 aluminum alloy at a simulated marine splash zone. **Engineering Failure Analysis**, Oxford, v. 142, p. 106759, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106759>. Acesso em: 25 fev. 2024.

MARQUES, L. F. B. **Influência do intemperismo no mecanismo da fratura de compósitos soldados PEI/fibra de vidro**. 2020. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2020.

MARQUES, L. F. B. *et al.* Interfacial, mechanical, and thermal behavior of PEI/glass fiber welded joints influenced by hygrothermal conditioning. **Journal of Composite Materials**, Thousand Oaks, v. 56, n. 2, p. 239-249, 2022.

MAURAU, R. *et al.* Nitrogen introduction in pp-HMDSO thin films deposited by atmospheric pressure dielectric barrier discharge: An XPS study. **Plasma Processes and Polymers**, Weinheim, v. 9, n. 3, p. 316-323, 2012.

MERCHE, D.; VANDENCASTEELE, N.; RENIERS, F. Atmospheric plasmas for thin film deposition: a critical review. **Plasma Processes and Polymers**, Weinheim, v. 9, n. 11-12, p. 1084-1123, 2012.

MITSCHKER, F. *et al.* Comparative study on the deposition of silicon oxide permeation barrier coatings for polymers using hexamethyldisilazane (HMDSN) and hexamethyldisiloxane (HMDSO). **Journal of Physics D: Applied Physics**, Bristol, v. 51, n. 23, p. 235201, 2018.

MOREIRA JÚNIOR, P. W. P. **Diagnósticos de plasmas de dietilenoglicol dimetil-eter (DIGLIME), 2-metil-2-oxazolona (OXAZOLINA) e da mistura de etilenodiamina com acetileno (EDA e C₂H₂): deposição polimérica**. 2019. Tese (Doutorado em Física) – Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2019.

MORENT, R. *et al.* Organic-inorganic behaviour of HMDSO films plasma-polymerized at atmospheric pressure. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 203, n. 10-11, p. 1366-1372, 2009.

MÜLLER, H. *et al.* AFM-IR investigation of thin PECVD SiO_x films on a polypropylene substrate in the surface-sensitive mode. **Beilstein Journal of Nanotechnology**, Frankfurt, v. 15, p. 603-611, 2024.

NAIK, M.; THAKUR, D.; SALUNKHE, S. Evaluation of thermal and mechanical properties of continuous fiberglass reinforced thermoplastic composite fabricated by fused deposition modeling. **Journal of Applied Polymer Science**, Hoboken, v. 140, n. 26, p. e53989, 2023. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1002/app.53989>. Acesso em: 26 maio 2024.

NAIR, S. *et al.* Production and characterization of polyetherimide mats by an electrospinning process. **Materials Research Express**, Bristol, v. 5, n. 11, p. 115302, 2018. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2053-1591/aadd85>. Acesso em: 26 maio 2024.

NAVASCUÉS, P. *et al.* Polymerization mechanisms of hexamethyldisiloxane in low-pressure plasmas involving complex geometries. **Applied Surface Science**, Amsterdam, v. 645, p. 158814, 2024.

NUNES, C. P. **Materiais compósitos de matriz polimérica na indústria aeronáutica e perspectiva crítica de potencialidade: polímeros com memória de forma.** 2023. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2023.

OLIVEIRA, G. H.; GUIMARÃES, V. A.; BOTELHO, E. C. Influence from the temperature on the mechanical behavior of pei/glass fiber composites. **Polímeros**, São Carlos, v. 19, n. 4, p. 305-312, 2009. Disponível em: <http://revistapolimeros.org.br/journal/polimeros/article/doi/10.1590/S0104-14282009000400010>. Acesso em: 26 maio 2024.

OTERKUS, E. *et al.* **Fracture modes, damage tolerance and failure mitigation in marine composites.** Amsterdam: Elsevier Ltd., 2016.

PALARDY, G.; VILLEGAS, I. F. On the effect of flat energy directors thickness on heat generation during ultrasonic welding of thermoplastic composites. **Composite Interfaces**, Abingdon, v. 24, n. 2, p. 203-214, 2017.

PANNEERSELVAM, K.; ARAVINDAN, S.; NOORUL HAQ, A. Study on resistance welding of glass fiber reinforced thermoplastic composites. **Materials & Design**, Oxford, v. 41, p. 453-459, 2012.

PARVEEZ, B. *et al.* Scientific Advancements in Composite Materials for Aircraft Applications: A Review. **Polymers**, Basel, v. 14, n. 22, p. 5007, 2022. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2073-4360/14/22/5007/htm>. Acesso em: 27 maio 2024.

PASINI, S. M. *et al.* Thermal degradation and flammability of TiO₂–polyetherimide nanocomposite fibers. **Polymer Bulletin**, Berlin, v. 77, n. 9, p. 4937-4958, 2020.

PETERS, S. T. **Handbook of Composites.** 2. ed. Tonbridge: Springer US, 1998. v. 1.

RAYNAUD, P. *et al.* FTIR plasma phase analysis of hexamethyldisiloxane discharge in microwave multipolar plasma at different electrical powers. **Plasma Processes and Polymers**, Weinheim, v. 2, n. 1, p. 45-52, 2005.

REIS, J. F. *et al.* Assessment of the interlaminar strength of resistance-welded PEI/carbon fibre composite. **Welding International**, Abingdon, v. 32, n. 2, p. 149-160, 2018.

REIS, J. F. *et al.* Study on YB-laser welding applied on aluminum/polymer composites. **Journal of Adhesion Science and Technology**, Abingdon, v. 38, n. 4, p. 577-592, 2023. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/01694243.2023.2241634>. Acesso em: 13 dez. 2023.

RIBEIRO, R. P. *et al.* Effect of plasma oxidation treatment on production of a SiOx/SiOxCyHz Bilayer to protect carbon steel against corrosion. **Materials Research**, São Carlos, v. 24, p. e20200473, 2021.

ROHART, V.; LABERGE LEBEL, L.; DUBÉ, M. Improved adhesion between stainless steel heating element and PPS polymer in resistance welding of thermoplastic composites. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 188, p. 107877, 2020.

SCHWARZ, J.; SCHMIDT, M.; OHL, A. Synthesis of plasma-polymerized hexamethyldisiloxane (HMDSO) films by microwave discharge. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 98, no 1-3, p. 859-864, 1998.

SHANG, X. *et al.* Review on techniques to improve the strength of adhesive joints with composite adherends. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 177, p. 107363, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107363>.

SHENTON, M. J.; STEVENS, G. C. Surface modification of polymer surfaces: Atmospheric plasma versus vacuum plasma treatments. **Journal of Physics D: Applied Physics**, Bristol, v. 34, n. 18, p. 2761-2768, 2001.

SHI, H.; VILLEGAS, I. F.; BERSEE, H. E. N. A displacement-detection based approach for process monitoring and processing window definition of resistance welding of thermoplastic composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 74, p. 1-9, 2015.

SHI, H.; VILLEGAS, I. F.; BERSEE, H. E. N. Analysis of void formation in thermoplastic composites during resistance welding. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, Thousand Oaks, v. 30, n. 12, p. 1654-1674, 2017.

SHI, H.; VILLEGAS, I. F.; BERSEE, H. E. N. Strength and failure modes in resistance welded thermoplastic composite joints: Effect of fibre-matrix adhesion and fibre orientation. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 55, p. 1-10, 2013.

SHIRVALKAR, P.; RAUT, A. H. Experimental Analysis of Riveted and Hybrid Joints for Composite Structures using Finite Element Analysis. **International Journal of Advanced Research in Science, Communication and Technology**, New Delhi, v. 7, n. 1, p. 311-336, 2021.

SHYHA, I.; HUO, D.; DAVIM, J. P. Introduction. *In*: SHYHA, I.; HUO, D. (org.). **Advances in machining of composite materials**. Cham: Springer, 2021. p. 1-13. Disponível em: https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-3-030-71438-3_1. Acesso em: 27 maio 2024.

SIDDIQUE, A. *et al.* A review of joining techniques for thermoplastic composite materials. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, Thousand Oaks, v. 36, n. 8, p. 3417-3454,

2022. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/10.1177/08927057221096662>. Acesso em: 12 maio 2024.

SILVA, L. L. G. *et al.* Study of Organosilicon Films Deposited on SAE 1020 Steel by Atmospheric Plasma Jet for Corrosion Protection. **Brazilian Journal of Physics**, São Paulo, v. 1, p. 3, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s13538-022-01123-6>. Acesso em: 10 mar. 2024.

SILVESTRE, C. R. *et al.* Hydrophobic leather coating for footwear applications by a low-pressure plasma polymerisation process. **Polymers**, Basel, v. 13, n. 20, 2021.

SINGH, M. M. *et al.* Determination of Strength Parameters of Glass Fibers Reinforced Composites for Engineering Applications. **Silicon**, Dordrecht, v. 12, n. 1, p. 1-11, 2020. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s12633-019-0078-3>. Acesso em: 26 maio 2024.

SOUSA, F. K. A. DE; UJIKE, I.; KADOTA, A. Influence of the Different Hygrothermal Conditions on the Tensile Strength of Composites Materials Reinforced With Fiberglass. **International Journal of Mining, Metallurgy & Mechanical Engineering**, Kuala Lumpur, v. 4, n. 1, p. 7-13, 2016.

SOUZA, S. D. B. *et al.* Experimental Investigation of Processing Welding Parameters for PPS/Carbon Fiber Laminates for Aeronautical Applications. **Advanced Materials Research**, Zurich, v. 1135, p. 62-74, 2016.

STAVROV, D.; BERSEE, H. E. N. Resistance welding of thermoplastic composites-an overview. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Oxford, v. 36, n. 1, p. 39-54, 2005.

STICKEL, J. M.; NAGARAJAN, M. Glass Fiber-Reinforced Composites: From Formulation to Application. **International Journal of Applied Glass Science**, Hoboken, v. 3, n. 2, p. 122-136, 2012. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1111/j.2041-1294.2012.00090.x>. Acesso em: 26 maio 2024.

STURROCK, P. A. **Plasma Physics**: an introduction to the theory of astrophysical, geophysical & laboratory plasmas. Cambridge: Cambridge University Press, 1994.

SUNDRIYAL, P. *et al.* Long-term surface modification of PEEK polymer using plasma and PEG silane treatment. **Surfaces and Interfaces**, Amsterdam, v. 25, p. 101253, 2021.

TALBOT, É. *et al.* Optimization of thermoplastic composites resistance welding parameters based on transient heat transfer finite element modeling. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, Thousand Oaks, v. 26, n. 5, p. 699-717, 2013.

TANAKA, K. *et al.* Effect of carbon nanotube deposition time to the surface of carbon fibres on flexural strength of resistance welded carbon fibre reinforced thermoplastics using carbon nanotube grafted carbon fibre as heating element. **Journal of Composites Science**, Basel, v. 3, n. 1, p. 11, 2019a.

TANAKA, K. *et al.* Effect of Carbon Nanotube Deposition Time to the Surface of Carbon Fibres on Flexural Strength of Resistance Welded Carbon Fibre Reinforced Thermoplastics Using Carbon Nanotube Grafted Carbon Fibre as Heating Element. **Journal of Composites Science**, Basel, v. 3, n. 1, p. 9, 2019b. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2504-477X/3/1/9/htm>. Acesso em: 3 jun. 2024.

TIJS, B. H. A. H. *et al.* Experimental and numerical evaluation of conduction welded thermoplastic composite joints. **Composite Structures**, Oxford, v. 281, p. 115011, 2022.

TOTLA, H. S. *et al.* Resistance welding analysis of thermoplastic composite structures in aeronautical applications. **International Journal on Interactive Design and Manufacturing**, Paris, v. 17, n. 4, p. 1591-1599, 2023.

TREWHELLA, Michael J. **Handbook of Plastics Joining**: a practical guide. 2. ed. Norwich: William Andrew, 2009.

TROSCHITZ, J. *et al.* Joining Processes for Fibre-Reinforced Thermoplastics: Phenomena and Characterisation. **Materials**, Basel, v. 15, n. 15, p. 5117, 2022.

TROUGHTON, M. **Handbook of Plastics Joining**: a practical guide. 2. ed. Norwich: William Andrew, 2008. v. 1.

UNGER, L. *et al.* Semi-Crystalline Polyetherimide Microparticles via Liquid-Liquid Phase Separation and Precipitation. **Macromolecular Materials and Engineering**, Weinheim, v. 307, n. 4, p. 2100797, 2022. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1002/mame.202100797>. Acesso em: 26 maio 2024.

VILLEGAS, I. F. *et al.* Process and performance evaluation of ultrasonic, induction and resistance welding of advanced thermoplastic composites. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, Thousand Oaks, v. 26, n. 8, p. 1007-1024, 2013. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/full/10.1177/0892705712456031>. Acesso em: 24 ago. 2023.

VILLEGAS, I. F.; RANS, C. **The dangers of single-lap shear testing in understanding polymer composite welded joints**. London: Royal Society Publishing, 2021.

WEI, D. *et al.* Influence of Electrical Heating Metal Mesh and Power Density on Resistance Welding of Carbon Fiber/PEEK Composite. **Polymers**, Basel, v. 14, n. 13, p. 2563, 2022.

XIONG, X. *et al.* Design of reinforced interfacial structure in hybrid resistance-welded joints of GF/PEI composite and Ti6Al4V alloy by pre-etching surface treatment combined with in-situ growth of CNTs. **Engineering Research Express**, Bristol, v. 1, n. 1, p. 015023, 2019a. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2631-8695/ab38cf>. Acesso em: 9 jul. 2024.

XIONG, X. *et al.* Effect of chemical etching of resistance wire surface on the strength and failure mechanism of the resistance-welded joint of polyetherimide composites. **Journal of Applied Polymer Science**, Hoboken, v. 136, n. 34, 2019b.

XIONG, X. *et al.* Effect of chemical etching of resistance wire surface on the strength and failure mechanism of the resistance-welded joint of polyetherimide composites. **Journal of Applied Polymer Science**, Hoboken, v. 136, n. 34, 2019c.

XIONG, X. *et al.* Improved mechanical properties of resistance welded joints of thermoplastic composites by versatile graphene oxide. **Journal of Adhesion Science and Technology**, Abingdon, v. 35, n. 10, p. 1099-1113, 2021a.

XIONG, X. *et al.* Improved mechanical properties of resistance welded joints of thermoplastic composites by versatile graphene oxide. **Journal of Adhesion Science and Technology**, Abingdon, v. 35, n. 10, p. 1099-1113, 2021b.

XIONG, X. *et al.* Resistance welding technology of fiber reinforced polymer composites: a review. **Materials and Manufacturing Processes**, Abingdon, v. 36, n. 13, p. 1487–1504, 2021c.

XIONG, X. *et al.* Resistance welding technology of fiber reinforced polymer composites: a review. **Journal of Adhesion Science and Technology**, Abingdon, v. 35, n. 15, p. 1593-1619, 2021d.

YANG, J. *et al.* The resistance welding of CF/epoxy laminate and 6063Al alloy: morphology, mechanical property and interface evolution. **Journal of Adhesion Science and Technology**, Abingdon, v. 36, n. 13, p. 1406-1420, 2021.

YANG, J. *et al.* The resistance welding of CF/epoxy laminate and 6063Al alloy: morphology, mechanical property and interface evolution. **Journal of Adhesion Science and Technology**, Abingdon, v. 36, n. 13, p. 1403-1417, 2022.

YERRA, V. A.; PILLA, S. Understanding resilience to contamination in the joint interface for a resistive welded joint in fiber reinforced thermoplastics. **SAE Technical Papers**, Warrendale, v. 2019, n. 01-0814, p. 1-6, 2019.

YIĞİT, E. Introduction to plasma: History and Fundamental Parameters. *In*: YIĞİT, E. **Atmospheric and space sciences: ionospheres and plasma environments**. Cham: Springer International Publishing, 2018. v. 2, p. 1-19.

YOSHINARI, M. *et al.* Oxygen plasma surface modification enhances immobilization of simvastatin acid. **Biomedical Research**, Tokyo, v. 27, n. 1, p. 29-36, 2006a.

YOSHINARI, M. *et al.* Oxygen plasma surface modification enhances immobilization of simvastatin acid. **Biomedical Research**, Tokyo, v. 27, n. 1, p. 29-36, 2006b.

YOSHINARI, M.; MATSUZAKA, K.; INOUE, T. Surface modification by cold-plasma technique for dental implants-Bio-functionalization with binding pharmaceuticals. **Japanese Dental Science Review**, Amsterdam, v. 47, n. 2, p. 89-101, 2011.

YOUSEFPOUR, A.; HOJJATI, M.; IMMARIGEON, J. P. Fusion bonding/welding of thermoplastic composites. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, Thousand Oaks, v. 17, n. 4, p. 303-341, 2004.

ZAJÍČKOVÁ, L. *et al.* Deposition of protective coatings in rf organosilicon discharges. **Plasma Sources Science and Technology**, Bristol, v. 16, n. 1, p. S123-S132, 2007.

ZHAO, P. *et al.* Resistance welding of thermoplastic composites via a novel carbon nanofilm implant. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 328, p. 133125, 2022.

ZHAO, G. *et al.* Resistance welding of thermoplastic composites with nanofiber films prepared by electrospinning technique. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 251, p. 110473, 2023a.

ZHAO, G. *et al.* Resistance welding of thermoplastic composites with nanofiber films prepared by electrospinning technique. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 251, p. 110473, 2023b.

ZHAO, G. *et al.* Rotating gliding arc plasma: Innovative treatment for adhesion improvement between stainless steel heating elements and thermoplastics in resistance welding of composites. **Composites Part B: Engineering**, Oxford, v. 272, p. 111210, 2024.

ZHAO, Y. *et al.* The Effect of Surface Treatment on the Resistance Welding Technology for Carbon Fiber/Epoxy Resin Composites. **Applied Composite Materials**, Dordrecht, v. 31, n. 1, p. 201-221, 2024.

ZWEBEN, C. Materials: Composites. *In: Encyclopedia of Condensed Matter Physics*. 2. ed. Newtown Square: Academic Press, 2024. v. 5, p. 333-349.

ANEXO A- DATASHEET DA RESINA PEI

Toray Cetex® TC1000 Design PEI

TORAY
 Toray Advanced Composites

PRODUCT DATA SHEET

DESCRIPTION

Toray Cetex® TC1000 Design is a cost-effective, high-end thermoplastic composite, utilizing the amorphous PEI polymer for outstanding toughness and an inherently outstanding fire, smoke, and toxicity performance (< 15/15 OSU).

Mainly used in customer-qualified aircraft interior applications, Toray Cetex® TC1000 Design is a versatile material that guarantees efficient part production (< 3 minutes per cycle) at consistent quality. When used as a facesheet for sandwich panels, it results in a superior bond and an excellent surface quality without postprocessing. Toray Cetex® TC1000 Design performs exceptionally well in surface processes like bonding and coating.

Toray Cetex® Design is also an ideal choice for other applications with demanding fire performance requirements such as rail interiors. The material performs excellent in the most stringent categories of the European EN45545-2 standard.

Toray Cetex® TC1000 Design is available as a fabric prepreg, but is typically supplied in pre-consolidated reinforced thermoplastic laminates (RTLs) of varying thicknesses and lay-ups. Laminates and prepreps are available in gray, black, cream white, and natural (amber) resin colors. Additional colors are available upon request.

FEATURES

- ▶ Ideal for customer-qualified design programs
- ▶ Excellent FST performance (OSU < 15/15)
- ▶ Rapid processing with cycle times < 3 minutes
- ▶ Very low moisture absorption
- ▶ Range of surface textures available from gloss, matt, and anti-slip
- ▶ Broader color palette to include gray, black, cream white, and amber. Additional colors available upon request
- ▶ Good chemical resistance
- ▶ Indefinite shelf life at ambient temperature storage

PRODUCT TYPE

PEI (PolyEtherImide) Thermoplastic Resin System

TYPICAL APPLICATIONS

- ▶ Aircraft interiors: seat shells, ducting channels, galleys, trolleys
- ▶ Rail interiors
- ▶ Facesheets for structural sandwich panels
- ▶ Multiple material assemblies

TYPICAL NEAT RESIN PROPERTIES

Density (specific gravity)	1.27 g/cm ³ (79.2 lb/ft ³)
T _g (glass transition)	217°C (423°F)
T _m (melt)	N/A (amorphous)
T _p (processing)	320–350°C (610–660°F)

SHELF LIFE

Out Life:	Indefinite at ambient temperature storage
Frozen Storage Life:	Not applicable—product does not require freezing



Contact us for more information:

North America/Asia/Pacific

e explore@toraytac-usa.com

t +1 408 465 8500

Europe/Middle East/Africa

e explore@toraytac-europe.com

t +31 (0)548 633 933

Cetex®

TORAY_Cetex_TC1000-Design_PDS_v5_2021-01-15

Page 1/3

PRODUCT DATA SHEET

PHYSICAL PROPERTIES

Property	8 Harness Satin (EC9 Glass Woven Prepreg)	5 Harness Satin (FT300B Carbon Woven Prepreg)	Plain Weave (FT300B Carbon Woven Prepreg)
Fiber areal weight (FAW)	300 g/m ² (8.85 oz/yd ²)	280 g/m ² (8.26 oz/yd ²)	200 g/m ² (5.90 oz/yd ²)
Weight per ply (PAW)	450 g/m ² (13.27 oz/yd ²)	484 g/m ² (14.27 oz/yd ²)	346 g/m ² (10.20 oz/yd ²)
Resin content by weight (RC)	33%	42%	42%
Consolidated ply thickness (CPT)	0.24 mm (0.0094")	0.32 mm (0.0127")	0.23 mm (0.0091")
Density	1.91 g/cm ³ (118.9 lb/ft ³)	1.51 g/cm ³ (93.95 lb/ft ³)	1.51 g/cm ³ (93.95 lb/ft ³)
For the availability of other reinforcements, please contact Toray Advanced Composites			

MECHANICAL PROPERTIES

EC9 Glass 300gsm FAW 8HS Woven Fabric Reinforced Laminate 33% RC				
Property	Condition	Test Method	Result	
Tensile Strength 0°	RTD	EN2747-3	516 MPa	75 ksi
Tensile Modulus 0°	RTD	EN2747-3	25.0 GPa	3.6 Msi
Tensile Strength 90°	RTD	EN2747-3	442 MPa	64 ksi
Tensile Modulus 90°	RTD	EN2747-3	24.2 GPa	3.5 Msi
Compression Strength 0°	RTD	ASTM D 6641	613 MPa	89 ksi
Compression Modulus 0°	RTD	ASTM D 6641	29.2 GPa	4.2 Msi
Compression Strength 90°	RTD	ASTM D 6641	490 MPa	71 ksi
Compression Modulus 90°	RTD	ASTM D 6641	27.6 GPa	4.0 Msi
Flexural Strength 0°	RTD	ISO 178	781 MPa	113 ksi
Flexural Modulus 0°	RTD	ISO 178	24.5 GPa	3.6 Msi
Flexural Strength 90°	RTD	ISO 178	617 MPa	89 ksi
Flexural Modulus 90°	RTD	ISO 178	22.2 GPa	3.2 Msi
Data generated from a limited dataset Fabric style 7581 50% fiber by volume (Vf) Room Temperature Dry (RTD) at 23°C (73°F)				

Toray Cetex® TC1000 Design PEI

TORAY
Toray Advanced Composites

PRODUCT DATA SHEET

MECHANICAL PROPERTIES

Standard Modulus FT300B 3K Carbon 280gsm FAW 5HS Woven Fabric Reinforced Laminate 42% RC				
Property	Condition	Test Method	Result	
Flexural Strength 0°	RTD	ISO 178	880 MPa	128 ksi
Flexural Modulus 0°	RTD	ISO 178	49.7 GPa	7.2 Msi
Flexural Strength 90°	RTD	ISO 178	873 MPa	127 ksi
Flexural Modulus 90°	RTD	ISO 178	49.5 GPa	7.2 Msi

Data generated from a limited dataset
50% fiber by volume (Vf)
Room Temperature Dry (RTD) at 23°C (73°F)

FLAMMABILITY PROPERTIES

Test	Specification	Criteria	1 Ply of 7581 PEI Resin	2 Plies of 7581 PEI Resin	5 Plies of 7581 PEI Resin
Flammability	60-second vertical burn FAR 25.853 (a)	152 mm	PASS	PASS	PASS
Smoke Emission	ABD0031 (F)	150/200	PASS	PASS	PASS
Toxicity	ABD0031 (F)	Ds Max 4 min (Flaming/Non-Flaming) = 150	PASS	PASS	PASS
Heat Release	FAR 25.853 (d)	2-min Total HR (kW min/m²) = 65	5.6	2.7	4
		Peak HR (kW/m²) = 65	13.6	12.3	20

HANDLING SAFETY

Health and safety information on handling and processing Toray composite materials is described in the Safety Data Sheet available from Toray Advanced Composites. To obtain this or any other information about Toray Cetex® PEI thermoplastic composite materials, contact Toray Advanced Composites.

TORAY_Cetex_TC1000-Design_PDS_v5_2021-01-15 Page 3/3

© 2019–2021 Toray Advanced Composites. All data given is based on representative samples of the materials in question. Since the method and circumstances under which these materials are processed and tested are key to their performance, and Toray Advanced Composites has no assurance of how its customers will use the material, the corporation cannot guarantee these properties. Toray®, (Toray) AmberTool®, (Toray) Cetex®, (Toray) MicroPly®, and all other related characters, logos, and trade names are claims and/or registered trademarks of Toray Industries Inc. and/or its subsidiary companies in one or more countries. Use of trademarks, trade names, and other IP rights of Toray Industries Inc. without prior written approval by such is strictly prohibited.

TORAY

Toray Advanced Composites

18255 Sutter Blvd.
Morgan Hill, CA 95037, USA
t +1 408 465 8500

2450 Cordelia Road
Fairfield, CA 94534, USA
t +1 707 359 3400

G. van der Muelenweg 2
7443 RE Nijverdal, NL
t +31 (0)548 633 933

Cetex

www.toraytac.com

explore@toraytac-usa.com (North America/Asia/Pacific)
explore@toraytac-europe.com (Europe/Middle East/Africa)

ANEXO B- DADOS DA SOLDADORA



2.2. Características do equipamento

A prensa deverá ser capaz de soldar corpos de prova com as seguintes características:

- Comprimento corpo prova: 10, 20 e 30 cm
- Largura: 2, 3 e 4 cm
- Espessura: 3 a 5 mm

A força exercida sobre os corpos de prova para o processo de soldagem deverá ser configurável com valores indo de 40Kgf a 2280 Kgf . Este valor será fixo durante o processo de soldagem, ou seja, o valor especificado para um ensaio não será alterado durante a realização do ensaio. Este valor definirá o valor de pressão (Mpa) de acordo com a área dos corpos de prova listados acima.

A corrente fornecida para aquecimento da malha metálica deverá ser configurável com valores indo de 5 Amperes a 70 Amperes. Este valor será fixo durante o processo de soldagem, ou seja, o valor especificado para um ensaio não será alterado durante a realização do ensaio.

A tensão fornecida para aquecimento da malha metálica deverá ser configurável com valores indo de 5 Volts a 40 Volts. Este valor será fixo durante o processo de soldagem, ou seja, o valor especificado para um ensaio não será alterado durante a realização do ensaio.

A tensão e corrente acima poderão ser combinadas para se atingir valores de W/cm², de acordo com a área dos corpos de prova listados acima.

A fonte de alimentação pneumática será fornecida pelo contratante no local de instalação da prensa.

2.3. Software de Controle e Aquisição

O software de controle da prensa será executado em uma plataforma PC, com as seguintes características mínimas:

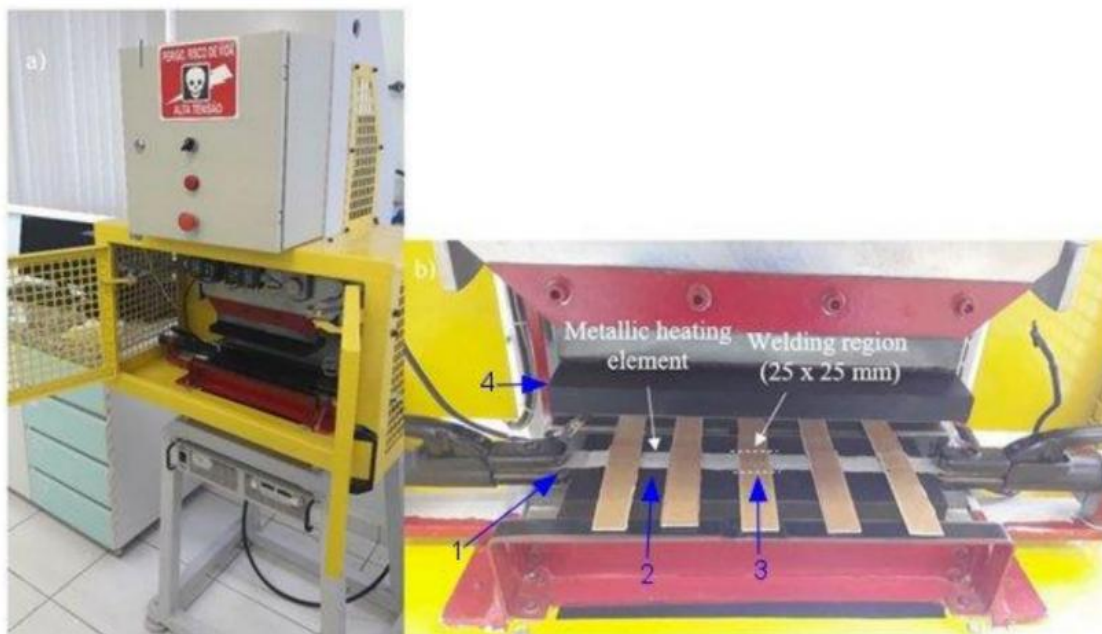
- Sistema operacional Windows 7;
- Processador 1,6 GHz Duo core;
- 2 GB de memória RAM;
- 160 GB de Hard Disk.

As configurações dos ensaios, serão realizadas por meio do software de controle da prensa, objeto de desenvolvimento deste projeto. Abaixo seguem as funcionalidades requeridas:

- Fornecer interface com o usuário para configuração dos dados de ensaio, sendo eles: força da prensa, corrente e tensão e tempos de prensagem e de soldagem;

Rua Búzios, 70 Chácaras Reunidas – São José dos Campos - SP
CEP: 12238-370 Tel: (12) 3019-0000
Site: www.aumek.com.br E-mail: aumek@aumek.com.br

APÊNDICE A- SOLDADORA: FALHAS DE PROJETO

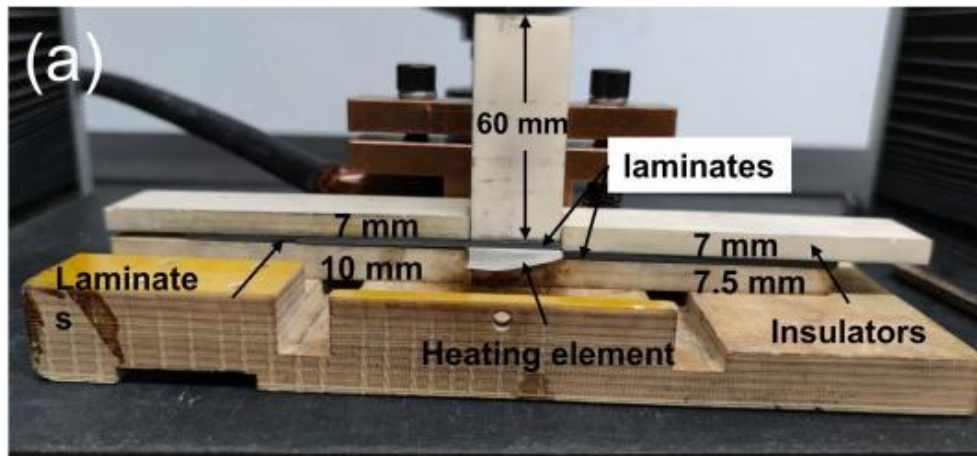


A análise crítica do equipamento de soldagem fabricado pela Aumek permitiu identificar quatro problemas principais no seu design atual, conforme indicado pelas marcações em azul:

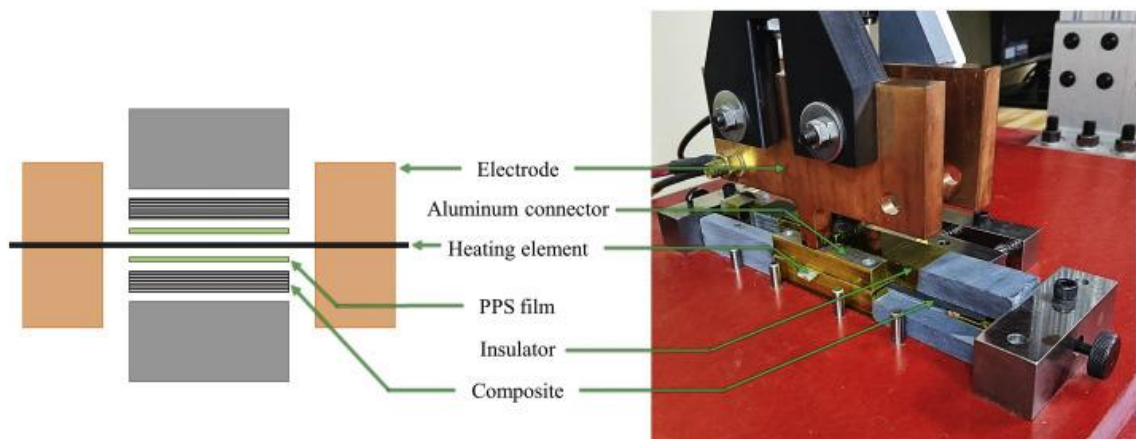
1. **Conectores do Elemento de Aquecimento (EA):** Os conectores atuais, embora cumpram as funções de transmissão de corrente e fixação do EA, possuem configuração fixa, sem ajuste de altura ou comprimento. Isso obriga o uso de um EA com comprimento padrão de 380 mm, independentemente do número de amostras a soldar, resultando em perdas de material superiores a 85% em soldagens de pequena escala. Além disso, o comprimento excessivo aumenta a resistência elétrica do circuito, exigindo uma corrente mais elevada do que a necessária para uma área útil menor, comprometendo a eficiência energética mesmo que uma densidade de potência semelhante possa ser teoricamente alcançada.
2. **Mesa da Soldadora:** A mesa, construída em material metálico revestido com tinta protetora, oferece uma proteção mais voltada para o equipamento em si do que uma efetiva barreira contra perdas térmicas. Essa ineficiência no isolamento resulta em dissipação de calor do EA para a estrutura, reduzindo a energia térmica disponível na interface de soldagem. Consequentemente, há prejuízo na eficiência da interação interfacial, com potenciais efeitos de borda e consolidação inadequada.

3. **Desnivelamento da Mesa:** A mesa apresenta um desnivelamento inerente que corresponde à espessura das amostras sobrepostas, sem mecanismos de correção ou ajuste de alinhamento. Essa falta de planicidade dificulta uma sobreposição precisa e uniforme dos materiais, fator que impacta diretamente a qualidade e a resistência final da junta soldada (LSS).
4. **Célula de Carga:** Fabricada no mesmo material da base, a célula de carga replica o problema de perdas térmicas por falta de isolamento eficaz. Suas dimensões também são problemáticas para o controle preciso da pressão aplicada. A área de atuação da célula é desproporcional à região típica de soldagem (12,7 a 25 mm de comprimento), fazendo com que a pressão se distribua para além da junta. Este projeto é mais adequado para ensaios que utilizam todo o comprimento do EA (como ENF ou DCB), sendo ineficiente para garantir uma distribuição homogênea de pressão em soldagens de trechos curtos ou em um número reduzido de amostras.

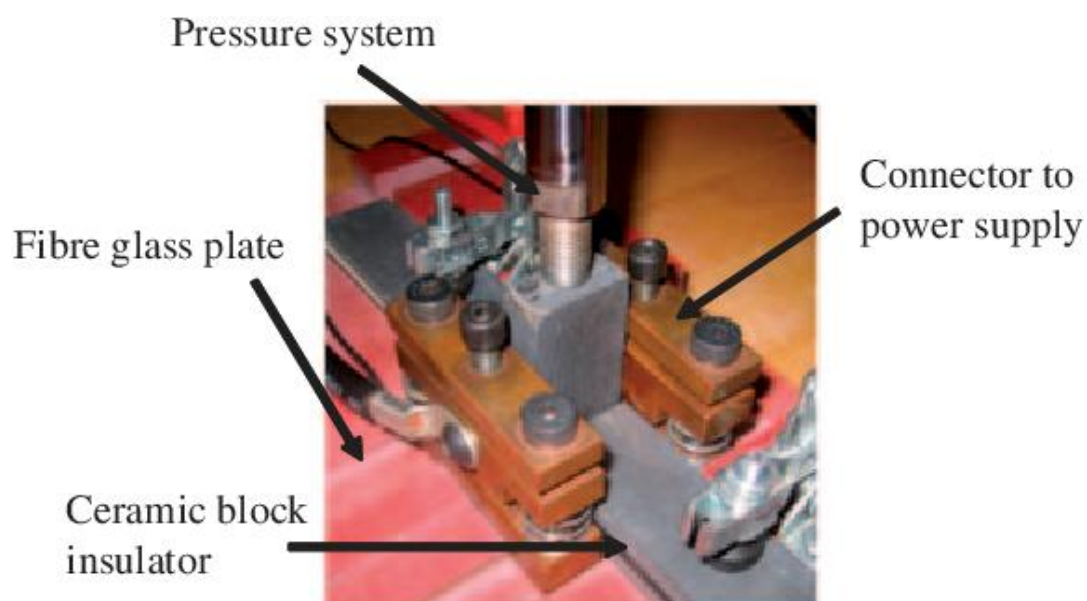
APÊNDICE B- SOLDADORAS DA LITERATURA



Fonte: Adaptado de Zhao *et al.* (2024)



Fonte: Rohart; Laberge Lebel; Dubé (2020).



Fonte: Rohart; Laberge Lebel; Dubé (2020).

DADOS CURRICULARES

IDENTIFICAÇÃO	
	Luís Felipe Barbosa Marques
Nacionalidade	brasileira
Nome em citações bibliográficas:	Marques, Luís Felipe Barbosa Marques, L. F. B. Barbosa Marques, L. F.
Curriculo Lattes	http://lattes.cnpq.br/6513029654496572
ORCID	https://orcid.org/0000-0002-7123-474X
Research Gate	https://www.researchgate.net/profile/Luis-Barbosa-Marques
FORMAÇÃO ACADÊMICA	
2011/2016	Tecnologia em Processos Metalúrgicos – Tecnólogo Fatec- Faculdade de Tecnologia de Pindamonhangaba
2018/2020	Pós-graduação em Engenharia Mecânica Aplicada a Materiais – Mestrado Unesp- Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, campus de Guaratinguetá.
PRODUÇÃO BIBLIOGRÁFICA	
MARQUES, L. F.; REIS, J. F.; DOS SANTOS, T.; LUCAS, R.; SALES-CONTINI, R. C.; MOTA, R.; BOTELHO, E.; HEIN, L. R. Surface treatments for polymer composite welding: A systematic review. <i>Journal of Thermoplastic Composite Materials</i>, 2025 (em revisão por pares). MORAES, C. E.; ALVES, F. C.; DA SILVA, L. C.; MARQUES, L. F.; MOTA, R.; COSTA, M.; BOTELHO, E. Enhancing surface activation in unidirectional carbon fiber/epoxy composites through low-temperature plasma. <i>ACS Omega</i>, manuscrito submetido para publicação, 2025 (em revisão	

por pares).

MARQUES, L. F.; MOTA, R.; BOTELHO, E. et al.

Enhancing the resistance welding of GF/PEI composites via PECVD-deposited HMDSO coating on heating element. *ACS Omega*, manuscrito submetido para publicação, 2025 (em revisão por pares).

LUCAS, RAFAEL RESENDE ; DE CÁSSIA MENDONÇA SALES-CONTINI, RITA ; **Marques, Luis Felipe Barbosa** ; REIS, JONAS FRANK ; ABRAHÃO, ANA BEATRIZ RAMOS MOREIRA ; BOTELHO, EDSON COCCHIERI ; MOTA, ROGÉRIO PINTO . Characterization of the hybrid joint between AA2024-T3 alloy and thermoplastic composite obtained by oxy-fuel welding (OFW). **Aims Materials Science**, v. 11, p. 585-601, 2024.

LUCAS, RAFAEL RESENDE ; **Marques, Luis Felipe Barbosa** ; HEIN, LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA ; BOTELHO, EDSON COCCHIERI ; MOTA, ROGÉRIO PINTO . Experimental Design of the Adhesion between a PEI/Glass Fiber Composite and the AA1100 Aluminum Alloy with Oxide Coating Produced via Plasma Electrolytic Oxidation (PEO). **Ceramics-Switzerland**, v. 7, p. 596-606, 2024.

FRANK REIS, JONAS ; CINTRA, I. L. R. ; MARQUES, L. F. B. ; Ferrandini, P. L. ; ABRAHÃO, A. B. M. ; LIMA, M. S. F. ; BOTELHO, E. C. . Study on YB-laser welding applied on aluminum/polymer composites. **JOURNAL OF ADHESION SCIENCE AND TECHNOLOGY** , v. 1, p. 1-22, 2023.

OLIVEIRA, V. S. ; LUCAS, R. R. ; CARVALHO, T. P. ; MARQUES, L. F. B. ; REIS, J. F. ; ABRAHÃO, A. B. R. M. ; BOTELHO, E. C. . Development of the Oxyacetylene Welding Process for PEI/Glass Fiber Laminates. **WELDING JOURNAL**, v. 100, p. 1s-6s, 2021.

REIS, JONAS FRANK ; MARQUES, L. F. B. ; ABRAHÃO, A. B. M. ; NAKAZATO, R. Z. ; BOTELHO, E. C. . Feasibility study of the Oxy Fuel Gas Welding (OFW) process in AA2024-T3 and GF/PEI composite hybrid joint. **Welding in the World**, v. n/a, p. 1-16, 2021.

BARBOSA MARQUES, LUÍS FELIPE; FRANK REIS, JONAS ; RAMOS MOREIRA ABRAHÃO, ANA BEATRIZ ; OLIVEIRA HEIN, LUIS ROGÉRIO D ; COCCHIERI BOTELHO, EDSON ; COSTA, MICHELLE L . Interfacial, mechanical, and thermal behavior of PEI/glass fiber welded joints influenced by hygrothermal conditioning. **JOURNAL OF COMPOSITE MATERIALS**, v. 1, p. 002199832110558, 2021

PARTICIPAÇÃO EM BANCAS E ORIENTAÇÕES
Bancas de trabalhos de conclusão
Ferrandini, P. L.; SANTOS, T. S. R.; Marques, Luis Felipe Barbosa. Participação em banca de João Marcelo Mendes De Carvalho. Mapeamento dos efeitos de uma impressão Vickers em três materiais diferentes. 2024. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) - UNESP- campus de Guaratinguetá. Hein, L. R. O.; Rangel, A. L. R.; Marques, Luis Felipe Barbosa. Participação em banca de Julia Fernandes Imakawa. Efeitos da aplicação de ciclos de tratamentos térmicos na microestrutura da liga reciclada de Ti 4Al-4V. 2024. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) - Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho. Hein, L. R. O.; Rangel, A. L. R.; Marques, Luis Felipe Barbosa. Participação em banca de Vitor Imakawa Silva. Influência de ciclos de tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas na liga Ti-6Al-4V. 2024. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho. Ferrandini, P. L.; MARQUES, L. F. B.; Nakazato, R. Z.. Participação em banca de Lucca Bazi Vaggione. Influência dos parâmetros de soldagem FSW no comportamento mecânico da liga de alumínio AA1100. 2023. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) - Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho.
Orientações
Luís Felipe Barbosa Marques. Desenvolvimento de uma soldadora de materiais poliméricos por resistência elétrica. Início: 2024 - Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico. (Orientador).
PARTICIPAÇÃO EM EVENTOS CIENTÍFICOS

B-MRS Meeting 2025 – SBPMat. Effect of PECVD Plasma Surface Treatments on Resistance Welding of PEI/Fiberglass Composites. 2025. (Congresso).

B-MRS Meeting 2024 - SBPMat. Application of HMDSO film by PECVD for improvement of composite joints welded by electrical resistance. 2024. (Congresso).

VIII Workshop de Pós-graduação em Engenharia. Aprimoramento de soldagem de materiais compósitos por plasma. 2024. (Workshop).

VII Workshop da Pós-graduação em Engenharia. SOLDADORA DE MATERIAIS COMPÓSITOS: AVALIAÇÃO DE PROBLEMAS E ESTRATÉGIAS DE MELHORIA. 2023. (Workshop).

XLIV CBrAVIC- Congresso Brasileiro de Aplicações de Vácuo na Indústria e na Ciência. Application of HMDSO via PIID for improvement in resistance welded joints. 2023. (Congresso).