

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA – UNESP
Faculdade de Engenharia e Ciências - Campus de Guaratinguetá

CARLOS ALBERTO GONÇALVES DE CAMPOS

**INFLUÊNCIA DA ORIENTAÇÃO DAS FIBRAS NA SOLDAGEM DE
LAMINADOS FIBRAS DE CARBONO/PAEK**

Guaratinguetá/SP

2025



CARLOS ALBERTO GONÇALVES DE CAMPOS

**INFLUÊNCIA DA ORIENTAÇÃO DAS FIBRAS NA SOLDAGEM DE
LAMINADOS FIBRAS DE CARBONO/PAEK**

Dissertação apresentada à Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia e Ciências, Guaratinguetá, para obtenção do título de Grau acadêmico Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Materiais

Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho.

Coorientadores: Prof. Dra. Michelle Leali Costa e Dr. Luis Felipe de Paula Santos.

Guaratinguetá/SP

2025

C198i

Campos, Carlos Alberto Gonçalves de
Influência da orientação das fibras na soldagem de laminados fibras de carbono/PAEK / Carlos Alberto Gonçalves de Campos - Guaratinguetá, 2025.

110 f : il.

Bibliografia: f. 83-94

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, 2025.

Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho

Coorientadores: Prof^ª. Dr^ª. Michelle Leali Costa

Prof. Dr. Luis Felipe de Paula Santos

1. Termoplásticos. 2. Compósitos poliméricos.
3. Fibras de carbono. I. Título.

CDU 678.073(043)

Luciana Máximo

Bibliotecária/CRB-8 3595

IMPACTO POTENCIAL DESTA PESQUISA

A presente pesquisa revela um potencial impacto científico e tecnológico ao contribuir para o avanço do conhecimento sobre processos de soldagem por resistência elétrica em compósitos termoplásticos. A técnica permite substituir métodos tradicionais por um processo eficiente e ambientalmente favorável, associado ao potencial de reciclagem das matrizes termoplásticas, alinhando-se assim ao ODS 9.

POTENTIAL IMPACT OF THIS RESEARCH

This research reveals a potential scientific and technological impact by contributing to the advancement of knowledge about electrical resistance welding processes in thermoplastic composites. The technique allows traditional methods to be replaced by an efficient and environmentally friendly process, associated with the recycling potential of thermoplastic matrices, thus aligning with SDG 9.

CARLOS ALBERTO GONÇALVES DE CAMPOS

**INFLUÊNCIA DA ORIENTAÇÃO DAS FIBRAS NA SOLDAGEM DE LAMINADOS
FIBRAS DE CARBONO/PAEK.**

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

Data da defesa: 31/10/2025

Banca Examinadora:


Prof. Dr. EDSON COCCHIERI BOTELHO
Orientador - UNESP


Prof. Dra. ANA PAULA ROSIFINI ALVES
UNESP


Prof. Dr. GUILHERME FERREIRA DE MELO MORGADO
IPT

Dedico a Nathalia L. Schiavon, por todo o amor e incentivo, e também à memória de Nicolau, cujo carinho e alegria sempre serão lembrados.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por ter me dado saúde e forças para superar cada desafio ao longo dessa jornada, e por me mostrar que tudo ocorre em seu devido tempo.

A minha companheira de vida, *Nathalia L. Schiavon*, por toda paciência, carinho e por saber que sempre poderei contar com você ao meu lado, na saúde e na doença. A você, meu eterno amor.

Aos meus pais, *Flávio G. Campos* e *Maria C. Silva*, por todo o suporte e por sempre estarem ao meu lado, me mostrando que o lado humano vem sempre em primeiro lugar, e que com fé e dedicação, sempre podemos alcançar nossos objetivos. Vocês são e sempre serão meus exemplos e fonte de inspiração.

Aos meus irmãos, *Maria Flávia* e *João Pedro G. Campos*, por todo o incentivo apoio e, principalmente, por sempre estarem presente, independente da distância.

Aos meus animais de estimação, *Pandora*, *Leia* e *Nicolau (in memoriam)*, pela companhia ao longo das noites de estudo e por sempre me receberem com tanto carinho, alegrando meus dias.

Aos meus orientadores, *Prof Dr Edson Cocchieri Botelho*, *Prof^{ta} Dr^a Michelle Leali Costa* e *Dr Luis Felipe de Paula Santos*, por todas as orientações e ensinamentos, tanto profissional quanto pessoal, durante o desenvolvimento do trabalho, além de todo o carinho e acolhimento no grupo de pesquisa.

A *Prof^{ta} Dr^a Ana Paula Rossifini*, por todo o carinho e receptividade, ao me apresentar a FEG/UNESP em 2017 e, novamente em 2023, por me abrir as portas da Pós-Graduação.

Aos amigos da pós-graduação, *Carlos Moraes*, *Fillip Cortat*, *Gabriel Feres*, *Isabela Rodrigues*, *Fernando Guimarães*, *Celson Mello*, *Lucas Cortat*, *Luís Felipe Marques*, *Jonas Frank*, *Tuane S. Santos*, *Gustavo Carvalho*, *Murilo A.*, *Jasmine Keise*, *Rita Rangel* e *Marielle Batista*, por todo o companheirismo.

Ao *Carlos L. Leutewiler* e a empresa *Teijin Carbon America* pela doação dos *semipregs* utilizados para a realização desta dissertação de mestrado.

À CAPES, FINEP, ANP-PRH 34, FAPESP e MCTI, pelo suporte financeiro para o desenvolvimento deste trabalho.

A FEG/UNESP e a todos os professores e funcionários que contribuíram, direta ou indiretamente, para minha formação, tanto acadêmica quanto pessoal.

Por fim, a todos aqueles que, apesar de não terem tido seus nomes citados, contribuíram e fizeram parte dessa etapa da minha vida.

“Você nunca sabe que resultados virão da sua ação. Mas se você não fizer nada, não existirão resultados.”

Mahatma Gandhi

“O conhecimento é a única riqueza que ninguém pode nos tirar e que nos acompanhará por toda a vida.”

Flávio G. Campos

APOIO FINANCEIRO

O presente trabalho foi realizado com apoio da Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (ANP), por meio do Programa de Recursos Humanos (PRH) 34 (FEG/UNESP), e da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP), concedido por meio dos Processos nº 2024/12529-0 e 2025/18638-9.

RESUMO

A utilização de compósitos poliméricos em projetos estruturais tem aumentado significativamente nas últimas décadas, conduzindo a avanços nas tecnologias de fabricação, processamento e no desenvolvimento de materiais multifuncionais com maior versatilidade em relação aos materiais convencionais de engenharia. Esses materiais estão atraindo um interesse especial na indústria de petróleo e gás, porém, um dos principais desafios associados à utilização em projetos estruturais relaciona-se à união efetiva na integração de componentes. Nesse cenário, o presente trabalho avaliou a influência da orientação das fibras na soldagem por resistência elétrica de laminados CF/PAEK, nas arquiteturas $[0]_{12}$, $[90]_{12}$ e $[0/90]_6$, estabelecendo condições e faixas de parâmetros de soldagem adequadas por meio de técnicas de caracterizações térmicas, mecânicas e morfológicas. As caracterizações térmicas indicaram que o perfil térmico do *semipreg* é condizente com o descrito na literatura. O grau de cristalinidade do material processado (~18%) não foi impactado pelo resfriamento nas taxas de 5°C/min, 10°C/min e 20°C/min. Os resultados das análises termomecânicas (TMA) evidenciaram a influência da orientação das fibras na variação dimensional dos laminados, com maior deformação observada na arquitetura $[0]_{12}$. Por outro lado, as análises dinâmico-mecânica (DMA) indicaram um aumento (~13%) no módulo de armazenamento devido a soldagem com malha metálica, enquanto a associação do filme intermediário de PAEK no processo preservou a rigidez próxima à do laminado consolidado. Observou-se ainda que o processo de soldagem não alterou a T_g do material (~155 °C), confirmando a elevada estabilidade térmica do CF/PAEK. Os resultados de *Lap Shear* (LSS) destacaram a influência da orientação das fibras na resistência ao cisalhamento das amostras soldadas, com a arquitetura $[0]_{12}$ apresentando maior dispersão nos resultados devido ao efeito de borda mais acentuado ($(4,96 \pm 2,85)$ MPa). Os mecanismos de falhas observados nessa condição foram majoritariamente interlaminares. Com a incorporação do filme, a resistência média ao cisalhamento aumentou em 354,2%, enquanto as dispersões diminuíram em 75,4%. Quanto aos mecanismos de falhas, somente a arquitetura $[0/90]_6$ sofreu alteração, passando de interlaminar para predominantemente intralaminar, sendo essa considerada uma falha ideal em processos de união em compósitos. Esses resultados evidenciam a influência da orientação das fibras no processo de soldagem e na qualidade final da união, sugerindo a necessidade de otimização dos parâmetros em função da arquitetura.

Palavras-chave: Compósitos termoplásticos; PAEK/Fibras de carbono; Soldagem por resistência elétrica; Orientação de fibras; Propriedades térmicas e mecânicas.

ABSTRACT

The use of polymer composites in structural designs has increased significantly over the past decades, leading to advances in manufacturing and processing technologies, as well as in the development of multifunctional materials with greater versatility compared to conventional engineering materials. These materials have attracted particular interest in the oil and gas industry, however, one of the main challenges associated with their use in structural applications lies in achieving effective bonding during the integration of components. In this context, the present work evaluated the influence of fiber orientation on the resistance welding of CF/PAEK laminates with $[0]_{12}$, $[90]_{12}$, and $[0/90]_6$ architectures, establishing suitable welding conditions and parameter ranges through thermal, mechanical, and morphological characterization techniques. Thermal analyses indicated that the thermal profile of the semipreg was consistent with that reported in the literature. The degree of crystallinity of the processed material (~18%) was not affected by cooling rates of 5 °C/min, 10°C/min and 20 °C/min. Thermomechanical analysis (TMA) results evidenced the influence of fiber orientation on the dimensional variation of the laminates, with greater deformation observed in the $[0]_{12}$ architecture. On the other hand, dynamic mechanical analysis (DMA) showed an increase of approximately 13% in storage modulus due to welding with a metallic mesh, while the incorporation of an intermediate PAEK film in the process preserved the stiffness close to that of the consolidated laminate. It was also observed that the welding process did not alter the glass transition temperature (T_g) of the material (~155 °C), confirming the high thermal stability of CF/PAEK. Lap shear test results highlighted the influence of fiber orientation on the shear strength of welded samples, with the $[0]_{12}$ architecture showing greater dispersion in the results due to a more pronounced edge effect ($4,96 \pm 2,85$ MPa). The failure mechanisms observed under this condition were predominantly interlaminar. With the incorporation of the PAEK film, the average shear strength increased by 354,2%, while the dispersions decreased by 75,4%. Regarding failure mechanisms, only the $[0/90]_6$ architecture exhibited a transition from interlaminar to predominantly intralaminar failure, which is considered an ideal failure mode in composite joining processes. These results demonstrate the influence of fiber orientation on the welding process and the final joint quality, suggesting the need for parameter optimization according to the laminate architecture.

Keywords: Thermoplastic composites; Carbon Fiber/PAEK; Resistance welding; Fiber orientation; Thermal and mechanical properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Sequência esquemática das etapas do trabalho.....	21
Figura 2 - Painéis bidimensionais empilhados em um compósito laminado.....	22
Figura 3 - Pontos chaves das ODS 7, 9 e 13 no setor de petróleo e gás.....	25
Figura 4 - Estrutura esquemática de um tubo termoplástico reforçado (RTP).....	26
Figura 5 - Sistema de flutuação de corda de pouso com módulo de flutuação e colares de parada em um tubo de perfuração.	27
Figura 6 - Estrutura molecular do poli(aril éter cetona).	28
Figura 7 - Etapas envolvidas na moldagem por compressão a quente.	29
Figura 8 - Etapas de processamento via moldagem por compressão a quente.....	30
Figura 9 - Mecanismos básicos na formação do compósito termoplástico.	31
Figura 10 - Técnicas de união em compósitos.	32
Figura 11 - Rede de co-ocorrência por palavras-chaves na soldagem de termoplásticos.	33
Figura 12 - Resistência ao cisalhamento (LSS) de juntas soldadas em diferentes tempos.	35
Figura 13 - Desenho esquemático da malha de aço inoxidável.....	36
Figura 14 - Resistência ao cisalhamento (LSS) de compósitos com diferentes malhas.....	36
Figura 15 - Desenho esquemático de um sistema de soldagem por resistência elétrica.	37
Figura 16 - Dimensões recomendadas para os CPs - ensaio de <i>lap shear</i>	38
Figura 17 - Tipos de mecanismos de falha no ensaio <i>lap shear</i>	38
Figura 18 - Prensa hidráulica da Carver – CMV100H-15-X.	43
Figura 19 - Ciclo de processamento dos laminados de CF/PAEK.....	44
Figura 20 - Laminado consolidado - [0] ₁₂	44
Figura 21 - Filme de PAEK.....	45
Figura 22 - Sistema experimental de soldagem utilizado.....	46
Figura 23 - <i>Setup</i> experimental para o ensaio de <i>Lap Shear</i> (LSS) e amostra soldada de <i>semipreg</i> de CF/PAEK.	48
Figura 24 - Dispositivo de ensaio CST: (a) desenho esquemático do dispositivo e (b) <i>setup</i> experimental.	49
Figura 25 - Resultados da inspeção por ultrassom – laminado [0] ₁₂	51
Figura 26 - Resultados da inspeção por ultrassom – laminado [90] ₁₂	52
Figura 27 - Curva TGA/DTG do <i>semipreg</i> de CF/PAEK em atmosfera de ar sintético.	53
Figura 28 - Curva TGA/DTG do filme de PAEK em atmosfera de ar sintético.	53
Figura 29 - Curvas de DSC do 2º aquecimento do <i>semipreg</i> de CF/PAEK nas taxas de resfriamento de 5°C/min, 10°C/min e 20°C/min.....	55

Figura 30 - Curvas DSC do filme de PAEK nas taxas resfriamento de (a) 10°C/min e (b) 20°C/min.....	56
Figura 31 - DMA do CF/PAEK [0] ₁₂ consolidado e soldados: (a) módulo de armazenamento; (b) módulo de perda; e (c) fator de amortecimento.	57
Figura 32 - DMA do CF/PAEK [90] ₁₂ SM e SMF: (a) módulo de armazenamento, (b) módulo de perda e (c) fator de amortecimento.	60
Figura 33 - DMA do CF/PAEK [0/90] ₆ SM e SMF: (a) módulo de armazenamento, (b) módulo de perda e (c) fator de amortecimento.	61
Figura 34 - Curva de deformação térmica <i>versus</i> temperatura das amostras de CF/PAEK consolidadas nas arquiteturas [0] ₁₂ (azul), [90] ₁₂ (verde) e [0/90] ₆ (vermelha).	62
Figura 35 - Curva de deformação térmica <i>versus</i> temperatura das amostras de CF/PAEK (a) SM e (b) SMF: [0] ₁₂ (azul), [90] ₁₂ (verde) e [0/90] ₆ (vermelha).....	64
Figura 36 - Resultados de <i>lap shear</i> para SM e SMF nas diferentes arquiteturas.....	65
Figura 37 - Inspeção visual das amostras CF/PAEK SM após ensaio de LSS: (a) [0] ₁₂ , (b) [90] ₁₂ e (c) [0/90] ₆	68
Figura 38 - Inspeção visual das amostras CF/PAEK SMF após ensaio de LSS: (a) [0] ₁₂ ; (b) [0/90] ₆ ; e (c) [90] ₁₂	70
Figura 39 - Resultados de CST para SMF e amostras consolidadas nas diferentes arquiteturas.	71
Figura 40 - Seção de solda de amostra [0] ₁₂ SM: (a) macrografia e (b) micrografia em campo escuro.....	74
Figura 41 - Seção de solda de amostra CF/PAEK [0/90] ₆ SM: (a) macrografia e (b) micrografia em campo escuro.	75
Figura 42 - Seção de solda de amostra CF/PAEK [90] ₁₂ SM: (a) macrografia e (b) micrografia em campo escuro.	76
Figura 43 - Seção de solda de amostra CF/PAEK [0] ₁₂ SMF: (a-c) micrografias em campo escuro e (d) macrografia.....	77
Figura 44 - Macrografias da seção de solda de amostra [0/90] ₆ SMF.....	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Principais propriedades do <i>semipreg</i> CF/PAEK.	40
Tabela 2 - Condições de operação da soldadora utilizada.	46
Tabela 3 - Especificações da malha metálica de aço inox AISI 304.	47
Tabela 4 - Parâmetros de soldagem utilizados.	47
Tabela 5 - Temperatura de fusão (T_m), entalpia de fusão e grau de cristalinidade do <i>semipreg</i> de CF/PAEK nas taxas de resfriamento de: (a) 5°C/min, (b) 10°C/min e (c) 20°C/min.	55
Tabela 6 - Temperatura de fusão (T_m), entalpia de fusão e grau de cristalinidade do filme de PAEK nas taxas de resfriamento de: (a) 10°C/min e (b) 20°C/min.	56
Tabela 7 - Resultados de E' , E'' e $\tan \delta$ obtidos por DMA para amostras consolidadas, SM e SMF nas diferentes orientações.	60
Tabela 8 - Coeficientes de expansão térmica (CTE) e T_g obtidas por TMA para amostras de CF/PAEK consolidadas e soldadas nas diferentes arquiteturas.	63
Tabela 9 – ANOVA <i>two-way</i> : Teste de Tukey ($\alpha = 0,05$) para o fator Arquitetura – <i>Lap Shear</i>	65
Tabela 10 - ANOVA <i>two-way</i> : Teste de Tukey ($\alpha = 0,05$) para o fator Condição – <i>Lap Shear</i>	65
Tabela 11 - ANOVA <i>two-way</i> : Comparações múltiplas de Tukey ($\alpha = 0,05$) para a interação entre Arquitetura e Condição – <i>Lap Shear</i>	66
Tabela 12 - Mecanismos de falha observados no ensaio de LSS para amostras de CF/PAEK SM e SMF em diferentes orientações.	67
Tabela 13 - ANOVA <i>two-way</i> : Teste de Tukey ($\alpha = 0,05$) para o fator Arquitetura – CST.	72
Tabela 14 - ANOVA <i>two-way</i> : Teste de Tukey ($\alpha = 0,05$) para o fator Condição – CST.	72
Tabela 15 - ANOVA <i>two-way</i> : Comparações múltiplas de Tukey ($\alpha = 0,05$) para a interação entre Arquitetura e Condição – CST.	72

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	<i>American Society for Testing Materials</i>
CF	<i>Carbon Fiber</i> - Fibra de carbono
CMC	Compósitos de matriz cerâmica
CMM	Compósitos de matriz metálica
CMP	Compósitos de matriz polimérica
CST	<i>Compression shear test</i> - Cisalhamento interlaminar por compressão
d.d.p.	Diferença de potencial elétrico
DMA	Análise dinâmico-mecânica
DMT	Departamento de Materiais e Tecnologia
DSC	<i>Differential Scanning Calorimetry</i> - Calorimetria exploratória diferencial
FEG	Faculdade de Engenharia e Ciências – Câmpus de Guaratinguetá/SP
GF	<i>Glass Fiber</i> – Fibra de vidro
IPT	Instituto de Pesquisas Tecnológicas
LEL	Laboratório de Estruturas Leves – São José dos Campos/SP
LSS	<i>Lap shear strength test</i> - Ensaio de tração cisalhante
MCTIC	Ministério da Ciência, Tecnologia, Inovações e Comunicações
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia óptica
ODS	Objetivos de Desenvolvimento Sustentáveis
ONU	Organização das Nações Unidas
PAEK	Poli(aril éter cetona)
PEEK	Poli(éter éter cetona)
PEI	Poli(éter imida)
RTP	<i>Reinforced Thermoplastic Pipes</i> – Tubos termoplásticos reforçados
SM	Laminado soldado com malha AISI304
SMF	Laminado soldado com malha AISI304 e filme intermediário de PAEK.
TGA	<i>Thermogravimetric Analysis</i> – Análise Termogravimétrica
TMA	<i>Thermomechanical analysis</i> – Análise termomecânica
UNDP	<i>United Nations Development Programme</i>
UNESP	Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”

LISTA DE SÍMBOLOS

$\Delta H_{100\%}$	Entalpia de fusão do PEEK 100% cristalino
ΔH_f	Entalpia de fusão
A	Ampere
E'	Módulo de armazenamento
E''	Módulo de perda
I	Intensidade de corrente elétrica [A];
J	Joule
Q	Calor gerado [J]
R	Resistência elétrica [Ω]
t	Tempo em segundos [s]
$\tan \delta$	Fator de amortecimento
T _g	Temperatura de transição vítrea
T _m	Temperatura de fusão
V	Tensão elétrica
V	Tensão elétrica
X _c	Grau de cristalinidade
Ω	Ohms
w	Fração mássica de matriz
σ_{app}	Cisalhamento interlaminar aparente
P _{eff}	Carga aplicada efetiva
P _{tot}	Força aplicada total
R _d	raio do braço móvel

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	17
1.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS	17
1.2	OBJETIVO	19
1.2.1	Objetivo Geral	19
1.2.2	Objetivos Específicos	19
1.3	MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVA	20
1.4	METODOLOGIA UTILIZADA	20
2	REVISÃO DA LITERATURA.....	22
2.1	MATERIAIS COMPÓSITOS	22
2.1.1	Compósitos termoplásticos no setor de petróleo e gás	24
2.2	POLI(ARIL ÉTER CETONA) (PAEK)	28
2.3	MOLDAGEM POR COMPRESSÃO A QUENTE	29
2.4	TÉCNICAS DE UNIÃO EM COMPÓSITOS	31
2.4.1	Soldagem por resistência elétrica	34
2.4.2	Ensaio de tração cisalhante - <i>Lap shear strength</i> (LSS)	37
3	MATERIAIS E MÉTODOS	40
3.1	MATERIAIS.....	40
3.2	ANÁLISES TÉRMICAS.....	40
3.2.1	Análise termogravimétrica (TGA)	41
3.2.2	Calorimetria exploratória diferencial (DSC)	41
3.2.3	Análise Dinâmico-mecânica (DMA)	42
3.2.4	Análise Termomecânica (TMA)	42
3.3	PROCESSAMENTO DOS LAMINADOS: MOLDAGEM POR COMPRESSÃO A QUENTE	42
3.4	PREPARAÇÃO E PROCESSAMENTO DOS FILMES DE PAEK	45
3.5	SISTEMA DE SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA	46

3.5.1	Elemento resistivo e parâmetros de soldagem	47
3.6	ENSAIOS MECÂNICOS	47
3.6.1	Ensaio de Lap shear strength (LSS)	48
3.6.2	Cisalhamento interlaminar por compressão (CST)	48
3.6.3	Análise estatística dos dados de resultados de LSS e CST.	49
3.7	ANÁLISE MICROSCÓPICA E FRACTROGRÁFICA DAS AMOSTRAS SOLDADAS.....	50
4	RESULTADOS OBTIDOS.....	51
4.1	INSPEÇÕES POR ULTRASSOM	51
4.2	CARACTERIZAÇÕES TÉRMICAS DOS MATERIAIS	52
4.2.1	Análise dinâmico-mecânica (DMA)	56
4.2.2	Análise termomecânica (TMA)	61
4.3	LAP SHEAR (LSS) E INSPEÇÃO VISUAL	65
4.4	CISALHAMENTO INTERLAMINAR POR COMPRESSÃO (CST).....	71
4.5	MICROSCOPIAS E ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS	74
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	79
5.1	CONCLUSÕES	80
5.1.1	Sugestões para trabalhos futuros	81
5.2	PRODUÇÃO TÉCNICO-CIENTÍFICA GERADA DURANTE O PERÍODO.....	81
5.2.1	Produções científicas em desenvolvimento	81
5.2.2	Trabalhos submetidos em periódicos	81
5.2.3	Trabalhos publicados em congressos	81
	REFERÊNCIAS	83
	APÊNDICE A – DETALHAMENTO DE COTAS DOS CP’s NOS LAMINADOS.....	95
	APÊNDICE B – INSPEÇÃO VISUAL DAS SEÇÕES DE UNIÕES (LAP SHEAR).....	97
	DADOS CURRICULARES.....	109

1 INTRODUÇÃO

Neste capítulo, será abordada uma breve contextualização acerca da utilização dos materiais compósitos no setor industrial, seguida da motivação para o desenvolvimento desta dissertação, seus objetivos gerais e específicos, assim como a metodologia de organização da mesma.

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Com a definição da Agenda de 2030 da Organização das Nações Unidas (ONU), diversos setores estão intensificando investimentos em iniciativas que mitiguem o impacto ambientais de suas atividades (MCTIC, 2019; ORGANIZAÇÃO DAS NAÇÕES UNIDAS, 2024). Nesse contexto, a aplicação de compósitos poliméricos tem se destacado como uma alternativa promissora visando atender os objetivos e metas estipuladas para a transição energética e da sustentabilidade no setor industrial.

A elevada necessidade de materiais de alto desempenho estrutural impulsionada pelos interesses das indústrias de petróleo e gás, aeronáutica e espacial, atrelada à necessidade de reduzir as emissões de carbonos, impulsionou o desenvolvimento de materiais avançados que suprissem essas demandas (LEON *et al.*, 2021; OLIVEIRA *et al.*, 2009; PARDINI; NETO, 2016). Em particular, para a indústria de petróleo e gás, empresas como a Petrobras, Strohm e Exxon Mobil estão expandindo o desenvolvimento e a aplicação de compósitos avançados de matrizes termoplásticas na manufatura de componentes estruturais em suas plantas *offshore* e *onshore*, desde linhas de tubulações para transporte de fluidos (*flowlines* e *risers*), vasos de pressão e revestimentos, até equipamentos de perfurações exploratórias diversos (AMAECCHI *et al.*, 2022; KARIM *et al.*, 2023; MARSH, 2013).

Esta expansão de mercado vem sendo impulsionada pela possibilidade de exploração de petróleo e gás em águas profundas, uma vez que a utilização dos compósitos termoplásticos permite a fabricação de peças em maiores escalas e geometrias mais complexas. Quando comparados aos materiais convencionalmente empregados, como as ligas metálicas, estes materiais também apresentam excelente relação resistência/peso, alta resistência a corrosão e a possibilidade da redução de conexões mecânicas por meio do uso de técnicas de união, como a soldagem, tornando-se substitutos ideais, especialmente em estruturas primárias e secundárias em explorações *offshore* (ARQUIER; ILIOPOULOS, 2022; GUPTA *et al.*, 2019; PILLAY *et al.*, 2020; SILVA, 2012; SOUZA, 2017).

Além de vantagens estruturais, aspectos de manufatura e desempenho, devido ao elevado potencial de reciclagem e processos de manufatura com menores emissões de carbono, a implementação dessas tecnologias auxiliam diretamente no cumprimento dos Objetivos de Desenvolvimento Sustentáveis (ODS) propostos ao setor, com destaque às ODS 7, 9 e 13, que abordam, respectivamente, a promoção de energias renováveis e transição energética; investimentos em inovação e infraestrutura resiliente; e implementação de práticas sustentáveis visando à redução de emissões de dióxido de carbono (CO₂) (BERNATAS *et al.*, 2021; BORGES *et al.*, 2022; IFTIKHAR *et al.*, 2024; UNDP *et al.*, 2017).

Dentre os compósitos avançados de matrizes termoplásticas estudados e aplicados no setor de petróleo e gás, o poli(aril éter cetona), mais conhecido como PAEK, reforçado com fibra de carbono (do inglês, *carbon fiber* - CF) tem ganhado grande destaque nos últimos anos. O PAEK é um polímero de ultra alta performance semicristalino que apresenta elevada estabilidade térmica, excelente resistência química e boas propriedades mecânicas, mesmo em altas temperaturas, além de inércia química, boa biocompatibilidade e soldabilidade (FERES *et al.*, 2025; PANDA *et al.*, 2019). Este polímero termoplástico apresenta temperatura de fusão (T_m) de aproximadamente 305 °C e temperatura de transição vítrea (T_g) próxima de 150 °C. Seu processamento ocorre a temperaturas mais elevadas do que as necessárias para a maioria dos polímeros de engenharia e, devido a estas propriedades, o PAEK é comumente submetido a técnicas de processamento tais como injeção, extrusão, fiação por fusão, impressão 3D e moldagem por compressão (PRAKASH D., 2023; SANTOS, 2021). Apesar destas propriedades, um dos principais problemas associados à utilização de compósitos de matrizes termoplásticas em projetos estruturais relaciona-se a união efetiva na integração de componentes, uma vez que ainda não são bem consolidadas na literatura as condições de processos para estas uniões.

Estudos recentes apontam que dentre os métodos disponíveis para a integração de peças manufaturadas em compósitos termoplásticos, a utilização do processo de soldagem por resistência elétrica tem apresentado resultados promissores quanto à união efetiva em componentes complexos, em comparação a outras técnicas convencionais empregadas (ABRAHÃO, 2015; MA *et al.*, 2024). Este processo de soldagem, também conhecido como eletrofusão, consiste na aplicação de uma diferença de potencial elétrico (d.d.p.) no material associada à aplicação de pressão constante na seção de união, gerando efeito Joule, e assim o amolecimento e a fusão do mesmo (SOUZA, 2013). Dentre as principais vantagens desse processo de soldagem, destaca-se a sua fácil aplicação, uma vez que se faz o uso de equipamentos de baixo custo e de menores complexidades, quando comparado a outras técnicas de soldagem,

além de requerer menor preparo de superfície do material (XIONG *et al.*, 2021; ZHAO *et al.*, 2022).

A eficiência do procedimento de soldagem por resistência elétrica depende significativamente do conhecimento prévio das propriedades térmicas, reológicas e mecânicas da matriz termoplástica como, por exemplo, seu escoamento, temperatura de degradação, fusão e transição vítrea, além da definição adequada dos parâmetros de soldagem, neste caso a tensão (V) e corrente elétrica (A) aplicada, assim como, o tempo de soldagem, a resistência elétrica do circuito e a pressão aplicada (CHAWLA, 2004; SOUZA, 2017; XIE *et al.*, 2016).

Ainda que as técnicas e procedimentos de soldagem de compósitos termoplásticos estejam sendo impulsionadas pelo setor industrial, a literatura ainda é carente de condições bem consolidadas de parâmetros para a soldagem por resistência elétrica do CF/PAEK, bem como do conhecimento de qual a influência da orientação de fibras neste processo. Partindo dessa premissa, o presente trabalho tem como principal finalidade estudar a influência da variação de orientações das fibras em compósitos laminados CF/PAEK submetidos ao processo de moldagem por compressão a quente e soldados por resistência elétrica, caracterizando seus comportamentos térmico e mecânico, e estudando a influência de condições e parâmetros na execução deste procedimento.

1.2 OBJETIVO

1.2.1 Objetivo Geral

Avaliar a influência da orientação das fibras de reforços nas propriedades morfológicas, físico-químicas e mecânicas de laminados fibras de carbono/poli(aril éter cetona) (CF/PAEK) submetidos a soldagem por resistência elétrica com malha metálica de aço inoxidável (AISI 304), nas arquiteturas $[0]_{12}$, $[90]_{12}$ e $[0/90]_6$.

1.2.2 Objetivos Específicos

Para o cumprimento deste objetivo, definiu-se os seguintes objetivos específicos:

- Avaliar os comportamentos térmico dos laminados consolidados e soldados por meio das técnicas de TGA, DSC, DMA e TMA;
- Avaliar o comportamento mecânico dos laminados consolidados e soldados por meio dos ensaios de *Lap Shear* (LSS) e Cisalhamento interlaminar por compressão (CST);
- Estabelecer as condições e parâmetros de soldagem para compósitos CF/PAEK;
- Realizar um estudo fractográfico da soldagem dos laminados CF/PAEK visando avaliar seus mecanismos de fratura e qualidade da união nas diferentes orientações.

1.3 MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVA

O processo de soldagem por resistência elétrica em compósitos termoplásticos representa uma promissora oportunidade de avanço tecnológico e de promoção da sustentabilidade em aplicações estruturais de diferentes escalas. Essa técnica permite substituir métodos de união tradicionalmente utilizados na indústria, como rebites e adesivos, por um processo mais simples, eficiente e ambientalmente favorável. Além de reduzir custos, a soldagem por resistência elétrica oferece desempenhos mecânico e térmico equivalentes ou superiores aos métodos convencionais, contribuindo, assim, para a diminuição do uso de matrizes termorrígidas, que representa um desafio ambiental devido à dificuldade de reaproveitamento e reciclagem. Nesse contexto, o presente trabalho busca contribuir para o desenvolvimento de tecnologias nacionais voltadas à integração de compósitos termoplásticos, com especial foco em aplicações no setor de petróleo e gás, alinhando-se ao Objetivo de Desenvolvimento Sustentável 9 (Indústria, inovação e infraestrutura) ao promover inovação em processos de fabricação avançada e apoiar soluções de maior eficiência material e energética.

1.4 METODOLOGIA UTILIZADA

Para o cumprimento dos objetivos propostos, o presente trabalho foi desenvolvido seguindo as etapas apresentadas na sequência esquemática da Figura 1. Além deste Capítulo 1 (Introdução), o conteúdo desta dissertação encontra-se estruturado em 2 Apêndices e 5 capítulos, sendo estes:

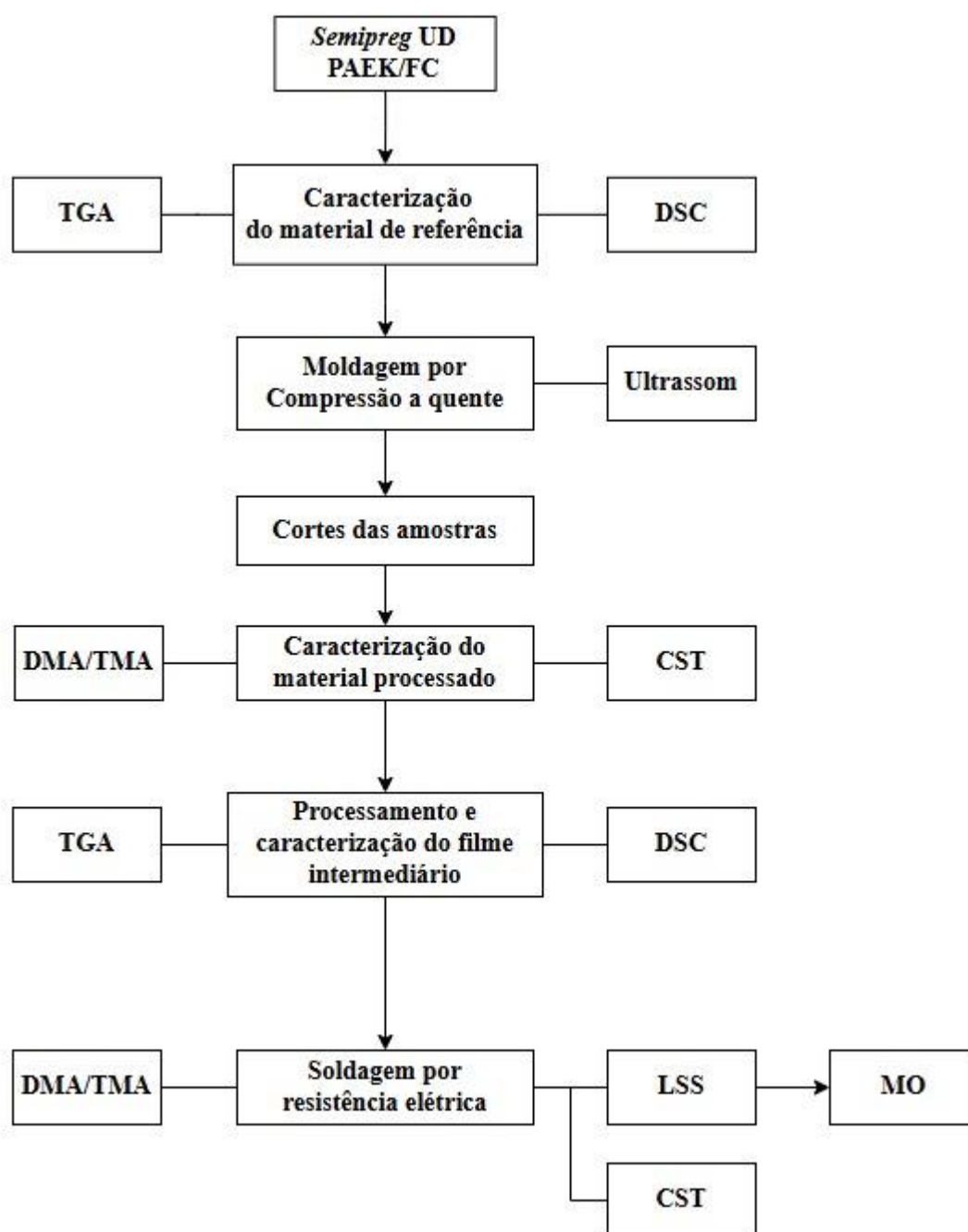
Capítulo 2 – Revisão da literatura: neste capítulo é apresentada uma revisão da literatura acerca de temas pertinentes ao assunto abordado nesta dissertação, contribuindo para o embasamento científico e também no estudo experimental desenvolvido;

Capítulo 3 – Materiais e métodos: compreende, com detalhes, os materiais utilizados, procedimentos e parâmetros experimentais adotados no decorrer do desenvolvimento deste trabalho;

Capítulo 4 – Resultados obtidos: são apresentados e discutidos os principais resultados obtidos por meio das caracterizações térmicas, mecânicas, inspeção visual e fractografia realizadas nas amostras das arquiteturas propostas;

Capítulo 5 – Considerações finais: neste capítulo são expostas as conclusões deste trabalho a partir das análises e resultados obtidos, bem como sugestões de trabalhos futuros e a produção técnico-científica geradas durante o mestrado.

Figura 1 - Sequência esquemática das etapas do trabalho



Fonte: Elaborado pelo autor.

As etapas e processos apresentados na Figura 1 serão detalhadas ao longo do Capítulo 3.

2 REVISÃO DA LITERATURA

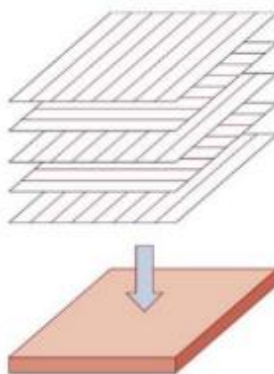
Neste capítulo são abordadas definições dos materiais compósitos termoplásticos e suas aplicações na engenharia no setor de petróleo e gás; uma breve definição do poli(aril éter cetona) (PAEK); processamento por moldagem por compressão a quente; e conceitos de técnicas de união e soldagem por resistência elétrica em compósitos.

2.1 MATERIAIS COMPÓSITOS

Em um material compósito, suas propriedades específicas dependem diretamente das características, propriedades e distribuição de fases de seus constituintes, ou seja, da matriz e reforço, e também da interface entre estes uma vez que esta última influencia diretamente na transferência de carga da matriz para o reforço, pois, durante o carregamento, cria-se uma força superficial na fibra de tal forma que melhores propriedades interfaciais favorecem a transferência de cargas, elevando a integridade do material (MARTINS, 2015; REZENDE *et al.*, 2011). Outro aspecto de relevância para os materiais compósitos se relaciona com o número de lâminas (camadas) e ângulo de orientação das fibras, haja vista que estes materiais são considerados anisotrópicos e, portanto, suas propriedades variam com a direção no plano (GALLI, 2016).

Nos compósitos estruturais, foco do presente trabalho, duas ou mais camadas de um compósito são empilhadas e consolidadas. O empilhamento destas camadas é realizado de forma que a orientação da direção de maior resistência varie conforme o arranjo de cada camada (Figura 2). Assim, um compósito laminado apresenta resistência e rigidez diferentes em função das direções no plano bidimensional, permitindo projetar um material que seja mais eficiente, por exemplo, na transferência de esforços levando-se em consideração as particularidades do projeto (DANIEL; ISHAI, 2006).

Figura 2 - Painéis bidimensionais empilhados em um compósito laminado.



Fonte: Callister (2018).

A matriz de um compósito pode ser constituída de materiais metálicos, cerâmicos ou poliméricos. Esta matriz atua como um caminho de transferência de carga para os reforços, por meio de tensões cisalhantes, além de unir e envolver (aglutinar) as fibras presentes no material, garantindo maior proteção, evitando falhas originadas a partir da introdução de defeitos superficiais no material. Outra característica importante da matriz relaciona-se à prevenção de propagação de trincas de uma fibra a outra, evitando o colapso estrutural do material em possíveis falhas individuais das fibras de reforço (BARBOSA, 2016; SILVA, 2017).

Os compósitos de matrizes poliméricas podem ainda se subdividirem em três classificações em função do tipo de polímero utilizado em sua matriz, sendo termorrígidas, termoplásticas ou elastoméricas. As matrizes termorrígidas apresentam baixa massa molar e são constituídas por ligações cruzadas covalentes entre suas cadeias adjacentes, formadas durante o processo de cura, de forma que o material apresente uma estrutura com maior estabilidade dimensional, insolúvel e infusível. Esse processo de cura de uma matriz termorrígida ocorre quando há mudanças químicas e físicas provenientes da aplicação de calor, assim como condições específicas de pressão e vácuo, sendo considerado na literatura um processo relativamente complexo (CANEVAROLO JUNIOR, 2010; CORTAT ALVES, 2021).

Por sua vez, as matrizes termoplásticas apresentam a capacidade de amolecerem e fluírem quando submetidas ao aumento de pressão e temperatura, solidificando ao serem resfriadas, em um processo de transformação física reversível (CANEVAROLO JUNIOR, 2010; SANTOS, 2021). Apresentam alta massa molar, grandes cadeias lineares e, em alguns casos, ramificações. Apesar dos termoplásticos apresentarem ligações covalentes ao longo de seus eixos principais, suas ligações entre átomos de diferentes cadeias são formadas por ligações fracas, normalmente do tipo de van der Waals e, em grande maioria, não apresentam ordem tridimensional de forma que o posicionamento entre cadeias adjacentes pode ser descrito como “prato de espaguete” ou “emaranhados”, facilitando o processo de reciclagem dessas matrizes (ASKELAND, 2014; NEWELL, 2010; PARDINI; NETO, 2016) Já as matrizes elastoméricas apresentam elevada elasticidade e capacidade de deformação reversível ao se remover cargas aplicadas, normalmente constituída de um polímero de alta massa molecular, de estrutura amorfa forças intermoleculares fracas, o que possibilita maior flexibilidade à temperatura ambiente (DUBEY *et al.*, 2017)

As fibras são as responsáveis pelo suporte a carregamentos mecânicos. Sua aplicação como reforço justifica-se por apresentarem uma menor quantidade de defeitos em sua forma mássica que pode induzir falhas no material. Quando aglutinadas em uma matriz, estas fibras permitem maiores resistências específicas ao compósito. A correlação entre menores diâmetros e maiores comprimentos, denominada de razão de aspecto, e a configuração geométrica da fibra

são fatores de grande relevância para a resistência do compósito final, uma vez que, quanto maior a relação interfacial entre fibra-matriz, mais eficiente será a transferência de tensões aplicadas por unidade de volume do material (CHAWLA, 2004; PARDINI; NETO, 2016).

Desta forma, compósitos reforçados com fibras contínuas unidirecionais e bidirecionais, quando comparados com os compósitos reforçados com fibras descontínuas, por exemplo, tendem a apresentar maior rigidez específica para esforços aplicados em sentidos longitudinais à direção de alinhamento das fibras (GALLI, 2016; HULL; CLYNE, 1996).

2.1.1 Compósitos termoplásticos no setor de petróleo e gás

Devido à alta demanda de petróleo e gás no mundo, considerados como recursos de alto valor estratégico, e aos desafios relacionados a descoberta e exploração de reservatórios, empresas do setor estão investindo cada vez mais em novas tecnologias que possibilitem um melhor aproveitamento dos recursos explorados e que auxiliem em um desenvolvimento sustentável no setor (BORGES *et al.*, 2022; DORNELAS *et al.*, 2025; ORGANIZAÇÃO DAS NAÇÕES UNIDAS, 2024).

Um levantamento realizado pelo Programa das Nações Unidas para o Desenvolvimento (do inglês, *United Nations Development Programme* – UNDP) em parceria com a Associação Internacional da Indústria Petrolífera para Questões Ambientais e Sociais (*Petroleum Industry Association for Environmental and Social Issues* – IPIECA) e a Corporação Financeira Internacional (*International Finance Corporation* – IFC), mapearam as potenciais contribuições do setor de petróleo e gás no cumprimento da ODS definida na Agenda de 2030, com destaque para as ODS 7 (energia limpa e acessível), 9 (inovação e infraestrutura resiliente) e 13 (ação contra mudança climática). Na Figura 3 são apresentados os principais pontos chaves das ODS 7, 9 e 13 no setor de petróleo e gás.

Figura 3 - Pontos chaves das ODS 7, 9 e 13 no setor de petróleo e gás.

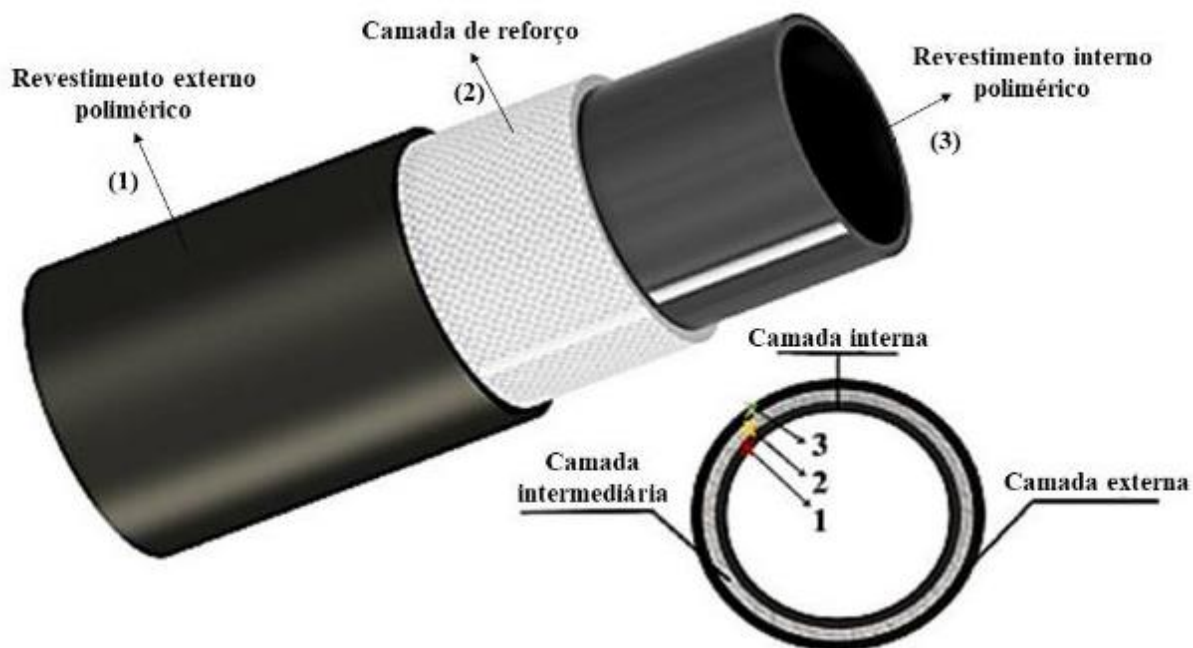


Fonte: Adaptado de UNDP *et al.* (2017).

Nesse contexto, os compósitos de matrizes termoplásticas reforçados com fibras ganharam destaque no setor nos últimos anos devido à possibilidade de substituição dos materiais comumente empregados em tubulações (*pipelines*) destinadas para transporte de fluidos (*flowlines* e *risers*), normalmente fabricados em ligas metálicas (AMAECHEI *et al.*, 2023), uma vez que possibilitam o cumprimento de diversos requisitos de projeto com significativa economia de peso e elevada relação resistência-peso, sem perdas de desempenho mecânico (AMAECHEI *et al.*, 2023; HULL; CLYNE, 1996).

Estas tubulações, denominadas de Tubos Termoplásticos Reforçados (Figura 4) – do inglês *Reinforced Thermoplastic Pipes* (RTP) – apresentam propriedades mecânicas específicas superiores, maior resistência a corrosão e melhor relação resistência-peso, associadas ainda ao baixo custo de manutenção e a possibilidade de fabricação de peças em maiores escalas e complexidade (AMAECHEI *et al.*, 2022; ELKELITY *et al.*, 2025). Empresas do setor, como Magma Global e Strohm (antiga Airbone), estão expandindo a aplicação dos RTP nos mais diversos processos e estruturas em plataformas offshore e onshore (AMAECHEI *et al.*, 2023; ARQUIER; ILIOPOULOS, 2022; KARIM *et al.*, 2023; MARSH, 2013).

Figura 4 - Estrutura esquemática de um tubo termoplástico reforçado (RTP).



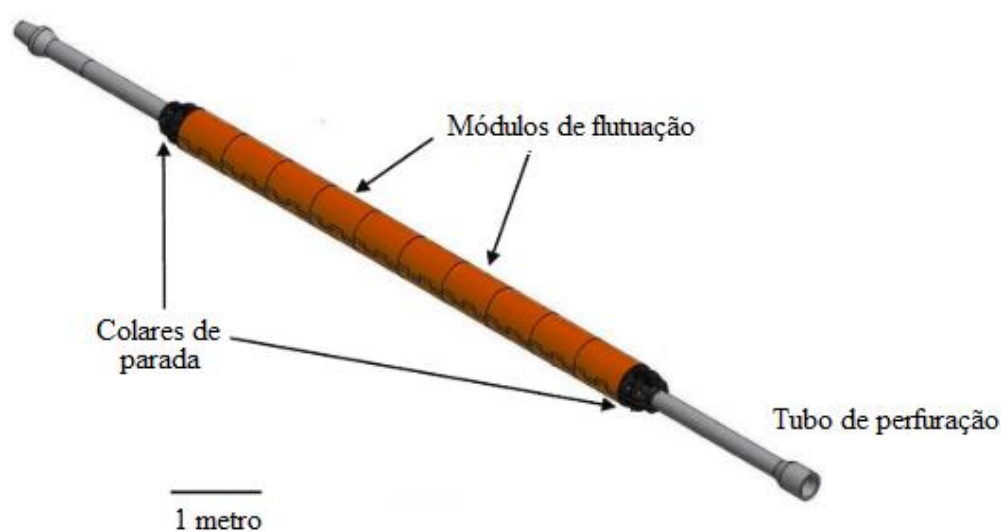
Fonte: Adaptado de Karim *et. al* (2023).

Estudos realizados por Kuang (2021) avaliaram a integridade estrutural de tubos termoplásticos reforçados com fitas de aço – do inglês *Steel Strip Reinforced Thermoplastic Pipe* (SSRTP) – submetidos a pressão interna, avaliando a viabilidade de sua aplicação em operações *offshore*. Por meio do monitoramento em tempo real da deformação circunferencial, utilizando Grade de Bragg em Fibra (*Fiber Bragg Grating* – FBG), e simulações pelo Método de Elementos Finitos (MEF), no *software* ABAQUS. Os autores concluíram que o SSRTP com camada interna de polietileno de alta densidade (HDPE) suportaram tensões críticas no aro de até 18 MPa antes da falha, com maiores esforços concentrando-se no reforço primário. Foi constatado, também, que o ângulo de enrolamento e o número de camadas das fitas metálicas impactam diretamente na rigidez estrutural, enquanto o aumento do diâmetro da tubulação reduz as deformações relativas do elemento estrutural. Por fim, concluíram que a partir dos resultados obtidos, os SSRTP combinam leveza, resistência mecânica e capacidade de suportar altas pressões internas, validando-os como uma alternativa promissora aos materiais convencionais utilizados em *pipelines* para exploração *offshore*.

Além da aplicação em tubulações, compósitos termoplásticos estão sendo amplamente aplicados nos mais diversos sistemas estruturais. Pillay *et al.* (2020) avaliaram, por meio da utilização do MEF, utilizando o *software* ANSYS, e otimizaram o projeto de um colar de parada manufaturado em poliamida 66 (PA66) reforçado com fibra de vidro (do inglês, *glass fiber* - GF)

em um tubo de perfuração (*drill pipe*) (Figura 5). No estudo em questão, a partir da prototipagem, utilizando técnicas de moldagem por extrusão e compressão, realização de ensaios mecânicos e testes em campo, os autores concluíram que a aplicação do compósito PA66/GF geraram resultados satisfatórios, apresentando fator de segurança superior ao estipulado para operação (PILLAY *et al.*, 2020).

Figura 5 - Sistema de flutuação de corda de pouso com módulo de flutuação e colares de parada em um tubo de perfuração.



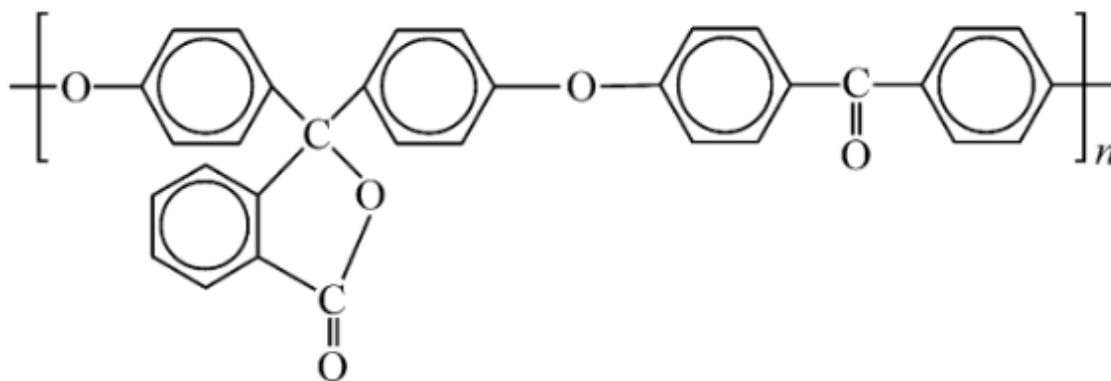
Fonte: Pillay *et al.* (2020).

Quando comparado com a aplicação de compósitos termorrígidos no setor, os compósitos de matrizes termoplásticas destacam-se também devido ao potencial de reciclagem de componentes descartados haja visto que suas matrizes são consolidadas por meio de um processo reversível. Fatores de manutenção também são relevantes, como, por exemplo, em uma região que ocorra a formação de trincas ou fissuras oriundas de cargas de operações, sendo possível reparar a seção por meio de um aquecimento localizado, utilizando técnicas tais como de soldagem, de maneira que as discontinuidades geradas desapareçam, aumentando assim o tempo de vida útil desses componentes, contribuindo para o desenvolvimento mais sustentável no setor (GIERULSKI *et al.*, 2022; LI; PALARDY, 2023; PARDINI; NETO, 2016).

2.2 POLI(ARIL ÉTER CETONA) (PAEK)

O poli(aril éter cetona), comercialmente denominado de PAEK, é um polímero termoplástico de alto desempenho, semicristalino que apresenta elevada estabilidade térmica, com temperatura de fusão (T_m) próxima de 305 °C, transição vítrea (T_g) de aproximadamente 150 °C, elevada resistência química e também excelentes propriedades mecânicas e elétricas. Na indústria, o PAEK e seus derivados, como, o poli(éter éter cetona) (PEEK), o poli(éter cetona) (PEK) e o poli(éter cetona cetona) (PEKK), tem atraído grande interesse de aplicação nas mais diversas condições de serviços devido à suas propriedades atreladas ao seu baixo tempo de processamento, sendo usualmente submetidos às técnicas convencionais de processamento como injeção, extrusão e moldagem por compressão a quente, além das possibilidades de soldagem e reciclagem (ARQUIER; ILIOPOULOS, 2022; MIRI *et al.*, 2022; PRAKASH D., 2023; VEAZEY *et al.*, 2017). A estrutura química do PAEK é constituída de monômeros de grupos cetonas (R-C=O-R) e éter (R-O-R), ligados por grupos arila entre grupos funcionais (Figura 6) (SANTOS, 2021).

Figura 6 - Estrutura molecular do poli(aril éter cetona).



Fonte: Wu *et. al* (2017).

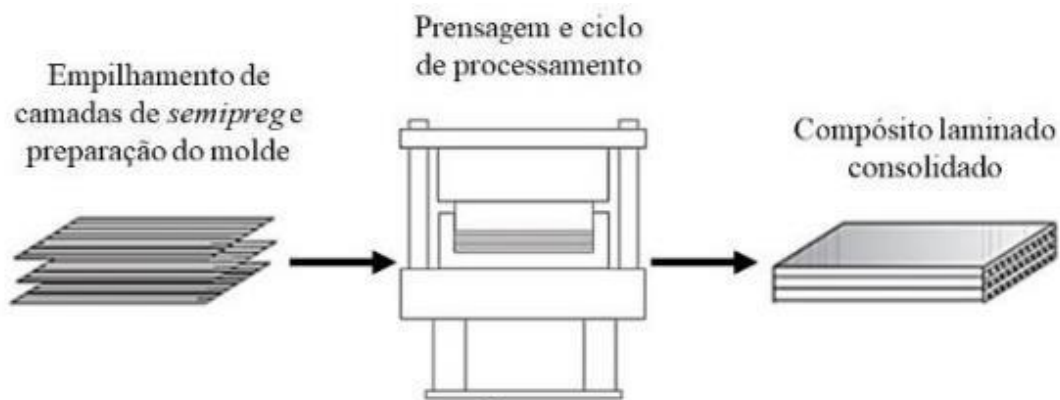
O processo químico de produção dos derivados do PAEK pode variar, conforme necessidades de propriedades e características, de duas rotas de polimerização: a polimerização nucleofílica, na qual um sal alcalino de diol de arila reage com um haleto de arila, formando uma ligação de éter; ou por polimerização eletrofílica, essa por sua vez, ocorre por meio da acetilação do cloreto de acetil arila, onde deste processo se produz, por exemplo, o PEEK, o principal derivado do PAEK no mercado (PRAKASH D., 2023).

2.3 MOLDAGEM POR COMPRESSÃO A QUENTE

O processo de moldagem por compressão a quente é uma técnica amplamente difundida para o processamento de compósitos de matrizes termorrígidas e termoplásticas. Em âmbito industrial, esse processo é atraente por possibilitar a produção de componentes estruturais em maiores dimensões e complexidade, além de ser uma técnica rápida e de fácil automatização (DUMONT *et al.*, 2023).

Em compósitos termoplásticos, este processo de moldagem (Figura 7) inicia com o empilhamento de camadas intercaladas de matriz e reforço no interior do molde, que deve ser preparado previamente com a aplicação de desmoldantes (líquidos ou filmes). O molde então é fechado e colocado em uma prensa, para posterior aquecimento a temperaturas ligeiramente superiores à temperatura de fusão (T_m) para polímeros semicristalinos ou de transição vítrea (T_g) para polímeros amorfos, de modo a favorecer o processo de difusão molecular entre camadas. Após aquecido, deve-se definir um patamar e aplicar pressão no molde, pressão essa que deve ser mantida constante até o fim do processamento. A última etapa do ciclo consiste no resfriamento até temperatura ambiente com a finalidade de se garantir a consolidação adequada do laminado e possibilitar sua remoção do molde (PARDINI; NETO, 2016; SANTOS, 2021).

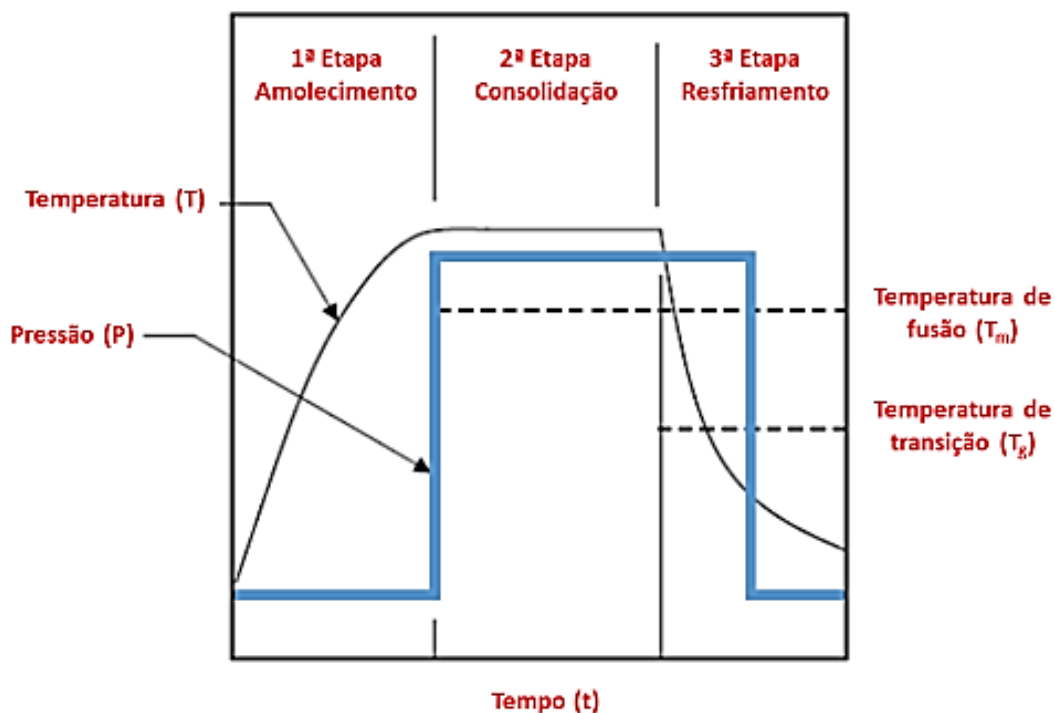
Figura 7 - Etapas envolvidas na moldagem por compressão a quente.



Fonte: Adaptado de Pardini (2016).

Segundo Muzzy e Colton (1997), citado por Santos (2021, p. 42), o ciclo de processamento (Figura 8) associado a técnica de moldagem por compressão a quente divide-se em 3 etapas: aquecimento/amolecimento; consolidação e solidificação/resfriamento.

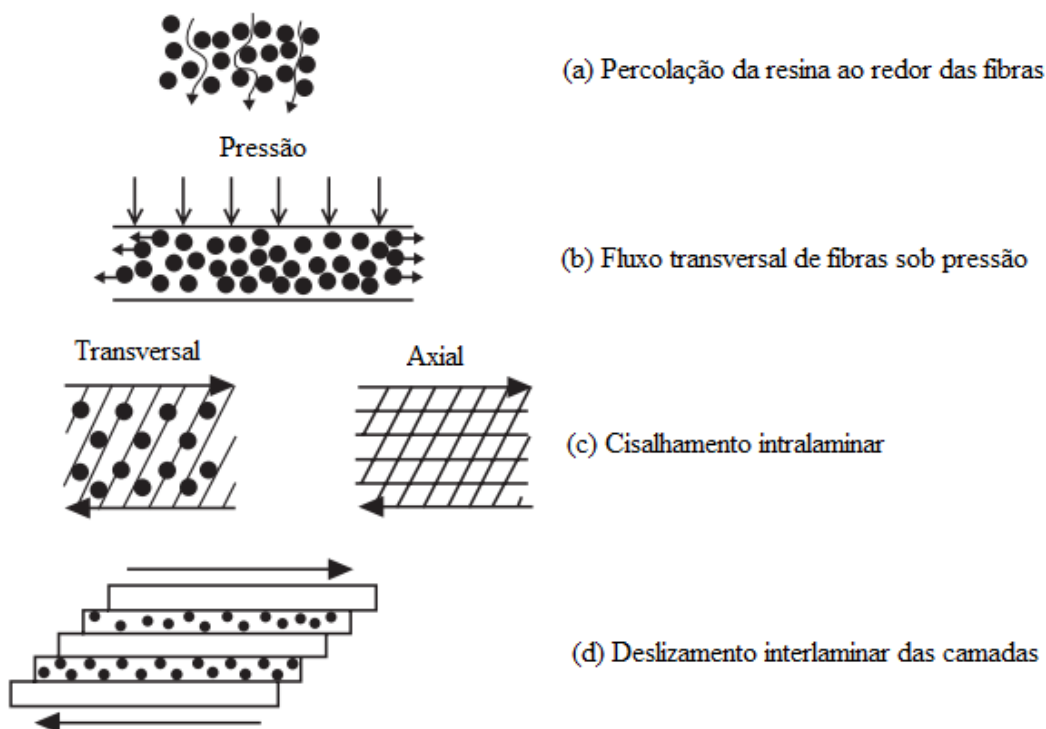
Figura 8 - Etapas de processamento via moldagem por compressão a quente.



Fonte: Santos (2021).

No decorrer das etapas anteriormente citadas ocorrem ainda quatro mecanismos na matriz termoplásticas (Figura 9): a percolação da matriz através do reforço (Figura 9a); o fluxo transversal de fibras (Figura 9b); cisalhamento intralaminar nas direções axiais e transversais a fibra (Figura 9c); e o deslizamento interlaminar das camadas em diferentes orientações (Figura 9d). Vale ressaltar que os dois primeiros mecanismos citados são de grande importância para a consolidação adequada do laminado, uma vez que favorecem a redução de vazios existentes entre camadas, gerando uma boa adesão interlaminar, enquanto os dois últimos mecanismos auxiliam na redução do afinamento local das fibras (MALLICK, 2007; MAZUR, 2010; NOGUEIRA *et al.*, 1999).

Figura 9 - Mecanismos básicos na formação do compósito termoplástico.



Fonte: Adaptado de Mallick (2007).

Quando comparada às demais técnicas convencionais de manufatura de compósitos termoplásticos, a utilização da moldagem por compressão a quente permite ciclos de processamento consideravelmente rápidos, em alguns casos podendo chegar a minutos, possibilitando maior volume de produção em ambientes fabris, principalmente naqueles automatizados (DUMONT *et al.*, 2023; PARDINI; NETO, 2016).

2.4 TÉCNICAS DE UNIÃO EM COMPÓSITOS

A utilização de processos de união em elementos estruturais é amplamente difundida nos mais diversos setores da engenharia, muito devido às limitações associadas ao processo de manufatura, como, por exemplo, em aspectos dimensionais (escala), fatores de transporte e instalação em campo, além de inevitabilidade de manutenções e reparos durante operações, visando prolongar a vida útil desses elementos (LI; PALARDY, 2023; SOUZA, 2017).

Para os compósitos, as técnicas de união podem ser classificadas em três grupos principais (Figura 10): união adesiva, sendo este um processo que une duas seções por meio do processo de adesão através de suas superfícies; união mecânica, utilizando fixações convencionais, como rebites, parafusos e presilhas; e união por soldagem, esta pode variar ainda em função da tecnologia utilizada para gerar a união do compósito, sendo elas por fricção (rotação, vibração,

ultrassônica e agitação), térmica (a laser, infravermelho, gás, extrusão e mecânica a quente) ou eletromagnética (indução, dielétrica, microondas e resistência elétrica) (ABRAHÃO, 2015; MORAES, 2021).

Figura 10 - Técnicas de união em compósitos.



Fonte: Abrahão (2015).

No setor industrial, a aplicação das técnicas de soldagem é amplamente difundida, principalmente em materiais metálicos. De acordo com a *American Welding Society* (Sociedade Americana de Soldagem - AWS) (2020), a soldagem de materiais define-se como “um processo de união que produz coalescência de materiais aquecendo-os até a temperatura de soldagem, com ou sem a aplicação de pressão e com ou sem o uso de metal de adição” (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2020, p. 45).

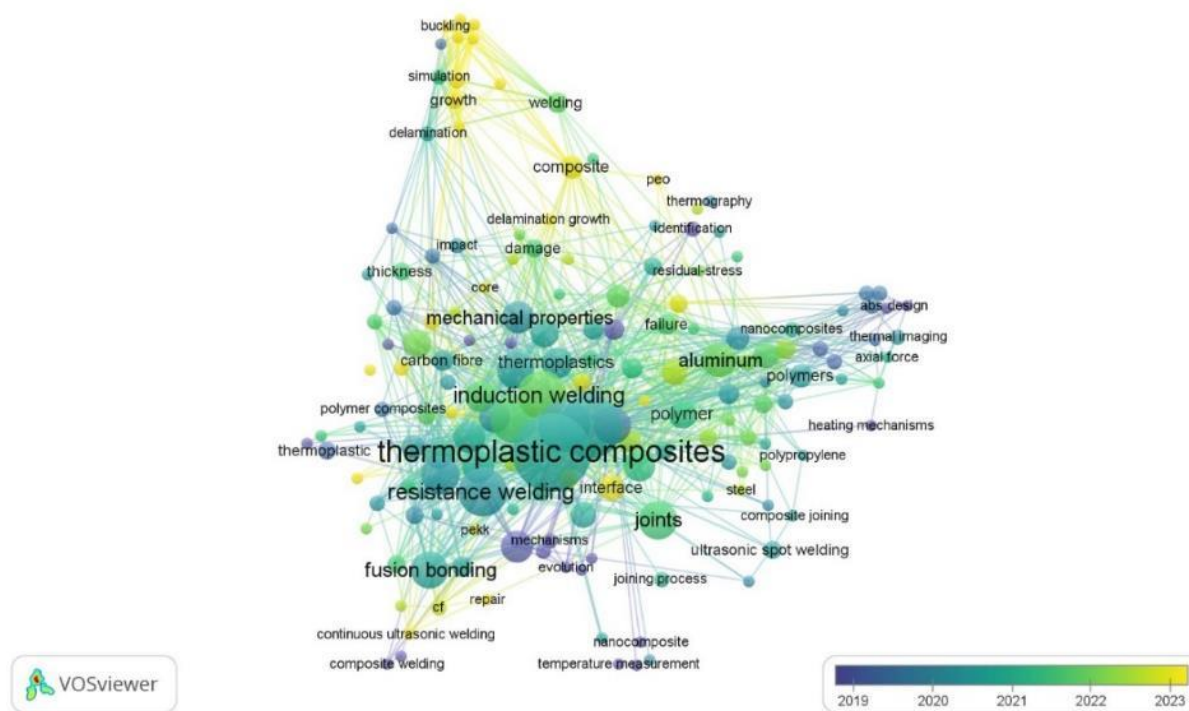
Para materiais compósitos, mais especificamente compósitos termoplásticos, a aplicação das técnicas de soldagem vem ganhando grande relevância na última década, impulsionadas pelas vantagens associadas a estas quando comparadas ao método de união por adesivos e fixações mecânicas, como menor necessidade de preparação superficial dos laminados, eliminação de concentradores de tensões provenientes de elementos de fixações, reparos e substituições dos elementos unidos de maneira mais ágil, além de ciclos mais rápidos de execução quando comparado à união adesiva (ABRAHÃO, 2015; LARSEN *et al.*, 2024; MARQUES *et al.*, 2009).

Outro fator de grande valia do processo de soldagem em compósitos termoplásticos está diretamente associado a aspectos de manutenção e reparos de componentes. Estudos realizados

por Li e Palardy (2023) avaliaram a influência do reparo em compósitos termoplásticos de polipropileno (PP)/GF, utilizando as técnicas de soldagem ultrassônica e por resistência elétrica. No estudo desenvolvido, os autores concluíram que os métodos de soldagem empregados apresentaram resultados promissores para o reparo de juntas de compósitos termoplásticos, recuperando a resistência ao cisalhamento em 63,8% pela soldagem ultrassônica, e 94,5% pela soldagem por resistência elétrica, utilizando como referência os resultados obtidos pelo ensaio de *Lap Shear* (LSS) (LI; PALARDY, 2023).

A partir de uma análise bibliométrica de co-ocorrência por palavras-chaves (Figura 11) utilizando o software VOSviewer (2024) e bases de pesquisas, como a *Web of Science*, foi possível levantar os principais métodos de soldagem em compósitos termoplásticos estudados entre os anos de 2014 a 2024, destacando-se principalmente as soldagens por indução e por resistência elétrica (do inglês *induction welding* e *resistance welding*, respectivamente), esta última, objeto de estudo do presente trabalho. As palavras-chaves utilizadas foram representadas em círculos cujo tamanho indica o número de ocorrências de uma palavra específica (HANSTED *et al.*, 2023). Para criação desse levantamento bibliométrico, foram utilizadas 171 palavras-chaves obtidas em 164 artigos de periódicos revisados por pares.

Figura 11 - Rede de co-ocorrência por palavras-chaves na soldagem de termoplásticos.



Fonte: Elaborado pelo autor.

2.4.1 Soldagem por resistência elétrica

Na literatura, a soldagem por resistência elétrica, também denominada como eletrofusão, é composta por um grupo de processos cuja união do elemento estrutural ocorre em superfícies sobrepostas ou em contato de topo a topo, também denominadas de junta sobreposta e junta de topo, respectivamente. A aplicação de pressão associada à uma diferença de potencial elétrico (d.d.p.), que para a soldagem de materiais compósitos ocorre pela passagem de corrente elétrica no elemento resistivo na seção de solda, gera o efeito Joule, resultando no amolecimento ou na fusão dos componentes a serem unidos e, subsequente, a um processo de resfriamento, consolida a união desses materiais (LARSEN *et al.*, 2024; MARQUES *et al.*, 2009; SOUZA, 2017).

Segundo MARQUES *et al.* (2009), o calor gerado pela passagem da corrente elétrica aplicada pode ser estimado a partir da Lei de Joule, apresentada na Equação 1.

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad (1)$$

Onde: Q é o calor gerado, em Joules [J]; R a resistência elétrica, em Ohms [Ω]; I a intensidade de corrente elétrica, em Amperes [A]; e t o tempo de passagem da corrente, em segundos [s].

De acordo com Xiong *et al.* (2021), considerando a Lei de Joule, a corrente aplicada, a resistência elétrica e o tempo de soldagem se tornam os principais fatores que influenciam na qualidade da soldagem.

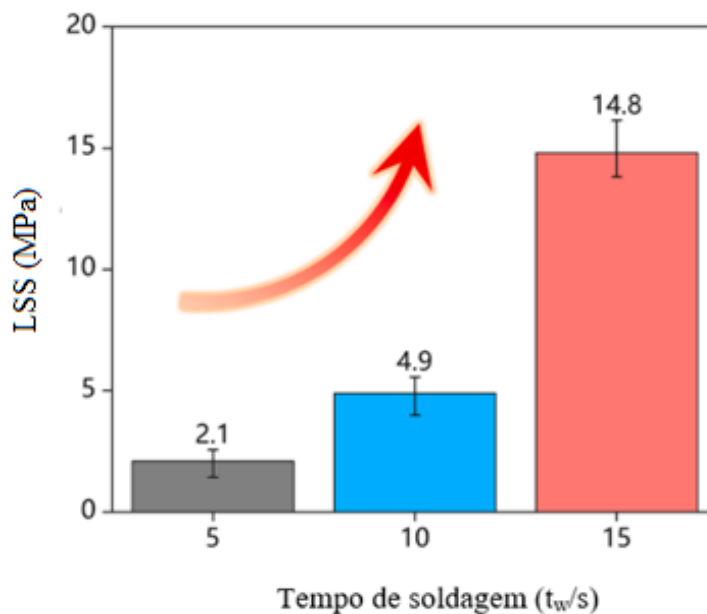
Em compósitos termoplásticos com matrizes semicristalinas, como o PAEK e seus derivados, a definição adequada do tempo de soldagem e da etapa de resfriamento (pós-soldagem) é fundamental, pois as propriedades mecânicas da união possuem relações diretas com o grau de cristalinidade, uma vez que temperaturas e taxas de resfriamentos adequadas promovem uma forte ligação interfacial entre fibras e matriz, favorecendo a integridade estrutural dos elementos soldados (DUBÉ *et al.*, 2008; LI *et al.*, 2021; TAN; TONG, 2018).

Estudos realizados por Avenet *et al.* (2021) avaliaram por meio de análises térmicas, ensaios reológicos, utilizando reômetros de placas paralelas e oscilatório, e ensaios de tenacidade a fratura interlaminar (*Double Cantilever Beam* (DCB)), a correlação entre as propriedades reológicas do PEEK/CF e sua soldagem por resistência elétrica. Avenet *et al.* (2021) destacaram a relação direta entre o tempo de relaxação da matriz e o tempo de soldagem, e como a degradação da matriz em etapas de pré-processamento influencia nos tempos de soldagem.

Neste mesmo contexto, Pu Zhao *et al.* (2022) publicaram estudos acerca da influência do tempo de soldagem pela técnica de resistência elétrica na qualidade da solda, e como o conhecimento dos parâmetros de soldagem podem ampliar a possibilidade de aplicação da técnica. O trabalho desenvolvido pelos autores destacou relações diretas entre o aumento de

tempo de soldagem com o aumento da resistência ao cisalhamento com a utilização do ensaio de tração cisalhante (LSS) em laminados de poli(éter imida) (PEI)/CF (Figura 12).

Figura 12 - Resistência ao cisalhamento (LSS) de juntas soldadas em diferentes tempos.

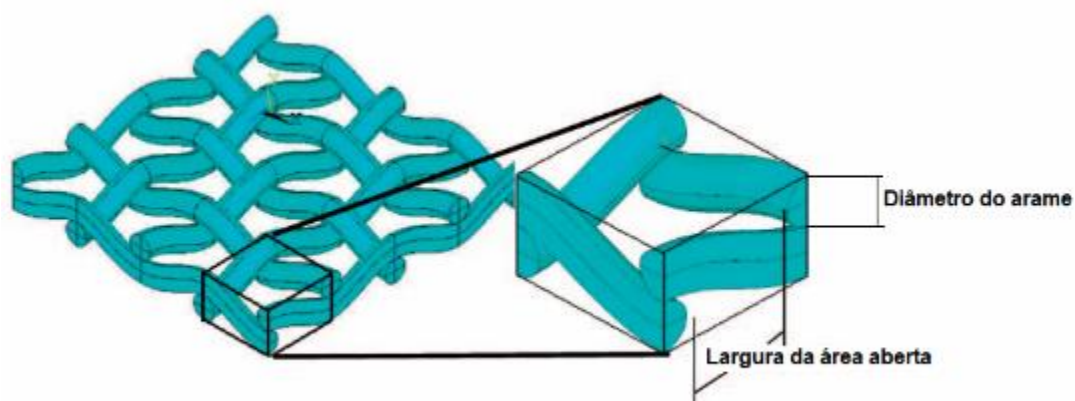


Fonte: Adaptado de Pu zhao et al. (2022).

Além dos parâmetros de influência na soldagem citados, a definição adequada de um elemento resistivo, utilizado na interface, de maior compatibilidade com compósito é outro ponto de grande relevância, pois afeta a difusão da matriz polimérica durante a soldagem, a espessura da solda e as tensões residuais do processo (DUBÉ *et al.*, 2012). Segundo SOUZA (2017, p. 36) o elemento resistivo deve apresentar uma boa condutividade elétrica a fim de garantir que a corrente aplicada percorra toda a malha em tempo suficiente de aquecer a interface do material de maneira homogênea, garantindo a fusão e, conseqüentemente, a união entre as partes a serem soldadas.

Estudos realizados por Dubé (2012) avaliaram o efeito do tamanho da malha (do inglês *mesh size*, comercialmente denominada como *mesh*) de aço inoxidável de trama simples como elemento resistivo na qualidade da solda pela técnica de resistência elétrica em laminados de PEKK/CF, PEI/CF e PEI/GF, constatando que maiores relações de fração de área aberta e diâmetro do arame da malha (Figura 13) tendem a elevar a resistência ao cisalhamento quando esta propriedade é avaliada a partir do ensaio de LSS.

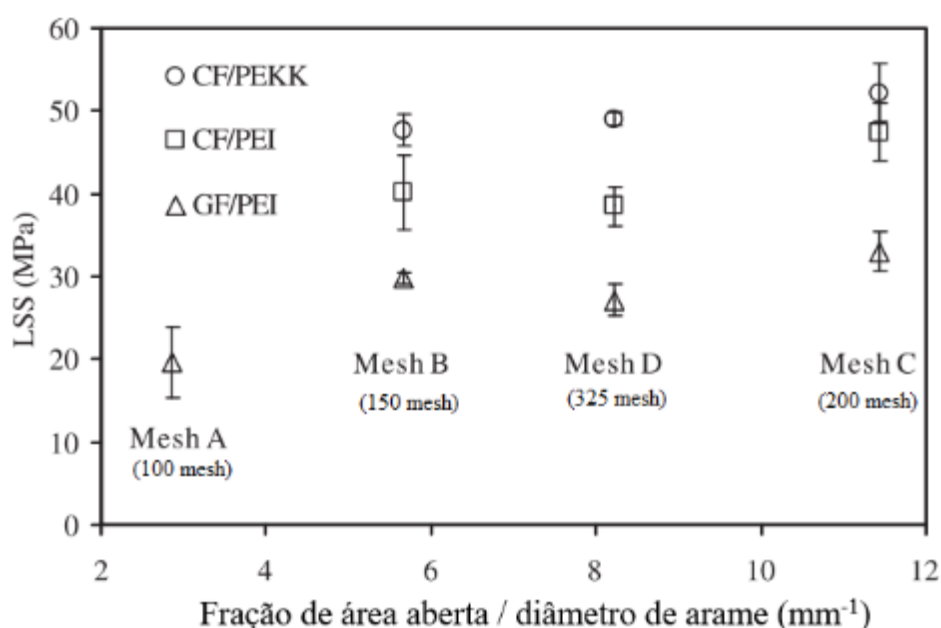
Figura 13 - Desenho esquemático da malha de aço inoxidável.



Fonte: Adaptado de Dubé *et al.* (2012).

Para as diferentes *mesh* avaliadas pelos autores, a de diâmetro de arame de 0,04 mm e largura de área aberta de 0,09 mm (referente a malha comercial de 200 *mesh*) apresentou melhores resultados mecânicos quando avaliados pelo ensaio de *Lap Shear* (LSS), apresentando resultados de resistências de 52, 47 e 33 MPa para os laminados de PEKK/CF, PEI/CF e PEI/GF (Figura 14), respectivamente, evidenciando a importância da consideração adequada da malha no processo de soldagem por resistência elétrica em compósitos (DUBÉ *et al.*, 2012).

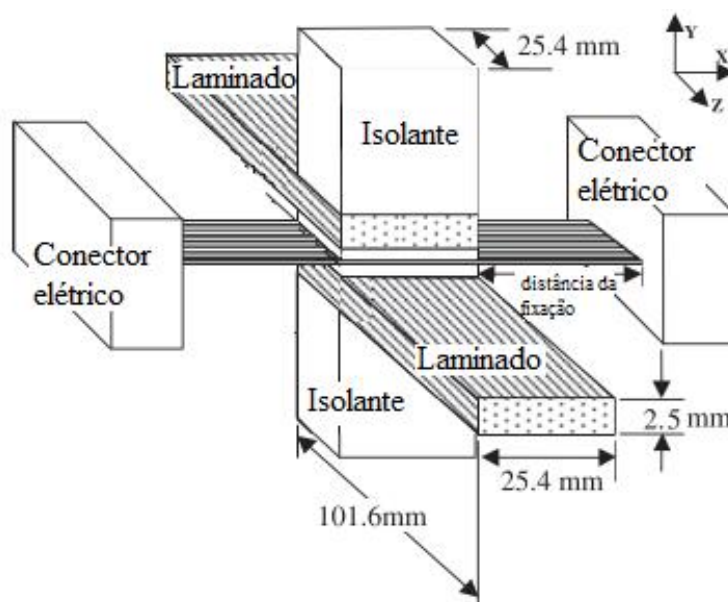
Figura 14 - Resistência ao cisalhamento (LSS) de compósitos com diferentes malhas.



Fonte: Adaptado de Dubé *et al.* (2012).

Em compósitos termoplásticos, devido à incorporação de malhas como elementos resistivos, frequentemente são utilizadas geometrias de superfícies sobrepostas, também denominada de junta sobreposta, em que os laminados soldados encontram-se, normalmente, dentro das dimensões estipuladas para a realização do ensaio de *Lap Shear* (LSS) (DUBÉ *et al.*, 2012; MARQUES *et al.*, 2009; XIONG *et al.*, 2021). O sistema utilizado para manufatura destas juntas são constituídos por componentes padrões (Figura 15), sendo: laminados com o elemento resistivo entre estes; grampos conectores para a passagem de corrente elétrica; sistema de fonte de energia elétrica; dispositivos de fixação; fios; voltímetro; e amperímetro (ABRAHÃO, 2015; LI *et al.*, 2021; ZHAO *et al.*, 2022).

Figura 15 - Desenho esquemático de um sistema de soldagem por resistência elétrica.



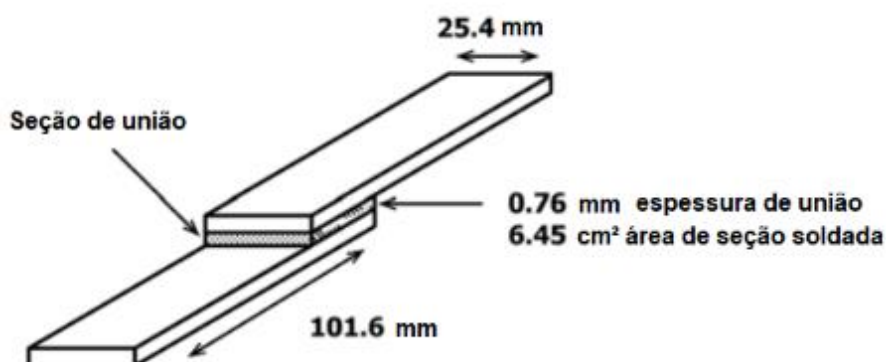
Fonte: Adaptado de Dubé (2012).

2.4.2 Ensaio de tração cisalhante - *Lap shear strength* (LSS)

O ensaio de *lap shear strength* (LSS) é um dos principais ensaios de caracterização mecânica de juntas sobrepostas soldadas em materiais compósitos. Este ensaio avalia, por meio da solicitação de esforços longitudinais na amostra soldada, sua resistência ao cisalhamento, possibilitando investigar também as tensões residuais existentes na região da solda e seus mecanismos de fratura (ABRAHÃO, 2015). A realização deste ensaio para juntas soldadas em compósitos termoplásticos segue como referência a norma ASTM D5868 (2023). A Figura 16 apresenta um desenho esquemático de dois laminados nas dimensões recomendadas de (101,6 x

25,4) mm, com seção de união de 645 mm², conforme a norma ASTM D5868 (2023), para o ensaio de *lap shear*.

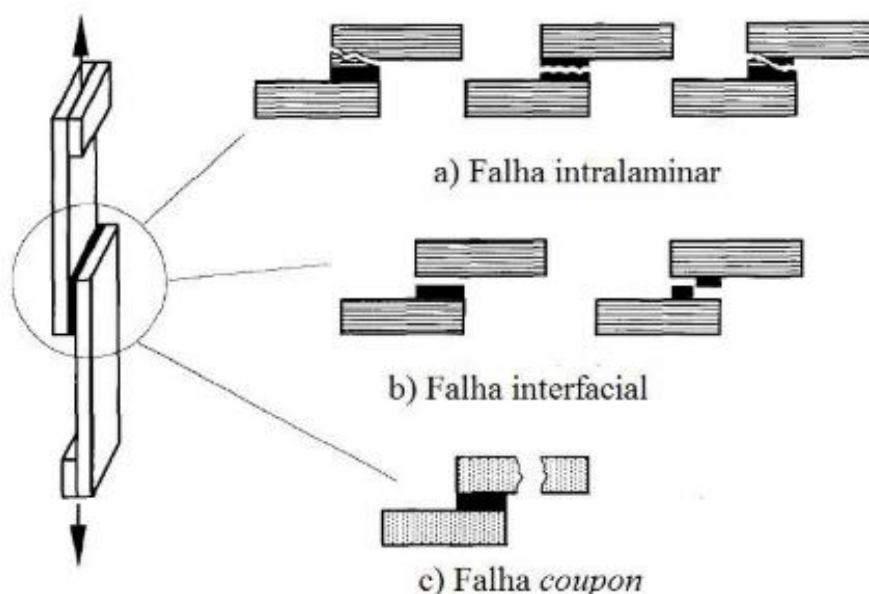
Figura 16 - Dimensões recomendadas para os CPs - ensaio de *lap shear*.



Fonte: ASTM D5868 (2023).

Quanto aos tipos de mecanismos de fratura (Figura 17), estes podem ser: intralaminar (a), que ocorre nas lâminas do compósito, no elemento resistivo ou em ambos; interlaminar, também denominada de interfacial (b), ocorrendo na interface entre laminado e elemento resistivo; e translaminar, também denominada de *coupon* (c), esta por sua vez ocorre em seções não soldadas do corpo de prova (CAPOROSI, 2016; SHEN *et al.*, 2025; SOUZA, 2017).

Figura 17 - Tipos de mecanismos de falha no ensaio *lap shear*.



Fonte: Caporossi (2016).

Em uniões/juntas de compósitos, a realização do ensaio de LSS permite avaliar também o comportamento e a resistência da interface sob condições e temperaturas variadas de serviço. Estudos conduzidos em juntas soldadas por resistência elétrica sob condições de temperatura ambiente em PEEK/CF, PP/GF e PEI/GF, revelaram que o principal mecanismo de falha nessas uniões foi a falha interlaminar (DUBÉ *et al.*, 2015; PANNEERSELVAM *et al.*, 2012; SHI *et al.*, 2013). Sob temperatura elevada, no entanto, a resistência da interface soldada pode ser consideravelmente reduzida devido à degradação da matriz e à diminuição da adesão interfacial.

Estudos realizados por Shen *et al.* (2025) em juntas soldadas por resistência elétrica em PEEK/CF indicaram que, acima de 180 °C, ocorre uma transição no mecanismo de falha, passando de interlaminar para intralaminar, a partir da delaminação entre fibra e matriz. Os ensaios de LSS realizados pelos autores indicaram ainda uma redução na resistência ao cisalhamento de 59% a 200°C, corroborando com a perda de rigidez do compósito acima desta temperatura obtidas nas análises termomecânica (TMA) e dinâmico-mecânica (DMA). Utilizando um modelo de rede neural artificial otimizada por algoritmo genético (do inglês *Genetic Algorithm-Artificial Neural Network* - GA-ANN), os autores concluíram que há uma correlação direta entre a difusão polimérica e a adesão interfacial, evidenciando a importância do LSS na avaliação do desempenho estrutural de juntas soldadas em compósitos termoplásticos.

Já em estudos realizados por Barbosa *et al.* (2018, 2019) foi investigado o comportamento a fratura de compósitos termoplásticos de matriz de poli (sulfeto de fenileno) (PPS) reforçados com fibra de carbono e também fibra de vidro, soldados por resistência elétrica utilizando malha metálica como elemento resistivo e submetidos ao ensaio de LSS. Utilizando malha metálica AISI304L, os autores realizaram a soldagem de amostras sob diferentes condições experimentais, definidos por planejamento de experimentos (DOE), e correlacionaram os mecanismos de falhas observados por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com os parâmetros de soldagem. Segundo os autores, as juntas soldadas de maior resistência de LSS (CF/PPS com 17 MPa e GF/PPS 9,5 MPa, aproximadamente) apresentaram falhas intralaminares, atribuídas a boa impregnação observada entre fibra/matriz e elemento resistivo. Em contrapartida, para correntes elevadas (acima de 33,5 A) e baixo tempo de soldagem (inferior a 60s), destacaram falhas interfaciais e presença de vazios, evidenciando a importância da consideração adequada dos parâmetros de soldagem na qualidade final da solda e em seus mecanismos de falhas.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, serão detalhados os materiais e equipamentos utilizados, bem como o planejamento experimental e caracterizações destas etapas, os parâmetros e condições de processamento utilizados na moldagem por compressão a quente e no processo de soldagem por resistência elétrica. Para o desenvolvimento do presente trabalho, dividiu-se os procedimentos de processamento, de soldagem e de caracterizações em 3 etapas, conforme Figura 1.

3.1 MATERIAIS

As lâminas de *semipregs* de CF/PAEK unidirecional foram fornecidas pela empresa *Teijin Carbon America*, com nome comercial de *Tenax®-E HTS45* (2020). As principais propriedades do *semipreg* utilizado são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1 - Principais propriedades do *semipreg* CF/PAEK.

Propriedade	Valor	Unidade
Densidade da matriz	1,3	g/cm ³
Densidade da fibra	1,77	g/cm ³
Temp. de transição vítrea	147	°C
Temp. de processamento	335-355	°C
Conteúdo em massa da matriz	34	%
Espessura nominal	0,14	mm
Resistência a flexão (0°)	1625	MPa
Módulo a flexão (0°)	125	GPa
Módulo de compressão com furo (OHC)	314	MPa
Resistência ao cisalhamento no plano (± 45)	141	MPa

Fonte: Adaptado de Teijin carbon america (2020).

3.2 ANÁLISES TÉRMICAS

O *semipreg* de CF/PAEK recebido foi inicialmente caracterizado por meio de técnicas de análises térmicas com o objetivo de avaliar o comportamento térmico do material e definir os parâmetros mais adequados de processamento via moldagem por compressão a quente, a fim de garantir uma consolidação adequada. Posterior ao processo de moldagem por compressão a quente, os laminados consolidados nas arquiteturas propostas foram caracterizados novamente objetivando avaliar o processamento e determinar os parâmetros de soldagem utilizados.

Por fim, após a soldagem por resistência elétrica, foi realizado um novo ciclo de caracterizações visando o estudo comparativo das propriedades térmicas do *semipreg* de

referência (lâmina sem processamento como recebida), do laminado consolidado e do laminado soldado de CF/PAEK.

3.2.1 Análise termogravimétrica (TGA)

A análise termogravimétrica (TGA) foi realizada objetivando determinar a temperatura de degradação e variação de massa em função da temperatura. Foi utilizado o equipamento SII *Nanotechnology* – Seiko, modelo TG/DTA 6200, disponível no laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) – Faculdade de Engenharia e Ciências (FEG)/UNESP. Para realização das análises de TGA utilizou-se os seguintes parâmetros: atmosfera de ar sintético com fluxo de gás de 100 mL/min; massa de aproximadamente 5 mg; taxa de aquecimento de 10 °C/min; faixa de temperatura de 25 °C a 1000 °C em porta amostra de platina; e alumina como material de referência.

3.2.2 Calorimetria exploratória diferencial (DSC)

Para as análises de calorimetria exploratória diferencial (DSC), utilizou-se o equipamento da *TA Instruments*, modelo Q20, disponível nas dependências do DMT - FEG/UNESP, e modelo Discovery DSC 250, disponível no Laboratório de Estruturas Leves (LEL), no Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT)/São José dos Campos. As análises foram realizadas em modo *dual scan* – 1° aquecimento, seguido de um resfriamento e 2° aquecimento – a fim de avaliar o histórico térmico do material, proveniente do processamento do fabricante, e também sem a influência do mesmo.

Para o semipreg de CF/PAEK, foram utilizados os seguintes parâmetros: massa aproximada de 5mg; atmosfera inerte de nitrogênio, com fluxo de gás de 40 mL/min; taxa de aquecimento de 10 °C/min; taxas de resfriamento de 5 °C/min e 20 °C/min; porta amostra hermético de alumínio; e faixa de temperatura de 25 °C a 380 °C. Já para o filme de PAEK, utilizou-se os seguintes parâmetros: massa aproximada de 5mg; atmosfera de nitrogênio, com fluxo de gás de 50 mL/min; taxa de aquecimento de 10 °C/min; taxas de resfriamento de 10 °C/min; porta amostra hermético de alumínio; e faixa de temperatura de 25 °C a 350 °C. O grau de cristalinidade das amostras avaliadas foram calculados a partir da Equação 2

$$X_c = \frac{\Delta H_f}{w \cdot \Delta H_{100\%}} \cdot 100 \quad (2)$$

Onde: X_c refere-se ao grau de cristalinidade calculado; ΔH_f a entalpia de fusão da amostra avaliada; w a fração mássica da matriz e $\Delta H_{100\%}$ a entalpia de fusão do PEEK 100% cristalino (YANG *et al.*, 2024).

3.2.3 Análise Dinâmico-mecânica (DMA)

Para avaliação da temperatura de transição vítrea (T_g) e dos módulos de armazenamento (E'), de perda (E'') e $\tan \delta$, por meio da técnica de DMA, foi utilizado o equipamento *SII Nanotechnology* – SEIKO, modelo DMS 6100, disponível no DMT – FEG/UNESP. Para o *semipreg* de CF/PAEK consolidado e soldado foram utilizados os seguintes parâmetros: modo de flexão em *dual cantilever*; dimensões da amostra de (55x10x3) mm; atmosfera de nitrogênio com fluxo de 100 mL/min; taxa de aquecimento de 3 °C/min; frequência de 1Hz; carga de 1000 mN; e faixa de temperatura de 30 a 220 °C.

3.2.4 Análise Termomecânica (TMA)

Por meio da técnica de TMA, foi avaliada a deformação dos laminados consolidados e soldados em função da temperatura sob carga não-oscilatória, visando determinar seus coeficientes de dilatação térmica. Foi utilizado o equipamento TMA/SS6100 da *SII Nanotechnology* – Seiko, modelo EXSTAR6000, disponível no DMT – FEG/UNESP. Para realização das caracterizações, foi utilizado os seguintes parâmetros: faixa de temperatura de 30 a 220 °C; taxa de aquecimento de 3 °C/min; dimensões da amostra de (10x10) mm; e modo expansão.

3.3 PROCESSAMENTO DOS LAMINADOS: MOLDAGEM POR COMPRESSÃO A QUENTE

A consolidação adequada dos compósitos termoplásticos depende do conhecimento prévio de suas propriedades térmicas haja visto que estas influenciam diretamente em suas propriedades finais (ARQUIER; ILIOPOULOS, 2022). Os parâmetros de processamento utilizados para consolidação dos laminados manufaturados foram baseados nas informações do *datasheet* (2020) fornecido pelo fabricante, assim como, também os resultados das análises térmicas de TGA e DSC do material de referência.

O processamento dos laminados via moldagem por compressão a quente foi realizado em uma prensa hidráulica da marca Carver, modelo CMV100H-15-X, da série Monarch (Figura 18), disponível no Laboratório de Metalurgia do DMT – FEG/UNESP.

Figura 18 - Prensa hidráulica da Carver – CMV100H-15-X.

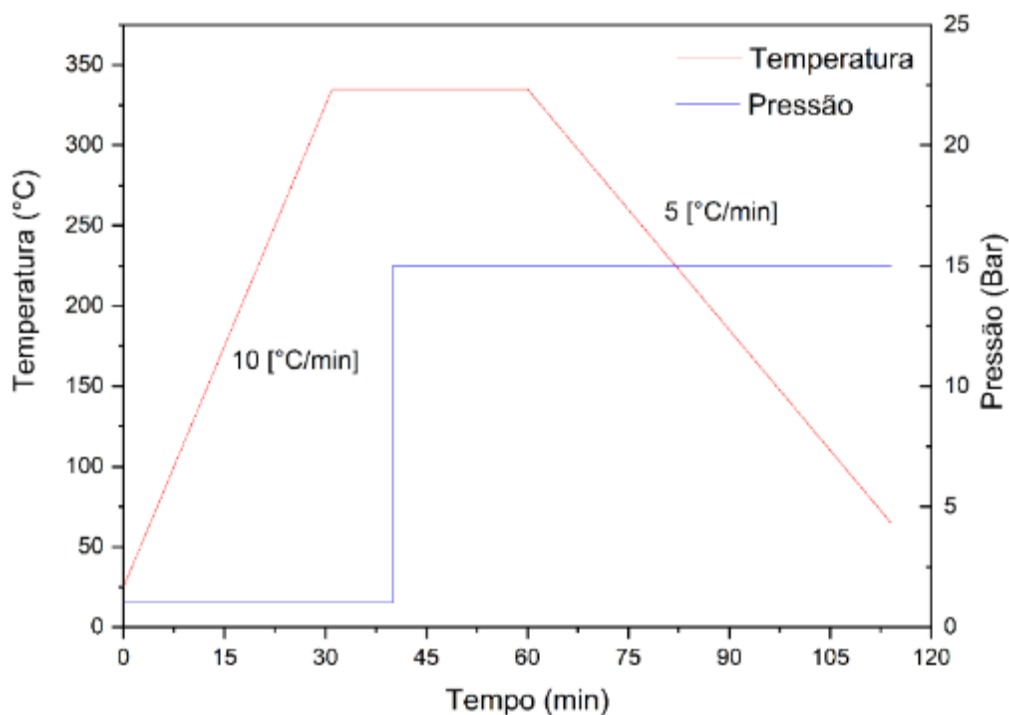


Fonte: UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA (2024).

Para validação desses parâmetros, foi consolidado um laminado com dimensões de (300 x 300 x 1,68) mm, com 12 camadas do *semipreg* de CF/PAEK na orientação [0°]. As camadas foram posicionadas entre duas chapas de aço inox, preparadas previamente com a aplicação de desmoldante líquido (Polidesmo 55) e filme de poliimida uma vez que estes apresentam elevada resistência térmica, sendo possível aplicá-los em processamentos de até 400°C.

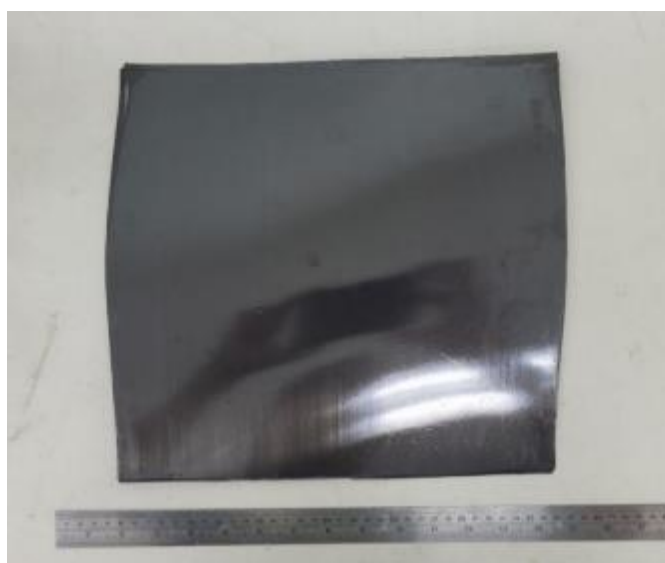
No ciclo de processamento (Figura 19), o material foi submetido a aquecimento da temperatura ambiente (aproximadamente 25°C) até 335°C e ao atingir essa temperatura, um patamar de 10 min foi realizado a fim de garantir a homogeneização da temperatura. Subsequentemente, aplicou-se pressão de 15 bar, mantida até o final do processamento, e um novo patamar de 20 min para consolidação do material. Por fim, o material foi resfriado utilizando água e ar até 50°C, aproximadamente.

Figura 19 - Ciclo de processamento dos laminados de CF/PAEK.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A avaliação da qualidade do laminado consolidado (Figura 20) foi realizada por meio da inspeção por ultrassom nas dependências do LEL/IPT - São José dos Campos. Os laminados foram inspecionados por ultrassom utilizando o equipamento OMNI SCAN XS, dotado de *probe* de 5 MHz com 64 elementos com código de identificação 5L64-NW1 e sapata acrílica modelo SNW1-0L-IHC-rev.C.

Figura 20 - Laminado consolidado - $[0]_{12}$.

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4 PREPARAÇÃO E PROCESSAMENTO DOS FILMES DE PAEK

O filme de PAEK (Figura 21) utilizado na soldagem das amostras visando um estudo comparativo em relação ao processo de soldagem somente com a malha metálica foi realizado via moldagem por compressão a quente.

Figura 21 - Filme de PAEK.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Em um molde fechado, com área útil de (220 x 220) mm, 36 g de amostra em pó de PAEK foram manualmente distribuídos. Durante o ciclo de processamento, o material foi aquecido da temperatura ambiente até 335 °C, a uma taxa de 10 °C/min, mantido nesse patamar por 20 minutos, sem aplicação de pressão e, em seguida, resfriado até temperatura ambiente, a uma taxa de 5 °C/min. Os filmes obtidos foram cortados de acordo com as dimensões dos corpos de provas para cada ensaio realizado. A espessura do filme de PAEK utilizado foi de $(62,0 \pm 2,7) \mu\text{m}$.

3.5 SISTEMA DE SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA

Para a realização do processo de soldagem, foi utilizado um equipamento de soldagem por resistência elétrica (Figura 22), também denominada de soldadora por resistência elétrica, disponível na Central de Laboratórios Científicos de Excelência (CLaCE) – FEG/UNESP.

Esse sistema de soldagem consiste em uma prensa acoplada com um sistema de conectores elétricos que se ligam ao elemento resistivo utilizado. A d.d.p. gerada na malha, associada à pressão (carga distribuída) na seção de união, por efeito Joule aquece o material, amolecendo-o e fundindo-o. Desligando a fonte de energia, o material resfria garantindo, assim, a soldagem entre os laminados (ABRAHÃO, 2015). A Tabela 2 apresenta a faixa de operação mínima e máxima da soldadora.

Figura 22 - Sistema experimental de soldagem utilizado.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 2 - Condições de operação da soldadora utilizada.

Largura da seção soldada (cm)	Pressão (MPa)	Corrente (A)
2 a 4	0,7 a 3	5 a 70

Fonte: Abrahão (2015, p. 90).

3.5.1 Elemento resistivo e parâmetros de soldagem

Considerando estudos realizados por Dubé *et al.* (2012), Souza (2017) e Xiong *et al.* (2021), que avaliaram a influência do tamanho da malha metálica (*mesh*) utilizada, parâmetros e aspectos do processo de soldagem em diferentes compósitos termoplásticos, para a realização da soldagem dos laminados de CF/PAEK, foi utilizada como elemento resistivo a malha metálica de aço inoxidável 304 (AISI 304) de 250 *mesh*, adquirida da empresa *TEGAPE Ltda.* Na Tabela 3 e Tabela 4 são apresentadas as especificações da malha e os parâmetros de soldagem utilizados, respectivamente.

Tabela 3 - Especificações da malha metálica de aço inox AISI 304.

Material	Mesh	Diâmetro do fio [mm]	Abertura [mm]	Área aberta (%)
AISI 304	250	0,03	0,072	50

Fonte: Tegape (2025).

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem utilizados.

Pressão (MPa)	Tempo de soldagem (s)	Tempo de Pós-soldagem (s)	Corrente (A)	Densidade de potência (W/cm²)
3	90	60	30	180

Fonte: Elaborado pelo autor.

A malha metálica utilizada foi cortada em seções retangulares de (1000 x 25,4) mm e preparadas a partir da lavagem em um sistema de ultrassom por meio de dois banhos: o primeiro banho de 30 minutos a 30°C com água deionizada e detergente; o segundo banho de 30 minutos a 25°C utilizando acetona. Posterior à lavagem, as malhas cortadas passaram por um ciclo de secagem em uma estufa por 12 horas, a 110 °C. Este preparo prévio à soldagem garante que a malha metálica não possua resquícios de qualquer contaminação proveniente do processo de fabricação e demais manuseios, assim como de umidade do processo de lavagem (SOUZA, 2017). Por fim, a soldagem dos corpos de provas foi realizada em duas configurações: a primeira, somente com a malha metálica (SM), e a segunda com malha metálica e filme intermediário de PAEK (SMF).

3.6 ENSAIOS MECÂNICOS

Visando avaliar a influência nas propriedades mecânicas das diferentes orientações de fibras no processo de soldagem do CF/PAEK, os laminados foram caracterizados pelo ensaio mecânicos de *lap shear strength* (LSS).

3.6.1 Ensaio de Lap shear strength (LSS)

O ensaio de *lap shear* foi realizado utilizando uma máquina de ensaios universal da Shimadzu, modelo AG-X *series* disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos no DMT – FEG/UNESP. Foram utilizados os seguintes parâmetros de ensaio: velocidade de 1,3 mm/min e célula de carga de 50 kN

Para realização do ensaio de *lap shear* (LSS), as amostras foram cortadas, preparadas e soldadas de acordo com a norma ASTM D5868 (2023). Os corpos de prova utilizados foram confeccionados com dimensões de (203,2 x 25,4) mm e área da seção soldada de 645 mm², aproximadamente. Na Figura 23 é apresentado o *setup* experimental utilizado para o ensaio.

Figura 23 - *Setup* experimental para o ensaio de *Lap Shear* (LSS) e amostra soldada de *semipreg* de CF/PAEK.

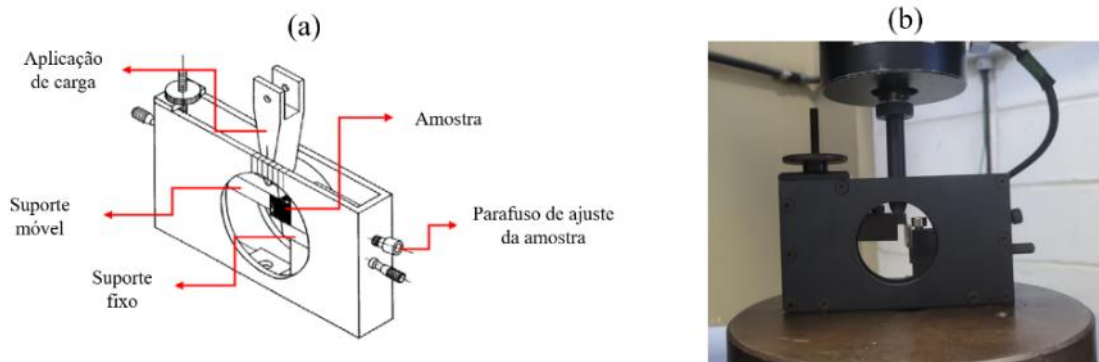


Fonte: Elaborado pelo autor.

3.6.2 Cisalhamento interlaminar por compressão (CST)

O ensaio de cisalhamento interlaminar por compressão (CST) foi realizado no equipamento de ensaio universal marca Shimadzu, modelo AG-X *series*, disponível também no DMT – FEG/UNESP. As condições e parâmetros de ensaios seguiram como referência práticas usuais descritas na literatura (BOTELHO; REZENDE, 2002; FERES *et al.*, 2025; SANTOS *et al.*, 2020; SOUZA, 2017), de modo a garantir uma comparação com estudos anteriores. Na Figura 24 é apresentado um desenho esquemático do dispositivo utilizado no ensaio e do *setup* experimental.

Figura 24 - Dispositivo de ensaio CST: (a) desenho esquemático do dispositivo e (b) *setup* experimental.



Fonte: Adaptado de Botelho (2002).

Neste ensaio, avalia-se a fratura por cisalhamento puro decorrente da aplicação de carga na seção de interface do laminado (BOTELHO; REZENDE, 2002; FERES *et al.*, 2025), onde a resistência interlaminar aparente da amostra é calculada a partir da Equação 3 e 4:

$$\sigma_{app} = \frac{P_{eff}}{(l \times b)} \quad (3)$$

$$P_{eff} = \frac{P_{tot} \times z}{(R_d \times d_i)} \quad (4)$$

Onde: σ_{app} refere-se ao cisalhamento interlaminar aparente (MPa); P_{eff} é a carga efetiva (Kgf); l e b são o comprimento efetivo e espessura da amostra (mm), respectivamente; P_{tot} representa a força total aplicada (Kgf); R_d o raio do braço móvel, em graus, e d_i , a metade da largura da amostra (mm), sendo está definida na região onde a fratura se propaga. Para realização do ensaio, os corpos de provas foram cortados e soldados nas dimensões (10 x 10) mm e ensaiados com os seguintes parâmetros: célula de carga de 5 kN e velocidade de ensaio de 0,25 mm/min.

3.6.3 Análise estatística dos dados de resultados de LSS e CST.

Os resultados dos ensaios mecânicos realizados foram avaliados a partir de uma análise estatística por ANOVA no software Origin Pro 2025 de propriedade pessoal. Para verificar a influência simultânea da arquitetura do laminado e do processo de soldagem no desempenho mecânico, utilizou-se uma ANOVA fatorial de dois fatores (do inglês, *Two-Way ANOVA*), denominados de Fator A e Fator B.

O Fator A (Arquitetura) corresponde à orientação do laminado nas arquiteturas estudadas ([0], [90] e [0/90]) enquanto o Fator B (Condição), representa a condição de soldagem (SMF) e referência (laminado consolidado). A variável resposta (*Data*), por sua vez, representa os

resultados mecânicos obtidos. Este processo foi realizado em 2 análises individuais, sendo uma para o ensaio de *Lap Shear* e outra para o ensaio de CST.

Para comparação das médias dos grupos, utilizou-se o método de *Tukey's Honestly Significant Difference* (Tukey HSD), com nível de significância de 0,05 (FLEET *et al.*, 2015; LEE *et al.*, 2018; OLIVEIRA, 2020), permitindo assim avaliar se o efeito da soldagem é dependente da arquitetura do compósito.

3.7 ANÁLISE MICROSCÓPICA E FRACTROGRÁFICA DAS AMOSTRAS SOLDADAS

Para a avaliação da interação entre elemento resistivo-filme-substrato e dos mecanismos de fratura nas duas configurações de soldagem estudadas e nas diferentes arquiteturas, foram realizadas macrografias e micrografias em campo escuro. As macrografias foram obtidas em um estereomicroscópio Zeiss Stemi 2000, com ampliações de 0,65x e 2x, disponível no Laboratório de Imagens de Materiais (LAIMat) – FEG/UNEP. Já as micrografias em campo escuro, no microscópio óptico Zeiss Axio Imager Z2m com ampliação de 5x, também disponível das dependências do LAIMat.

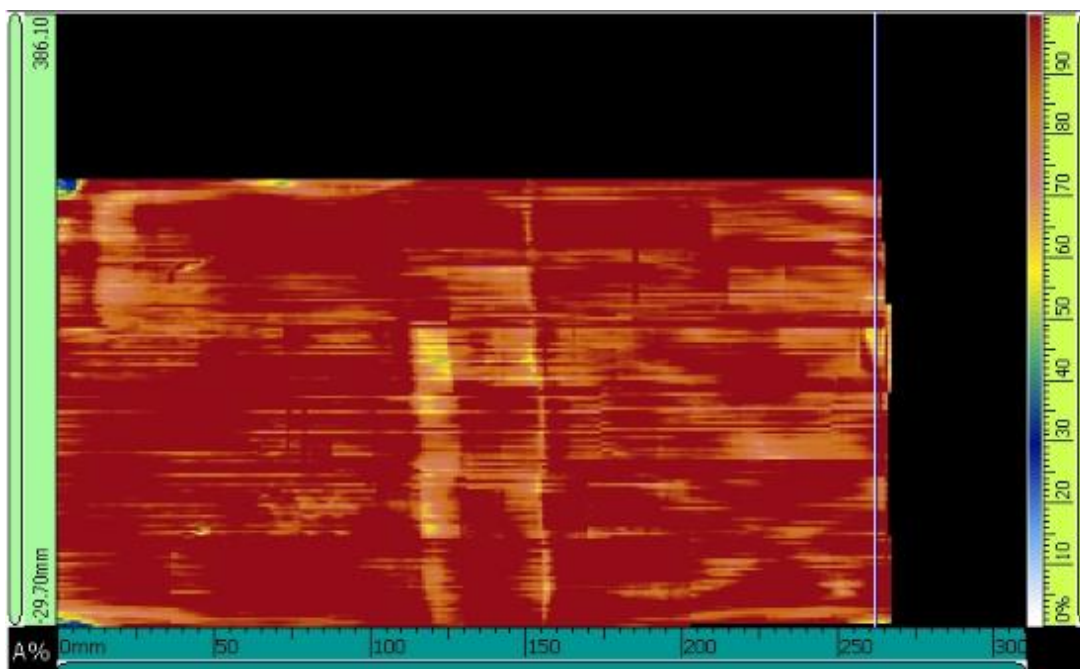
4 RESULTADOS OBTIDOS

Nesta seção serão apresentadas as inspeções por ultrassom e os principais resultados obtidos provenientes das caracterizações térmicas e mecânicas do material de referência, dos laminados consolidados e soldados nas arquiteturas propostas.

4.1 INSPEÇÕES POR ULTRASSOM

A Figura 25 apresenta o resultado da inspeção por ultrassom no laminado de orientação $[0]_{12}$, onde se observa a escala de retorno de sinal ao lado direito da figura, sendo as cores branca e azul as relacionadas ao menor retorno (0% a 40%, aproximadamente) e as cores vermelho e laranja associadas a um maior retorno (70%-100%, aproximadamente). Tal comportamento sugere que as amostras com imagens em tons avermelhados (vermelho e laranja) retornam mais o sinal emitido no compósito, o que indica uma melhor consolidação das camadas e ausência de defeitos (poros e descontinuidades). Desta forma, observa-se na Figura 25 um alto retorno do sinal (em vermelho) ao longo de toda a seção do laminado, indicando ótima adesão das lâminas, e baixa presença de vazios e descontinuidades.

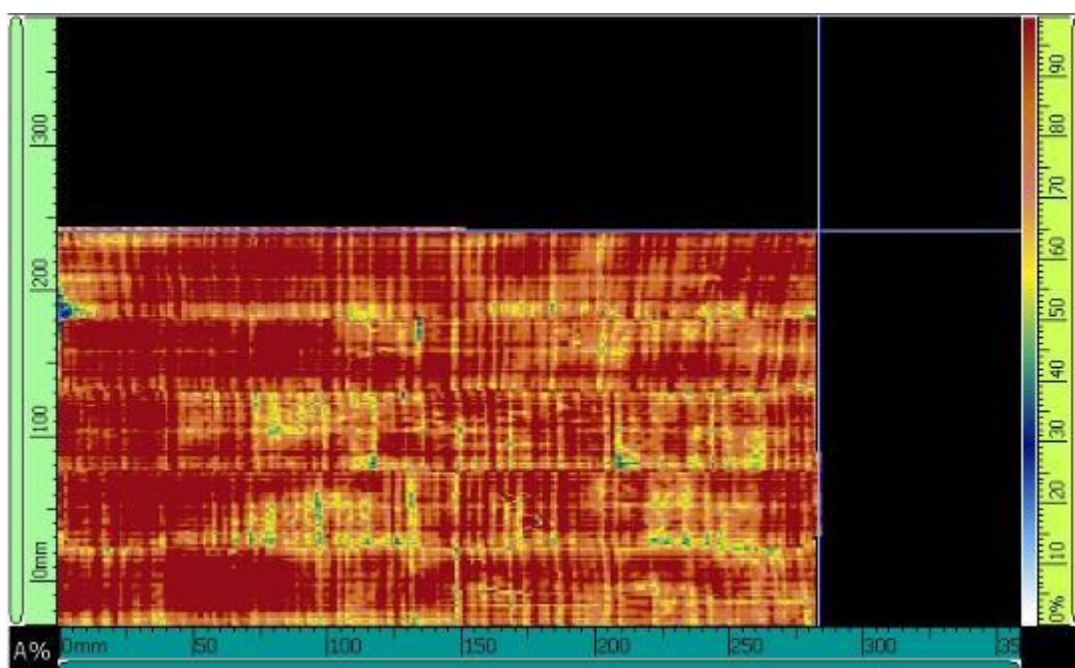
Figura 25 - Resultados da inspeção por ultrassom – laminado $[0]_{12}$.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para o laminado orientado a $[90]_{12}$, destacou-se um comportamento similar ao obtido na orientação $[0]_{12}$. Na Figura 26, observa-se um retorno intermediário (40% a 70%, aproximadamente) nas cores amarelas em regiões pontuais do laminado e, em maior proporção, um maior retorno em tons avermelhados, indicando uma boa adesão das camadas com baixa presença de descontinuidades, validando, portanto, o ciclo de processamento utilizado. A partir dos resultados de inspeção por ultrassom, a distribuição dos corpos de provas (CPs) retirados do laminado e o detalhamento de cotas são apresentados no Apêndice A.

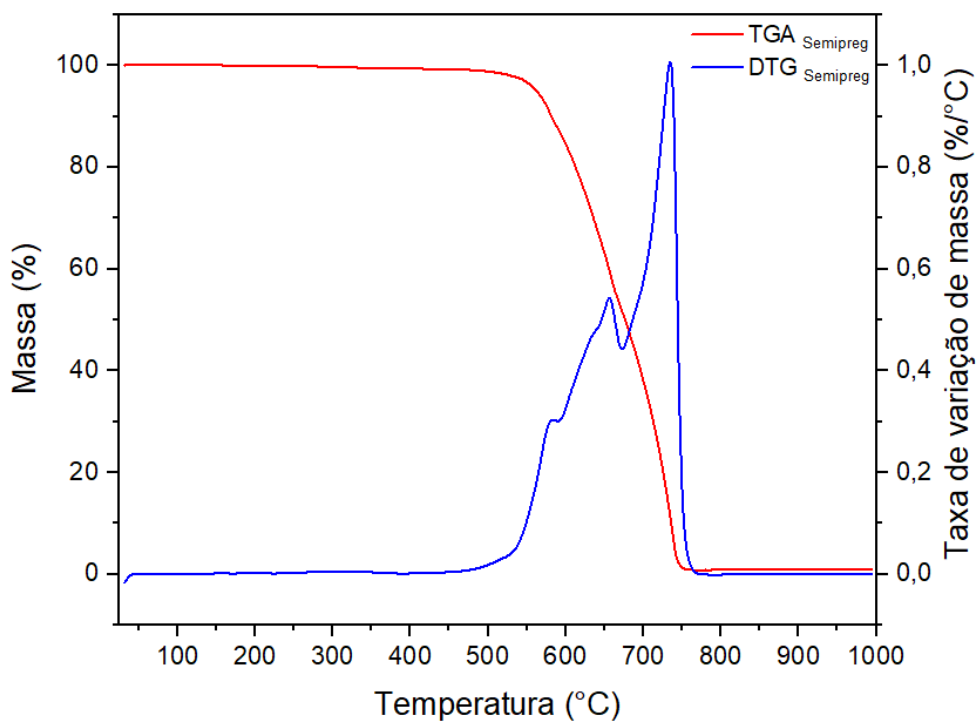
Figura 26 - Resultados da inspeção por ultrassom – laminado $[90]_{12}$.



Fonte: Elaborado pelo autor.

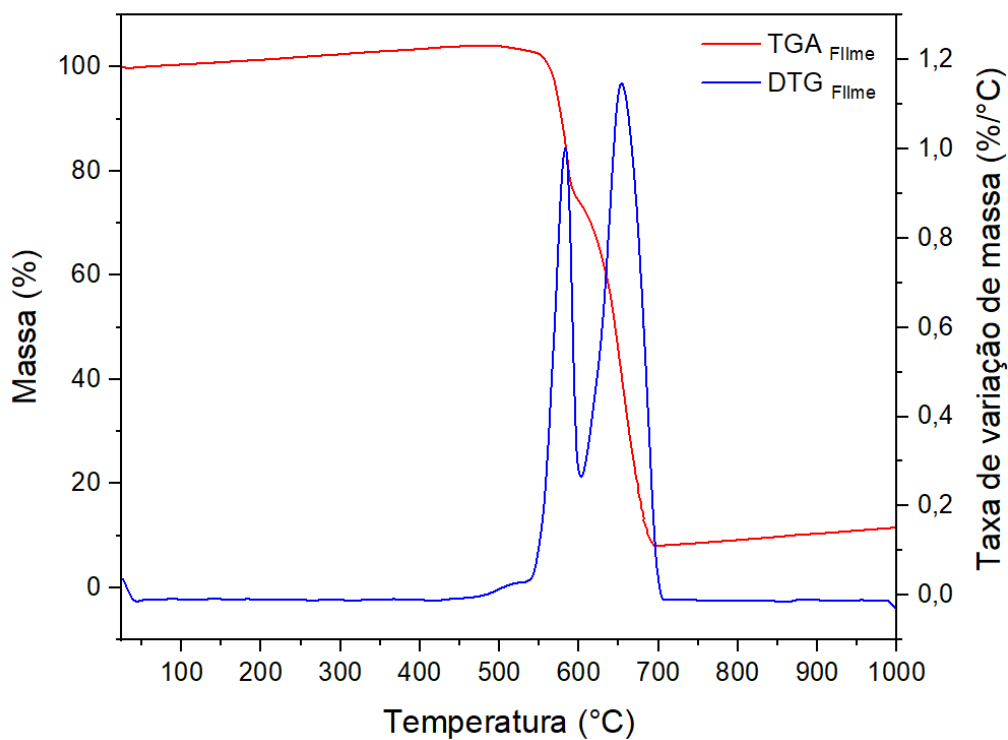
4.2 CARACTERIZAÇÕES TÉRMICAS DOS MATERIAIS

Nas amostras do *semipreg* e filme intermediário, realizou-se a análise de TGA para a obtenção das curvas TGA/DTG, apresentadas nas Figura 27 e 28, com o objetivo de avaliar o comportamento térmico dos materiais, assim como para definir os parâmetros mais adequados de processamento dos laminados e filme via moldagem por compressão a quente e da soldagem por resistência elétrica.

Figura 27 - Curva TGA/DTG do *semipreg* de CF/PAEK em atmosfera de ar sintético.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 28 - Curva TGA/DTG do filme de PAEK em atmosfera de ar sintético.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para as amostras, foram observados dois eventos térmicos principais. No *semipreg* (Figura 27), o primeiro evento ocorre na faixa de temperatura de 450 °C a 677 °C, com maior taxa de degradação em 650 °C e variação de massa de 49,4%, aproximadamente. O segundo evento, por sua vez, ocorre subsequente ao término do primeiro evento, no intervalo de temperatura entre 677°C a 800°C, apresentando maior taxa de degradação em 735°C com variação de massa de 49,7%, aproximadamente. Por fim, foi observado massa residual aproximada de 0,84%, calculada a 900°C.

No filme de PAEK (Figura 28), os eventos se concentraram em intervalos de temperatura mais estreitos em relação ao *semipreg*: o primeiro evento ocorre entre 500 °C a 600 °C, com variação de massa de 23,9% e maior taxa de degradação em 582°C. O segundo evento térmico observado ocorre subsequente ao primeiro, entre 600 °C a 706 °C, aproximadamente, apresentando variação de massa de 68,1% e massa residual aproximada de 8%, calculada a 710°C.

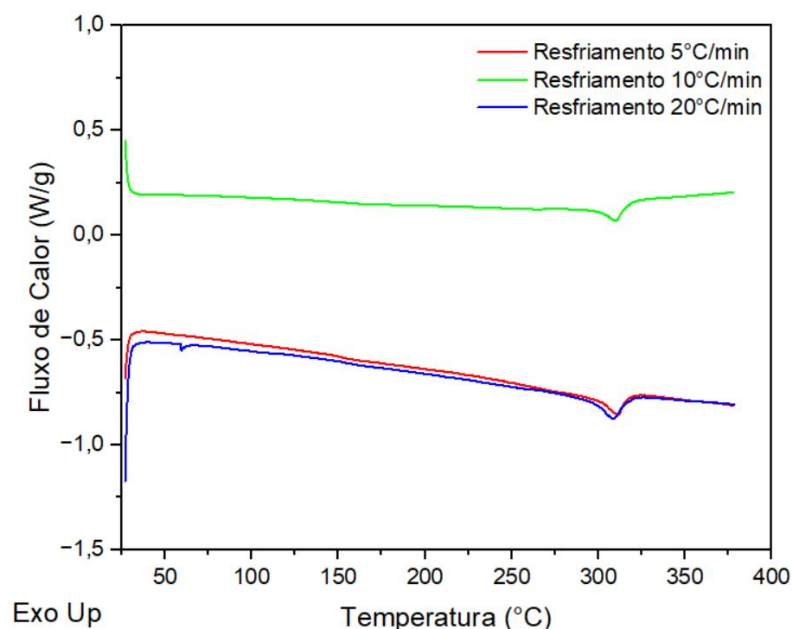
O perfil térmico de TGA encontrado nas amostras é similar ao descrito na literatura (MAHESH *et al.*, 2014; SANTOS *et al.*, 2021) para o PAEK e PEEK. As reações de decomposição ocorrem a partir da ruptura da cadeia polimérica nas ligações cetonas e éteres, sendo esse o principal mecanismo, e continuam com reações nas ramificações. A maior perda de massa, observada próxima aos 550°C, pode ser atribuída, majoritariamente, a perda dos grupos fenóis inerentes da decomposição do material polimérico. Os resíduos formados são constituídos de fenóis, dióxido e monóxido de carbono e grupos de éter aromáticos, como dibenzofurano e compostos de baixa massa molar que são formados e permanecem no resíduo até altas temperaturas (PATEL *et al.*, 2010).

A partir da TGA e da definição da temperatura inicial de degradação do CF/PAEK e do filme de PAEK, em 450 °C, foram definidos os parâmetros mais adequados a serem utilizados para a análise de DSC.

A Figura 29 apresenta a curva do segundo aquecimento da análise por DSC do CF/PAEK nas taxas de resfriamento de 5°C/min, 10°C/min e 20°C/min. Observa-se, nas curvas provenientes das análises de DSC, a presença de dois eventos térmicos, sendo um referente ao desvio da linha base, em aproximadamente 200°C, e um referente a presença de um pico endotérmico. O desvio da linha base corresponde a temperatura de transição vítrea do PAEK (155°C). E o pico endotérmico corresponde a temperatura de fusão (T_m) do PAEK (~310°C). Os valores encontram-se próximos aos descritos na literatura onde a T_g ocorre entre 140–180°C, dependendo da estrutura química do material em análise (GOMES, 2022; SANTOS, 2021). Já a

T_m pode variar na faixa de 310 a 390°C, dependendo da proporção de unidades de éter e cetona presentes na cadeia polimérica.

Figura 29 - Curvas de DSC do 2º aquecimento do *semipreg* de CF/PAEK nas taxas de resfriamento de 5°C/min, 10°C/min e 20°C/min.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Com base na entalpia de fusão do segundo aquecimento das amostras, e considerando como referência a entalpia de fusão do PEEK 100% cristalino ($\Delta H_{100\%}$), de 130 J/g (ALVAREDO *et al.*, 2019; YANG *et al.*, 2024), sendo esse um dos derivados do PAEK e com estrutura química muito similar ao mesmo (PRAKASH D., 2023), foi calculado o grau de cristalinidade (Equação 2) do *semipreg* de CF/PAEK, com valores apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 - Temperatura de fusão (T_m), entalpia de fusão e grau de cristalinidade do *semipreg* de CF/PAEK nas taxas de resfriamento de: (a) 5°C/min, (b) 10°C/min e (c) 20°C/min.

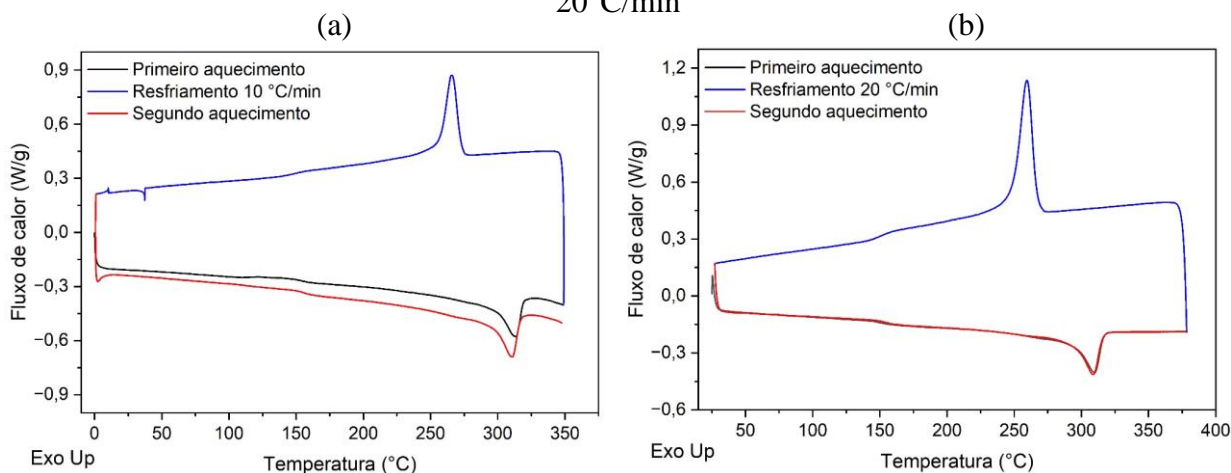
Ref.	T_m (°C)	ΔH_f (J/g)	X_c (%)
A	310,07	7,836	17,7
B	310,08	7,959	18,0
C	309,08	8,079	18,3

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a entalpia de fusão, observou-se um aumento de 0,243 J/g ao se comparar a taxa de resfriamento de 5°C/min (Tabela 5a) em relação a 20°C/min (Tabela 5c), enquanto que para o grau de cristalinidade, destaca-se um aumento de apenas 0,55% no material, evidenciando que as taxas de resfriamento avaliadas não impactam significativamente no grau de cristalinidade do material. A temperatura de fusão, por sua vez, sendo esta considerada como a temperatura de pico, manteve-se na faixa de aproximadamente 310°C.

A Figura 30 apresenta o perfil térmico obtido por DSC para filme intermediário de PAEK nas taxas de resfriamento de 10°C/min e 20°C/min. Na Tabela 6 são apresentadas as entalpias de fusão e grau de cristalinidade para o filme. Destaca-se que o comportamento é similar ao observado no *semipreg*, com T_g de 156°C e T_m definida em aproximadamente 311°C, porém com grau de cristalinidade de aproximadamente 16%.

Figura 30 - Curvas DSC do filme de PAEK nas taxas resfriamento de (a) 10°C/min e (b) 20°C/min



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 6 - Temperatura de fusão (T_m), entalpia de fusão e grau de cristalinidade do filme de PAEK nas taxas de resfriamento de: (a) 10°C/min e (b) 20°C/min.

Ref.	T_m (°C)	ΔH_f (J/g)	X_c (%)
A	310,9	19,570	15,05
B	309,1	20,712	15,93

Fonte: Elaborado pelo autor.

Com base nas análises de TGA e DSC, foi possível constatar que as temperaturas de degradação, fusão e transição vítrea para o *semipreg* e filme intermediário de PAEK estão de acordo com os dados disponíveis no *datasheet* do *semipreg* (2020) e literatura (SANTOS, 2021; YANG *et al.*, 2024; ZHANG *et al.*, 2023). Além disso, os resultados obtidos permitiram definir o ciclo de processamento via moldagem por compressão a quente para os laminados (Figura 19) e filme de PAEK bem como estabelecer a faixa de 305-405°C como intervalo adequado para a soldagem por resistência elétrica dos laminados.

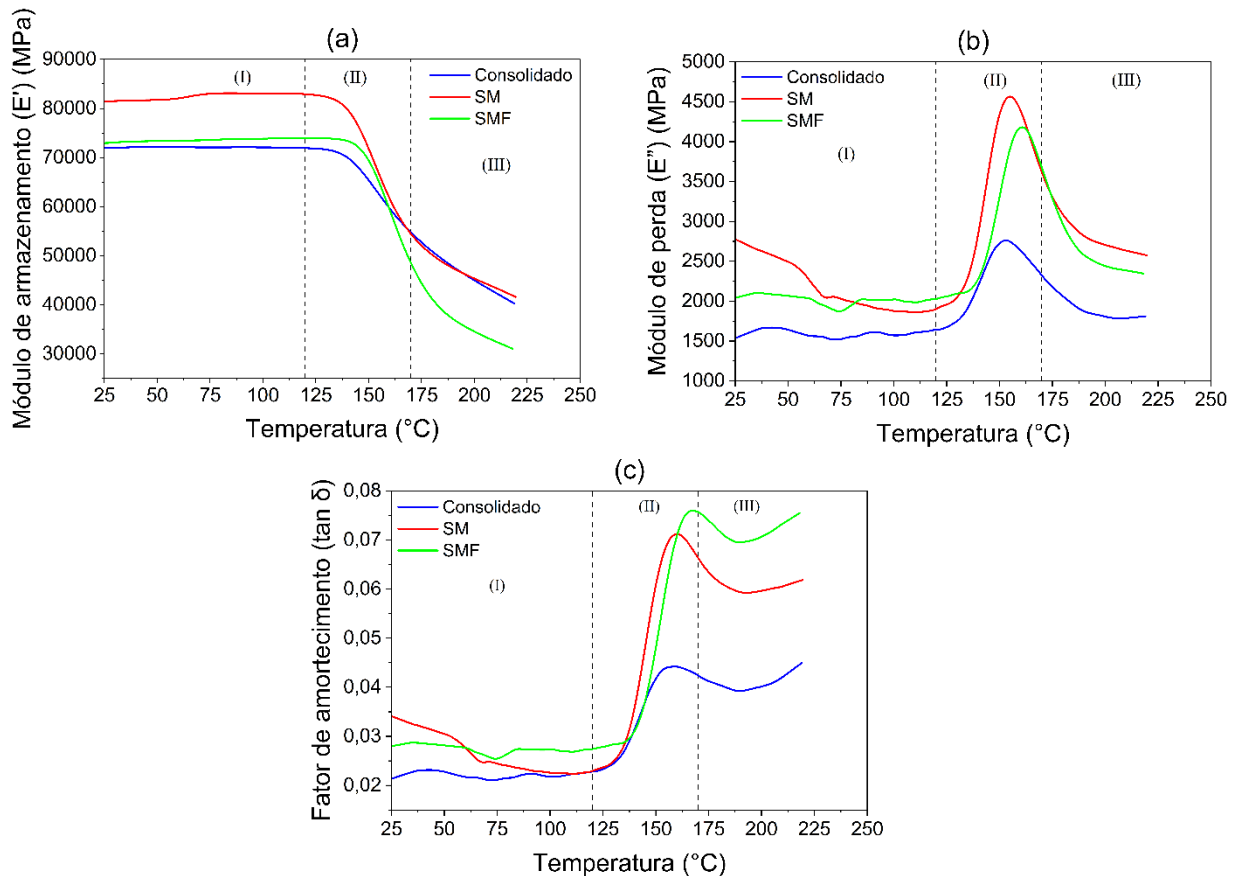
4.2.1 Análise dinâmico-mecânica (DMA)

A partir dos resultados provenientes da análise dinâmico-mecânica (DMA), foi avaliado o comportamento viscoelástico dos compósitos de CF/PAEK consolidado e soldados nas diferentes arquiteturas. Por meio dessa técnica foram analisados o módulo de armazenamento (E'), módulo de perda (E'') e o fator de amortecimento ($\tan \delta$), também denominado de fator de perda. O E' está associado a capacidade de armazenamento de energia durante o carregamento

cíclico e a rigidez. O E'' está relacionado a energia dissipada na forma de calor. Por fim, $\tan \delta$ corresponde a razão entre o E' e o E'' , utilizado como referência para avaliação da diferença entre o comportamento do material com o comportamento elástico ideal, sendo seu pico associado a capacidade do material em dissipar energia (CORTAT ALVES, 2021; SANTOS, 2021).

O perfil do comportamento viscoelástico encontrado para as amostras de CF/PAEK consolidadas é similar ao descrito na literatura (AUDOIT *et al.*, 2019; CHAHINE *et al.*, 2025; KUMAR P *et al.*, 2023; SANTOS, 2021; YANG *et al.*, 2024). Na Figura 31 são apresentados os resultados de DMA na orientação $[0]_{12}$, onde foi possível destacar três regiões: a primeira região denominada de vítrea (I); a segunda, de transição (II); e a terceira, elastomérica (III).

Figura 31 - DMA do CF/PAEK $[0]_{12}$ consolidado e soldados: (a) módulo de armazenamento; (b) módulo de perda; e (c) fator de amortecimento.



Nota: Consolidado – laminado de referência; SM – laminado soldado com malha AISI304; SMF – laminado soldado com malha AISI304 e filme de PAEK.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para o módulo de armazenamento, na região vítrea (I) do laminado consolidado (Figura 31 (a)), a 30 °C, observa-se o valor de E' ~72 GPa. Ressalta-se nesta região I, que os polímeros e compósitos tendem a apresentar maiores valores se comparado as demais regiões (II e III). Essa

maior rigidez, logo maior módulo, deve-se ao fato do polímero estar abaixo da temperatura de transição vítrea onde quase não existe movimentação da cadeia e de sua capacidade em armazenar energia durante o carregamento dinâmico, restringindo a deformação, o que reflete em E' mais elevados (SANTOS, 2021).

Já para o laminado soldado com malha (SM) (Figura 31 (a)), a 30 °C, destaca-se um aumento nos valores de E' (~81,5 GPa), apresentando um ganho de 13% em relação ao laminado consolidado. Esse comportamento pode ser atribuído a presença da malha metálica, que restringe a mobilidade das cadeias poliméricas, promovendo maior rigidez estrutural no material. Foi observado, ainda, um aumento de E' na faixa de 50 °C a 80 °C. O aumento na rigidez observado pode ser associado às tensões térmicas residuais geradas na soldagem durante o processo de resfriamento (pós-soldagem) na interface malha-matriz, resultante da diferença entre seus coeficientes de expansão térmica (DUBÉ *et al.*, 2012; KADIOGLU, 2025; LI; PALARDY, 2023; MURRAY *et al.*, 2019; TAN; TONG, 2018).

Na amostra soldada com filme de PAEK associado ao elemento resistivo (SMF), os valores de E' aproximam-se do observado para o laminado consolidado (~73 GPa a 30°C), sugerindo uma redução da influência da malha na rigidez do laminado, possivelmente devido a maior fração de matriz no sistema. Além disso, na faixa de 50-120°C, diferentemente de SM, não foi observado um aumento significativo de rigidez atribuído às tensões residuais geradas durante a soldagem, indicando que o filme pode ter contribuído na mitigação dessas tensões.

Com o aumento da temperatura, na região de transição (II) (Figura 31 (a)), a influência da malha diminui à medida que se aproxima da T_g , indicando um relaxamento progressivo das tensões residuais térmicas e uma maior mobilidade da cadeia polimérica, reduzindo a diferença entre os módulos de armazenamento do laminado consolidado e soldado (PARLEVLIE *et al.*, 2006; SHAFQAQ *et al.*, 2025). Apesar disso, o valor da T_g das amostras avaliadas mantiveram-se próxima a faixa de 160 °C.

Na região elastomérica (~175 °C), o laminado consolidado e SM exibem valores e comportamentos semelhantes, indicando que o desempenho passa a ser predominantemente governado pela matriz. Em temperaturas superiores a 200 °C, E' atinge valores mais baixos que nas regiões anteriores (~45 GPa), com tendência ao declínio, sugerindo perda progressiva da rigidez do material, porém, sem atingir um estado totalmente viscoso. Tal fato pode ser justificado devido à interação entre malha-matriz ainda influenciar (KADIOGLU, 2025), mesmo que em menor magnitude, além da presença de possíveis fases cristalinas e das fibras preservarem parte da rigidez do material (YANG *et al.*, 2024). Já na amostra SMF, esse comportamento fica

ainda mais acentuado devido ao maior volume de matriz no sistema, atingindo valores inferiores (~34 GPa) ao observado nas demais amostras nessa arquitetura.

A análise do módulo de perda (Figura 31 (b)) reforça o comportamento viscoelástico observado para o CF/PAEK consolidado e soldado. A 30°C, o módulo de dissipação apresenta valores mais elevados nos laminados soldados em relação ao consolidado. Na faixa de temperatura de 50 a 80 °C evidencia-se uma redução de E'' em SM. Esse perfil de comportamento indica a influência das tensões residuais térmicas e da malha na rigidez do material, que restringem a mobilidade das cadeias poliméricas, reduzindo o módulo de dissipação de energia.

Com o aumento da temperatura e mudança para uma região de transição, na faixa de 160°C, evidenciam-se picos atribuídos a T_g do material, associados a máxima dissipação de energia devido à maior mobilidade das cadeias poliméricas na fase amorfa (SANTOS, 2021; SHAFQAQ *et al.*, 2025). Na região elastomérica, os módulos de dissipação das amostras apresentam uma tendência de declínio, enfatizando uma redução progressiva da influência da malha e reforça a predominância da matriz na rigidez do material.

A Figura 31 (c) apresenta o fator de amortecimento em função da temperatura para os laminados consolidados e soldados. Na região de transição (II), $\tan \delta$ atinge um pico a aproximadamente 160 °C. Esse comportamento já era esperado uma vez que reflete a T_g do material, onde observa-se a passagem do polímero do estado vítreo para o flexível e a máxima dissipação de energia. Este valor de T_g obtido pelo pico em $\tan \delta$ é similar ao obtido por DSC (~155°C).

Os valores encontrados por DSC, assim como por DMA, estão próximos aos descritos na literatura, onde a T_g ocorre entre 140–180°C (GOMES, 2022; SANTOS, 2021). Destaca-se, ainda, que o pico de $\tan \delta$ para os laminados soldados são mais intensos em relação ao consolidado (aumento de ~70% para SM e ~30% para SMF), o que pode estar relacionado ao relaxamento das tensões térmicas residuais em SM e maior quantidade de matriz devido ao filme de PAEK em SMF, deslocando ligeiramente a T_g para essas amostras (KADIOGLU, 2025). Entretanto, os valores da T_g dos laminados consolidado e soldados estão próximos, indicando que não houve influência devido ao processo de soldagem e associação do filme intermediário.

Em temperaturas mais altas (~200°C), $\tan \delta$ apresenta valores mais elevados para os laminados soldados em relação ao consolidado, reforçando que a interação entre malha-matriz permanece. Esse comportamento pode estar associado a interação interfacial entre os materiais e também a redistribuição de tensões ao longo do compósito (LI; PALARDY, 2023).

Na Tabela 7 são apresentados os resultados dos módulos E' , E'' e T_g , definida a partir de $\tan \delta$, das amostras consolidadas e soldadas nas diferentes orientações. Já as Figura 32 e 33

apresentam as análises de DMA das amostras soldadas nas arquiteturas $[90]_{12}$ e $[0/90]_6$, respectivamente. Nestas orientações, o perfil de comportamento dinâmico-mecânico das amostras soldadas mostrou-se semelhante ao observado para a orientação $[0]_{12}$.

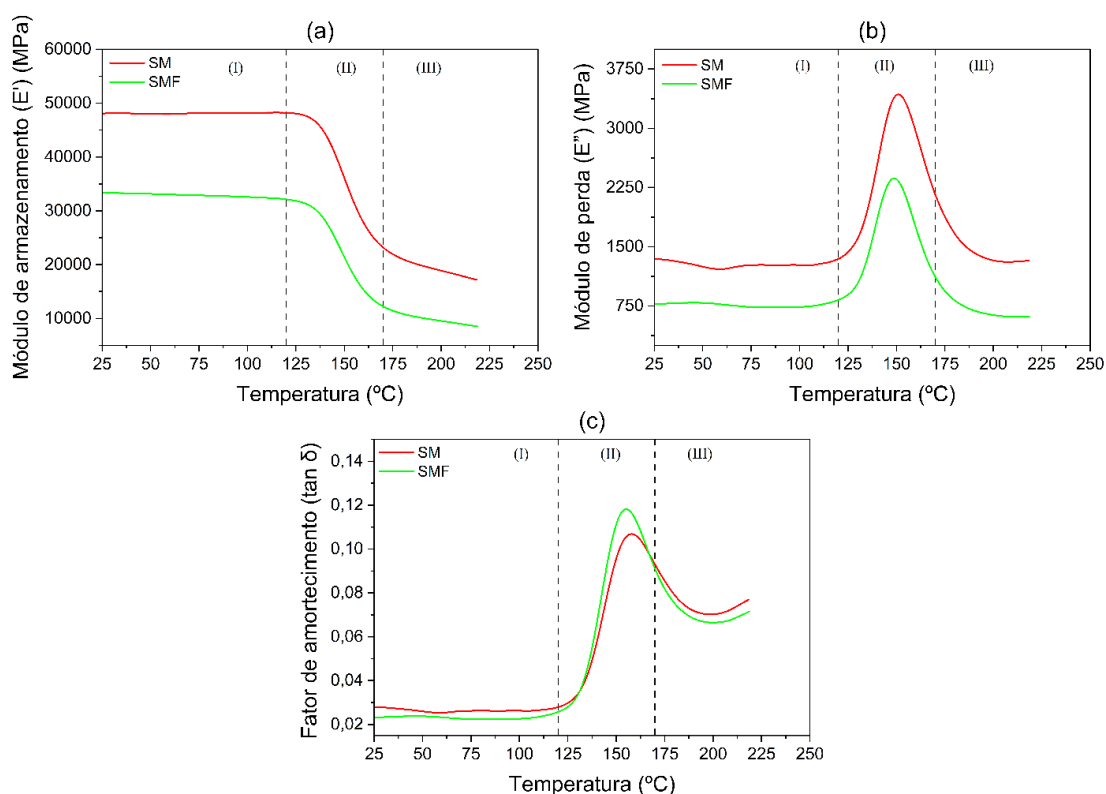
Tabela 7 - Resultados de E' , E'' e $\tan \delta$ obtidos por DMA para amostras consolidadas, SM e SMF nas diferentes orientações.

Arquitetura	Amostra	E' 30 °C (GPa)	E'' 30 °C (GPa)	$\tan \delta$	
				Valor máx.	Tg (°C)
$[0]_{12}$	Consolidado	71,95	1,59	0,042	157,2
	SM	81,49	2,71	0,071	159,7
	SMF	73,16	2,08	0,076	166,9
$[90]_{12}$	SM	48,11	1,34	0,106	157,8
	SMF	33,37	0,79	0,118	155,1
$[0/90]_6$	SM	80,32	1,89	0,061	161,4
	SMF	66,07	1,61	0,081	158,1

Nota: Consolidado – laminado de referência; SM – laminado soldado com malha AISI304; SMF – laminado soldado com malha AISI304 e filme intermediário de PAEK.

Fonte: Elaborado pelo autor.

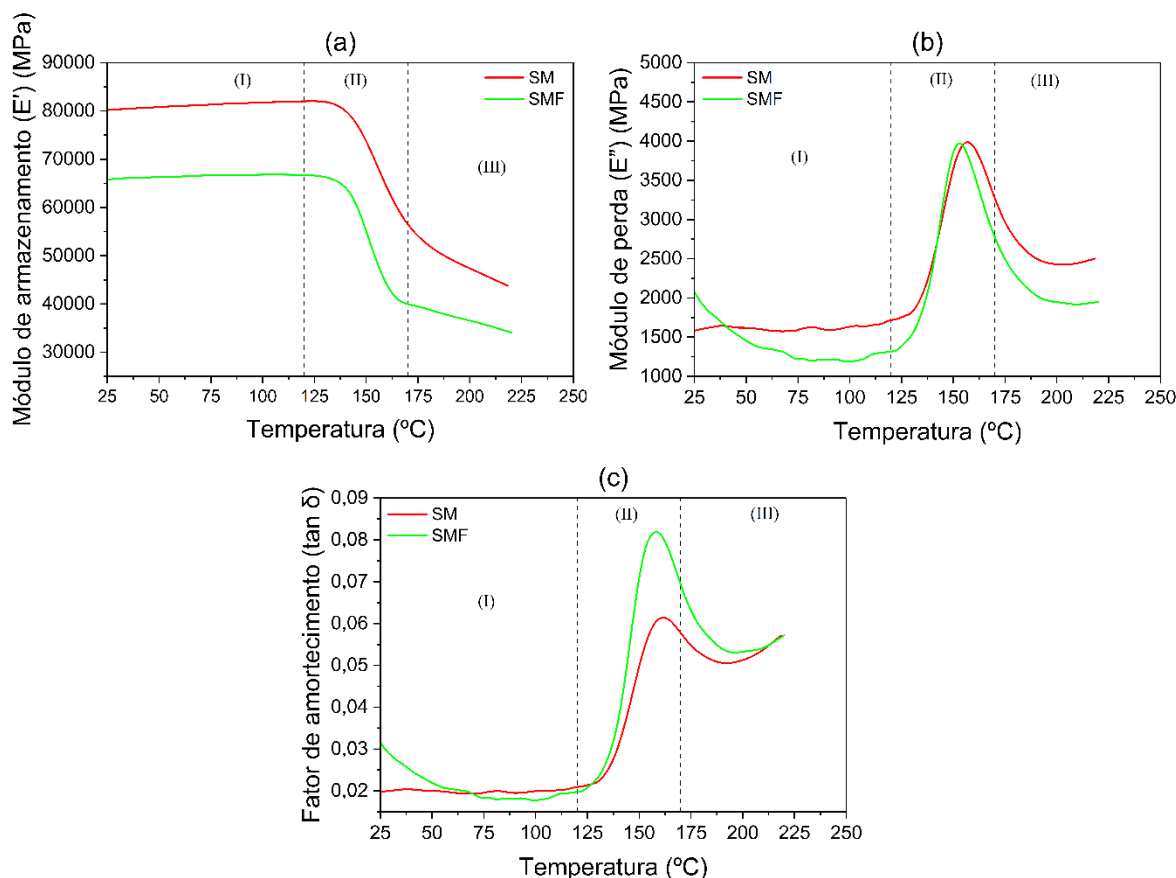
Figura 32 - DMA do CF/PAEK $[90]_{12}$ SM e SMF: (a) módulo de armazenamento, (b) módulo de perda e (c) fator de amortecimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a arquitetura $[0/90]_6$ (Figura 33), na amostra SMF, observa-se uma diminuição nos valores de E'' na faixa de 30-75°C (Figura 33 (b)), assim como observada na arquitetura $[0]_{12}$ SM (Figura 31 (b)), porém, com menor intensidade. Este comportamento enfatiza o alívio das tensões residuais geradas durante o processo de soldagem, com o filme de PAEK atuando na redistribuição das tensões locais, reduzindo-as em relação ao observado nas amostras $[0]_{12}$ SM. Além disso, a configuração de camadas orientadas a $[0]$ e $[90]$ contribui para uma distribuição mais homogênea das tensões internas geradas, diferentemente da amostra unidirecional, em que a predominância de fibras orientadas em $[0]$ intensificam o acúmulo de tensões e influenciam na direção de deformação (KOO *et al.*, 2025; RYUZONO *et al.*, 2025).

Figura 33 - DMA do CF/PAEK $[0/90]_6$ SM e SMF: (a) módulo de armazenamento, (b) módulo de perda e (c) fator de amortecimento.



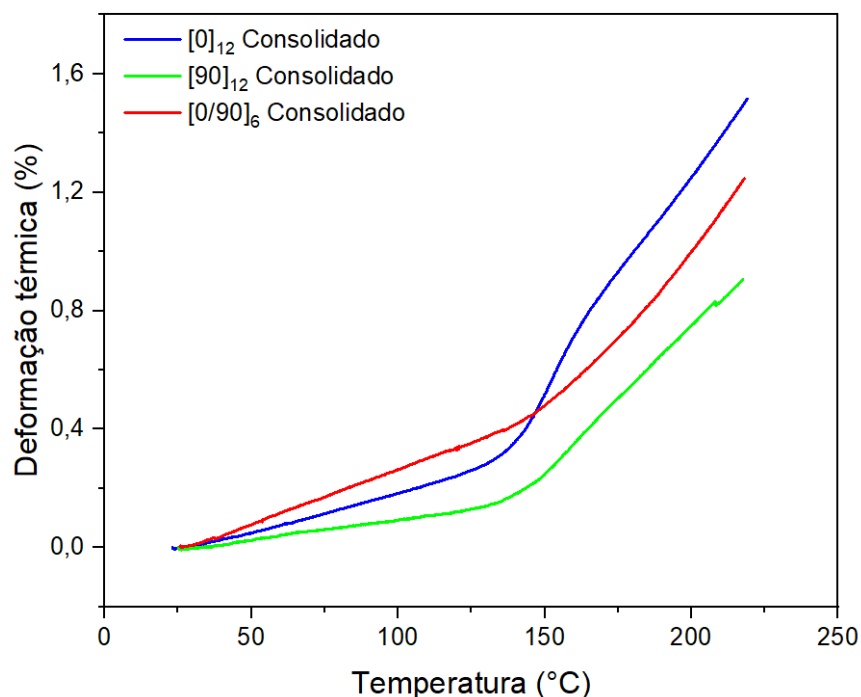
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.2 Análise termomecânica (TMA)

Por meio das análises termomecânicas, avaliou-se a variação dimensional dos laminados consolidados e a influência do elemento resistivo e filme de PAEK no comportamento termomecânico do material após o processo de soldagem. Na Figura 34 são apresentadas as

curvas de deformação térmica *versus* temperatura dos laminados de CF/PAEK consolidado nas diferentes arquiteturas.

Figura 34 - Curva de deformação térmica *versus* temperatura das amostras de CF/PAEK consolidadas nas arquiteturas $[0]_{12}$ (azul), $[90]_{12}$ (verde) e $[0/90]_6$ (vermelha).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para os laminados consolidados, destaca-se uma variação dimensional na região vítrea (25 a 120 °C), com valores inferiores a 0,35%, com maior valor na arquitetura $[0/90]_6$ e menores valores nas arquiteturas $[0]_{12}$ e $[90]_{12}$, respectivamente. A baixa variação dimensional observada na região vítrea está de acordo com o esperado devido a dilatação ser predominantemente governada pelas fibras nesta região (RYUZONO *et al.*, 2025).

Com o aumento da temperatura (120-170°C), a variação dimensional se intensifica em todas as amostras, sendo esta atribuída à maior mobilidade das cadeias poliméricas, com a T_g definida na faixa de 140–155°C, em concordância com a faixa de temperatura observada por DSC e DMA.

Acima da T_g , observa-se um aumento mais acentuado da deformação térmica na arquitetura $[0]_{12}$ em relação às demais orientações. Na faixa de 215 °C, a arquitetura $[0]_{12}$ atinge valores de deformação próxima a 1,45%, enquanto as arquiteturas $[0/90]_6$ e $[90]_{12}$ apresentam deformações aproximadas de 1,2% e 0,9%, respectivamente.

Esses resultados evidenciam a influência da orientação de fibra no processo de expansão térmica do material após a T_g , indicando a necessidade de maior atenção nos parâmetros de soldagem ao se variar a orientação das fibras, a fim de minimizar efeitos de borda e favorecer a adesão entre laminado e o elemento resistivo. Na Tabela 8 são apresentados os valores de T_g e os coeficientes de expansão térmica (CTE), antes e depois da T_g , para as diferentes arquiteturas consolidadas e soldadas.

Tabela 8 - Coeficientes de expansão térmica (CTE) e T_g obtidas por TMA para amostras de CF/PAEK consolidadas e soldadas nas diferentes arquiteturas.

Arquitetura	Amostra	T_g (°C)	Coeficiente de expansão térmica (10^{-6} K^{-1})	
			Antes da T_g	Após a T_g
[0] ₁₂	Consolidado	154,0	25,4	128,0
[90] ₁₂	Consolidado	143,9	14,0	98,6
[0/90] ₆	Consolidado	143,7	36,7	112,0
[0] ₁₂	SM	178,5	-3,2	84,7
[90] ₁₂	SM	135,8	35,2	287,0
[0/90] ₆	SM	145,5	46,9	137,0
[0] ₁₂	SMF	142,9	44,5	468,0
[90] ₁₂	SMF	146,8	41,6	188,0
[0/90] ₆	SMF	138,8	49,1	223,0

Nota: Consolidado – laminado de referência; SM – laminado soldado com malha AIS304; SMF – laminado soldado com malha AISI304 e filme intermediário de PAEK.

Fonte: Elaborado pelo autor.

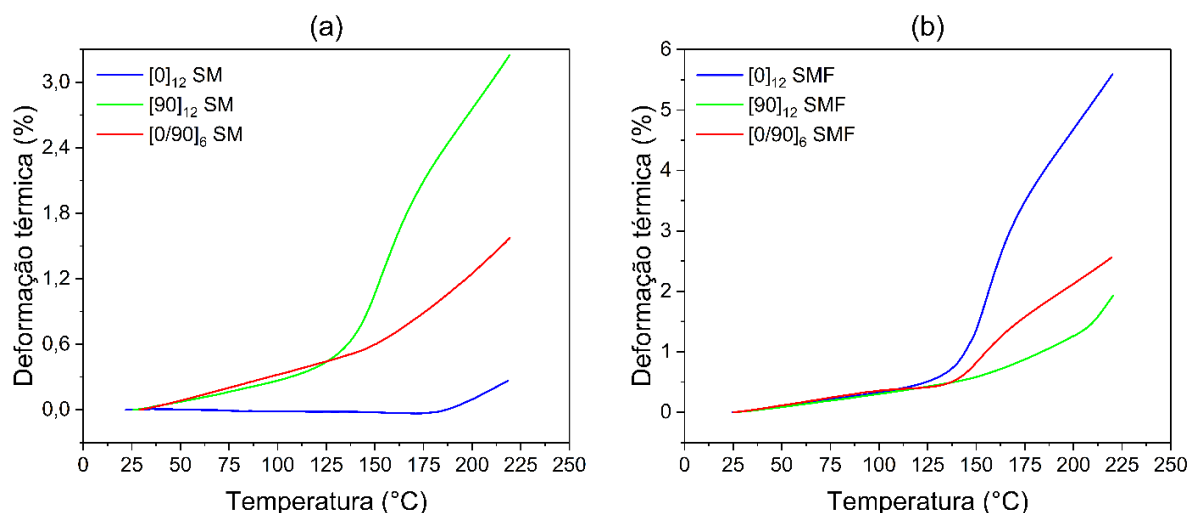
Após o processo de soldagem, o comportamento termomecânico dos laminados se altera devido a presença da malha metálica e do filme de PAEK (Figura 35). Para as condições SM nas diferentes arquiteturas (Figura 35 (a)), observa-se na região vítrea (25-135°C) diferentes comportamentos.

Na arquitetura [0]₁₂ observa-se maior restrição global imposta pela malha metálica. A malha apresenta um CTE diferente do laminado e, ao ser soldada, atua como um restritor mecânico a expansão natural do compósito. Essa restrição e diferença de CTE pode gerar um estado de tensões internas (compressivas no laminado) (PARLEVLIET *et al.*, 2005), que se manifestam como contração aparente quando medida pelo TMA, resultando em um CTE negativo e deslocamento da T_g para aproximadamente 178°C.

Para [90]₁₂ e [0/90]₆ nota-se um aumento progressivo na variação dimensional, sugerindo baixa contribuição da malha na restrição global nestas arquiteturas. Além disso, destaca-se uma

alteração na T_g para $[90]_{12}$ SM, possivelmente atribuída a uma baixa interação entre malha-laminado. Nesse cenário, a restrição imposta pela malha, apesar de baixa, não se distribui de maneira uniforme, gerando tensões localizadas que podem estar favorecendo uma maior mobilidade da matriz, resultando na diminuição da T_g .

Figura 35 - Curva de deformação térmica *versus* temperatura das amostras de CF/PAEK (a) SM e (b) SMF: $[0]_{12}$ (azul), $[90]_{12}$ (verde) e $[0/90]_6$ (vermelha).



Fonte: Elaborado pelo autor.

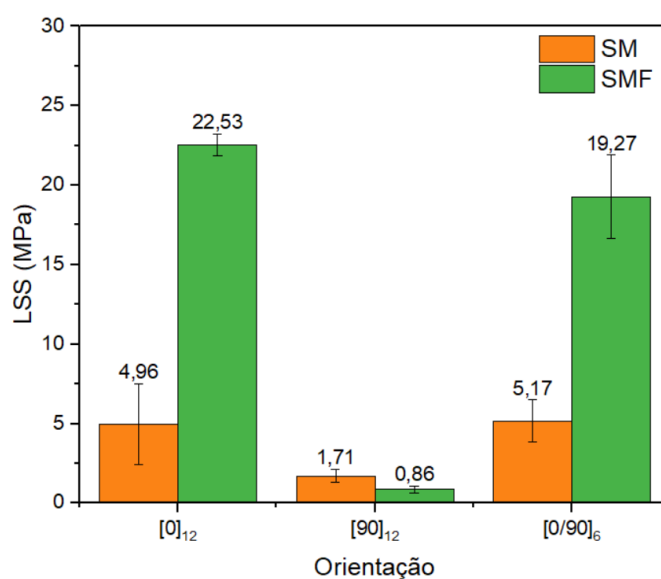
Com a incorporação do filme de PAEK à malha metálica (Figura 35 (b)), o estado de tensões internas observada na amostra $[0]_{12}$ SM deixa de existir, reforçando o papel do filme na redistribuição das tensões locais geradas durante a soldagem devido a diferença de CTE entre o elemento resistivo e o laminado.

Na região vítrea (25 a 100°C), a variação dimensional das amostras nas diferentes arquiteturas passa a ser igual, com valores inferiores a 0,5%, indicando maiores influências do filme e do aumento da fração de matriz. Com o aumento da temperatura, acima da T_g , este comportamento se altera, assemelhando-se ao observado nos laminados consolidados (Figura 34), onde $[0]_{12}$ passa a ter maiores deformações, desta vez, mais acentuada em relação as demais orientações, chegando a 5,4% a 215 °C, enquanto $[0/90]_6$ e $[90]_{12}$ atingem 2,4% e 1,7%, respectivamente. Esses resultados evidenciam que, mesmo após a soldagem, apesar do filme atenuar os efeitos do processo de soldagem na região vítrea (contração aparente e tensões internas locais), acima da T_g as diferenças de orientação de fibras exercem influência no grau de deformação térmica dos laminados, como observado nas amostras consolidadas.

4.3 LAP SHEAR (LSS) E INSPEÇÃO VISUAL

As amostras soldadas por resistência elétrica foram caracterizadas por ensaios de *lap shear*. Na Figura 36, são apresentados os valores obtidos de resistência ao cisalhamento para as amostras soldadas com malha metálica (SM) e com filme de PAEK (SMF) nas orientações $[0]_{12}$, $[90]_{12}$ e $[0/90]_6$, enquanto nas Tabelas 9, 10 e 11, os resultados das análises estatísticas realizadas por ANOVA *two-way*, pelo método de Tukey ($\alpha = 0,05$).

Figura 36 - Resultados de *lap shear* para SM e SMF nas diferentes arquiteturas.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 9 – ANOVA *two-way*: Teste de Tukey ($\alpha = 0,05$) para o fator Arquitetura – *Lap Shear*.

Arquiteturas comparadas	Diferença das médias (MPa)	Erro-padrão	p-valor	Sig.	IC95% - Limite	
					Inferior	Superior
$[90]_{12} - [0]_{12}$	-10,16075	0,94653	<0.0001	1	-12,5764	-7,7450
$[0/90]_6 - [0]_{12}$	-1,08625	0,94653	0,49837	0	-3,5019	1,3294
$[0/90]_6 - [90]_{12}$	9,0745	0,94653	<0.0001	1	6,6588	11,4901

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 10 - ANOVA *two-way*: Teste de Tukey ($\alpha = 0,05$) para o fator Condição – *Lap Shear*.

Condições comparadas	Diferença das médias (MPa)	Erro-padrão	p-valor	Sig.	IC95% - Limite	
					Inferior	Superior
SM - SMF	-10,27622	0,79818	<0.0001	1	-11,9531	-8,5992

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 11 - ANOVA *two-way*: Comparações múltiplas de Tukey ($\alpha = 0,05$) para a interação entre Arquitetura e Condição – *Lap Shear*.

Arquitetura	Condição	Arquitetura	Condição	Diferença das médias (MPa)	p-valor	Sig.	IC95% - Limite	
							Inferior	Superior
[0] ₁₂	SM	[0] ₁₂	SMF	-17,5777	<0.0001	1	-21,9712	-13,1841
[90] ₁₂	SMF	[0] ₁₂	SMF	-21,6773	<0.0001	1	-26,5894	-16,7652
[90] ₁₂	SMF	[0] ₁₂	SM	-4,0996	0,0756	0	-8,4931	0,2939
[90] ₁₂	SM	[0] ₁₂	SMF	-20,8285	<0.0001	1	-25,2220	-16,4349
[90] ₁₂	SM	[0] ₁₂	SM	-3,2508	0,12046	0	-7,0557	0,5541
[90] ₁₂	SM	[90] ₁₂	SMF	0,8488	0,98856	0	-3,5447	5,2423
[0/90] ₆	SMF	[0] ₁₂	SMF	-3,26	0,32595	0	-8,1721	1,6521
[0/90] ₆	SMF	[0] ₁₂	SM	14,3177	<0.0001	1	9,9241	18,7112
[0/90] ₆	SMF	[90] ₁₂	SMF	18,4173	<0.0001	1	13,5052	23,3294
[0/90] ₆	SMF	[90] ₁₂	SM	17,5685	<0.0001	1	13,1749	21,9620
[0/90] ₆	SM	[0] ₁₂	SMF	-17,3597	<0.0001	1	-21,7532	-12,9661
[0/90] ₆	SM	[0] ₁₂	SM	0,218	0,99997	0	-3,5869	4,0229
[0/90] ₆	SM	[90] ₁₂	SMF	4,3176	0,05572	0	-0,0759	8,7111
[0/90] ₆	SM	[90] ₁₂	SM	3,4688	0,08604	0	-0,3361	7,2737
[0/90] ₆	SM	[0/90] ₆	SMF	-14,0997	<0.0001	1	-18,4932	-9,7061

Nota: Significância (Sig.) = 1 indica diferença estatisticamente significativa; Significância (Sig.) = 0 indica diferença estatisticamente não significativa; IC95% - Intervalo de confiança de 95%

Fonte: Elaborado pelo autor.

O teste de Tukey para o fator Arquitetura (Tabela 9) indica diferenças estatisticamente significativas entre as orientações ($p < 0.0001$), a exceção de [0/90]₆ e [0]₁₂. Tal fato pode se relacionar a presença de fibras alinhadas a direção principal de carregamento durante o ensaio nestas arquiteturas, resultando em diferenças estatisticamente não significativas ($p = 0,49837$), em contraste a orientação [90]₁₂, onde as fibras estão alinhadas transversalmente ao carregamento. Para o fator Condição (Tabela 10), destaca-se que as amostras SMF apresentaram resistência ao cisalhamento significativamente superior às amostras SM, com diferença estatisticamente significativa, enfatizando a atuação do filme de PAEK na qualidade da união e no desempenho mecânico.

Analisando a interação entre Arquitetura e Condição (Tabela 11), observa-se que a influência da orientação de fibra no desempenho mecânico das amostras soldadas também depende diretamente da condição de soldagem, ou seja, da incorporação ou não, do filme de PAEK. Nas amostras SMF, as combinações entre arquiteturas apresentam predominância de diferenças estatisticamente significativas ($p < 0.0001$), sugerindo que a interface formada com o filme evidencia o efeito da orientação da fibra na qualidade da união e na resistência ao

cisalhamento por LSS, em contraste a combinações de amostras SM, onde não apresentam diferença estatisticamente significativa, possivelmente devido à maior heterogeneidade e dispersão dos resultados.

Os resultados estatísticos obtidos evidenciam, portanto, que o desempenho mecânico das amostras soldadas dependem simultaneamente da orientação das fibras, conforme o esperado (MARQUES, 2020; REIS *et al.*, 2016; TAN; TONG, 2018; ZHAO *et al.*, 2024), e da condição de soldagem, uma vez que as diferenças entre orientações são mais evidentes com a incorporação do filme de PAEK. Os resultados indicam também que a interface nas amostras SMF possivelmente respondem distintamente conforme a variação da arquitetura, sugerindo a necessidade de otimização dos parâmetros em função da orientação de fibra do laminado soldado. Esse comportamento é corroborado ao analisar-se os mecanismos de falhas (Tabela 12) e imagens de inspeção visual das seções de uniões (Apêndice B) nas diferentes orientações.

Tabela 12 - Mecanismos de falha observados no ensaio de LSS para amostras de CF/PAEK SM e SMF em diferentes orientações.

Orientação	Amostra	Região de falha	Mecanismo de falha predominante
[0] ₁₂	SM	Seção de solda	Interlaminar
[90] ₁₂	SM	Substrato	Translaminar
[0/90] ₆	SM	Seção de solda	Interlaminar
[0] ₁₂	SMF	Seção de solda	Interlaminar
[90] ₁₂	SMF	Substrato	Translaminar
[0/90] ₆	SMF	Seção de solda	Intralaminar

Nota: SM – laminado soldado com malha AIS304; SMF – laminado soldado com malha AISI304 e filme intermediário de PAEK.

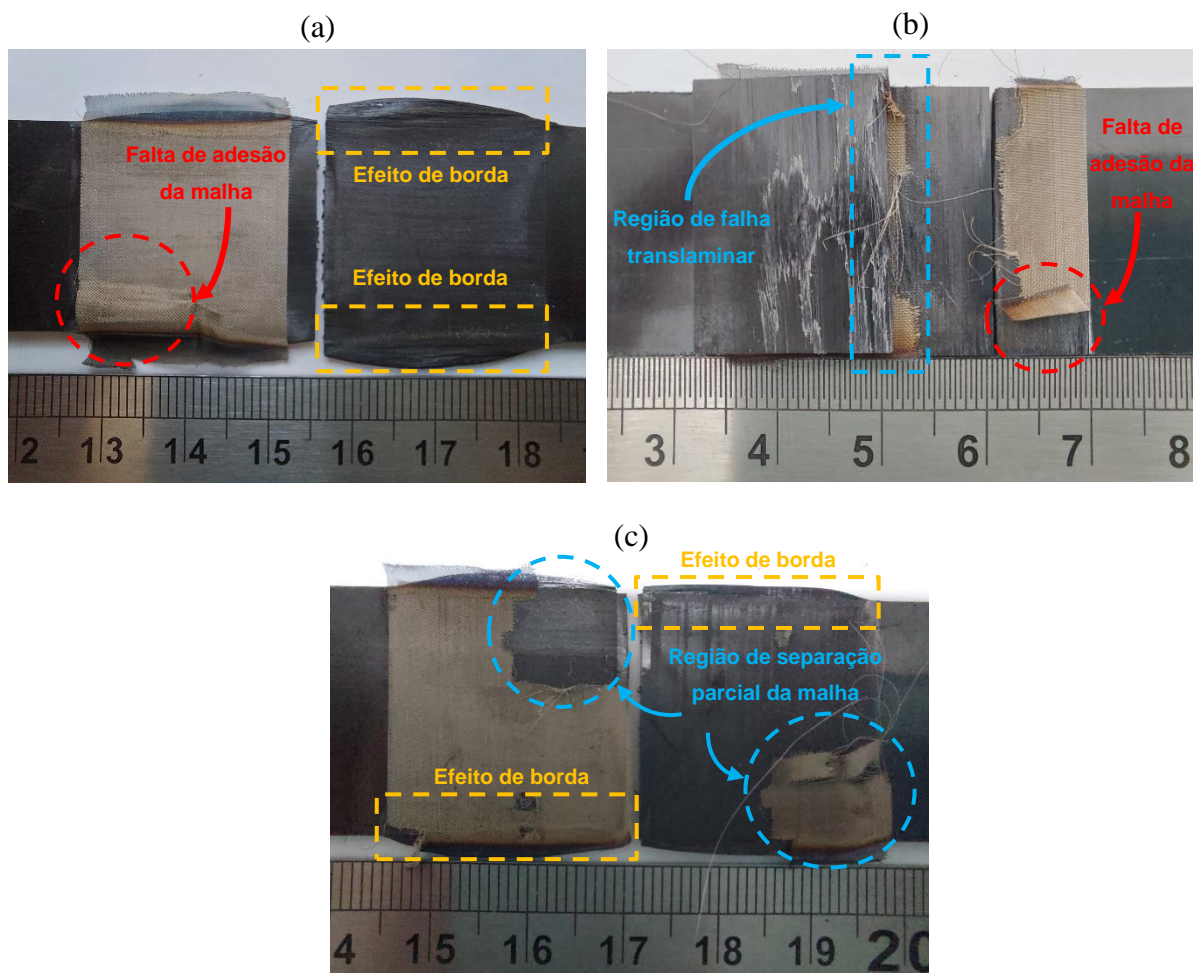
Fonte: Elaborado pelo autor.

As juntas soldadas com malha metálica (SM) na arquitetura [0]₁₂ apresentaram valores médios de $(4,96 \pm 2,85)$ MPa, evidenciando uma dispersão significativa entre as replicatas, com maior valor de 9,62 MPa (replicata 5). Essa dispersão pode ser associada a falha interfacial e ao efeito de borda acentuado observado na seção da junta soldada (Figura 37 (a)), corroborando os resultados de deformação obtidos por TMA nessa arquitetura (Figura 34), e indicando que os parâmetros de soldagem podem ser otimizados.

Apesar das fibras estarem orientadas na direção principal do carregamento, que sugere um maior desempenho mecânico, os resultados indicam que, devido ao efeito de borda acentuado, a seção de união reduz consideravelmente o seu desempenho mecânico, uma vez que influenciam também diretamente no processo de adesão com a malha metálica (DUBÉ *et al.*,

2012; XIONG *et al.*, 2020). Esse fator pode justificar o resultado obtido na replicata 5, que apresenta menor efeito de borda dentre as amostras ensaiadas na arquitetura $[0]_{12}$.

Figura 37 - Inspeção visual das amostras CF/PAEK SM após ensaio de LSS: (a) $[0]_{12}$, (b) $[90]_{12}$ e (c) $[0/90]_6$.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para SM na arquitetura $[90]_{12}$ (Figura 37 (b)) observou-se os menores resultados de LSS, com valor médio de $(1,71 \pm 0,44)$ MPa e falha translaminar em todos os corpos de prova. Tal fato justifica-se uma vez que as fibras estão orientadas perpendicularmente a direção principal de carregamento no ensaio, de forma que o comportamento mecânico passa a ser predominantemente governado pela matriz. Vale ressaltar que, devido às falhas translaminares terem ocorridas majoritariamente no laminado e fora de seção de solda, não foi possível avaliar, a partir do ensaio de *lap shear*, o processo de união nessa arquitetura.

Já para SM na arquitetura $[0/90]_6$ (Figura 37 (c)), obteve-se valores médios maiores e menor dispersão $(5,17 \pm 1,33)$ MPa quando comparado às demais arquiteturas, além de menor efeito de borda nas amostras soldadas na mesma configuração em relação a arquitetura $[0]_{12}$.

Esse comportamento sugere que a disposição das fibras e o menor efeito de borda na arquitetura em questão podem estar favorecendo uma melhor adesão e distribuição de tensões na seção de união (REIS *et al.*, 2016; XIONG *et al.*, 2020), o que reflete na menor dispersão dos valores de LSS observado nas amostras ensaiadas.

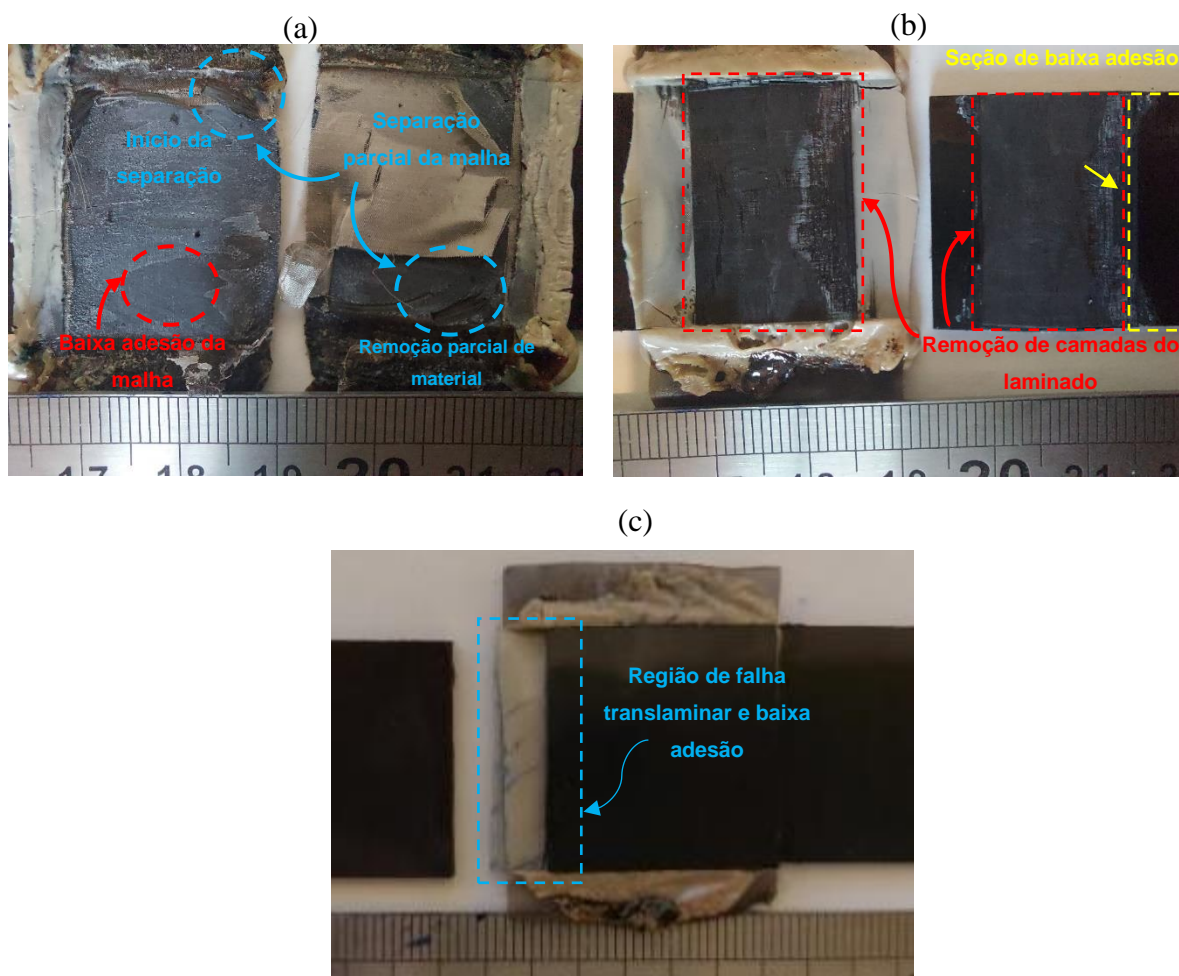
Com a implementação do filme de PAEK associado ao elemento resistivo (SMF), os mecanismos de falhas observados pela inspeção visual (Tabela 12) alteraram na arquitetura $[0/90]_6$, enquanto a resistência média aumentou (Figura 36), com valor de LSS de $19,27 \pm 2,63$ MPa. Destaca-se que na arquitetura $[0/90]_6$, os mecanismos de falhas passaram de falhas interlaminares para falhas mistas (interlaminar para intralaminar), com maior predominância de falha intralaminar na seção de solda, considerado esse como mecanismo de falha ideal para uniões em compósitos (BARBOSA *et al.*, 2019; SHI *et al.*, 2013). Já para SMF $[0]_{12}$, observou-se regiões pontuais de falha intralaminar, justificando o aumento dos resultados de LSS ($22,53 \pm 0,70$ MPa), porém, mantendo-se a predominância de falha interlaminar na união.

O aumento da resistência ao cisalhamento (Figura 36) observado nas orientações $[0]_{12}$ e $[0/90]_6$ é atribuído a presença do filme de PAEK, que atua como uma camada de compatibilização, promovendo uma distribuição mais uniforme das tensões internas geradas durante a soldagem e reduzindo o efeito de borda. Esse comportamento favorece a interação malha-laminado, elevando a transferência de esforços na interface de solda, aumentando sua resistência em relação a SM.

Em contrapartida, na arquitetura $[90]_{12}$, o desempenho mecânico manteve-se próximo ao observado para SM, apresentando falhas translaminares e uma aparente baixa adesão na seção de união (Figura 38 (c)), porém, devido a falha ocorrer no substrato, neste trabalho foi observado que não se pode avaliar efetivamente a influência do filme na resistência ao cisalhamento nesta orientação a partir do ensaio de *lap shear*.

Na Figura 38 (a) é apresentada a inspeção visual em uma das replicatas de SMF na orientação $[0]_{12}$, com valor de LSS de 23,46 MPa. A partir desta análise, observa-se um maior recobrimento da malha na seção central de união em relação a $[0]_{12}$ SM (Figura 37 (a)), porém, com seções de baixa adesão (superfícies lisas - vermelho), além de seções de remoção parcial da malha (azul), comportamento característico de falhas interlaminares.

Figura 38 - Inspeção visual das amostras CF/PAEK SMF após ensaio de LSS: (a) $[0]_{12}$; (b) $[0/90]_6$; e (c) $[90]_{12}$.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Já na arquitetura $[0/90]_6$ (Figura 38 (b)), observa-se maior recobrimento do elemento resistivo ao longo da seção de solda, sem alteração significativa no efeito de borda em relação a $[0/90]_6$ SM. Além disso, foram observadas regiões de remoção de material do substrato na interface de união, evidenciando a predominância da falha intralaminar. Esse comportamento reforça a maior adesão e interação entre malha-laminado promovida pelo filme intermediário, refletindo em valores médios de LSS mais elevados.

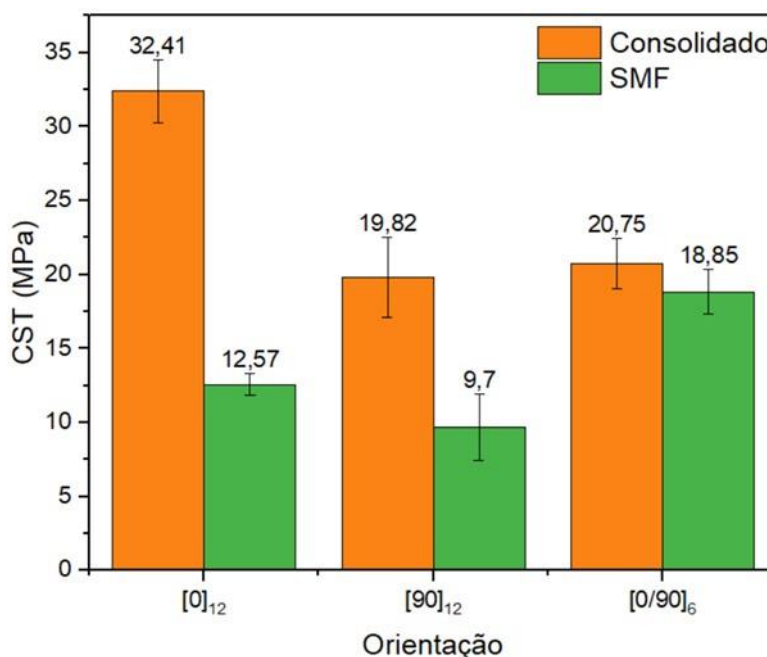
4.4 CISALHAMENTO INTERLAMINAR POR COMPRESSÃO (CST)

Devido aos aspectos positivos da associação do filme de PAEK nos resultados e mecanismos falhas observados no ensaio de LSS, para o ensaio de cisalhamento interlaminar por compressão (CST) foram avaliadas apenas amostras na configuração SMF.

Vale destacar que, em relação ao ensaio de LSS, que avalia a resistência ao cisalhamento na interface de união estando sujeito à combinações de esforços (cisalhamento, tração e flexão) devido à geometria do corpo de prova, o ensaio de CST possibilita uma avaliação mais direta da resistência sob condições de cisalhamento puro, sem a influência de momentos fletores (BOTELHO; REZENDE, 2002). Essa abordagem de análise se faz particularmente relevante em arquiteturas como a $[90]_{12}$, onde a direção de carregamento do ensaio de LSS é perpendicular a orientação de fibra, resultando em falhas translaminares e impossibilitando avaliar efetivamente a qualidade da união.

Na Figura 39, são apresentados os resultados de CST para amostras SMF e consolidadas nas diferentes arquiteturas, enquanto nas Tabelas 13, 14 e 15, apresentam as análises estatísticas realizadas por ANOVA pelo método de Tukey ($\alpha = 0,05$). Destaca-se que as amostras consolidadas apresentaram maiores valores de CST em relação a SMF, indicando a influência do processo de soldagem na resistência interlaminar dos laminados, conforme esperado.

Figura 39 - Resultados de CST para SMF e amostras consolidadas nas diferentes arquiteturas.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 13 - ANOVA *two-way*: Teste de Tukey ($\alpha = 0,05$) para o fator Arquitetura – CST.

Arquiteturas comparadas	Diferença das médias (MPa)	Erro-padrão	p-valor	Sig.	IC95% - Limite	
					Inferior	Superior
[90] ₁₂ - [0] ₁₂	-7,0119	1,24178	<0.0001	1	-10,18112	-3,8427
[0/90] ₆ - [0] ₁₂	-2,43714	1,13279	0,10745	0	-5,3282	0,45392
[0/90] ₆ - [90] ₁₂	4,57476	1,07917	0,00136	1	1,82056	7,32896

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 14 - ANOVA *two-way*: Teste de Tukey ($\alpha = 0,05$) para o fator Condição – CST.

Condições comparadas	Diferença das médias (MPa)	Erro-padrão	p-valor	Sig.	IC95% - Limite	
					Inferior	Superior
Consolidado - SMF	8,76201	0,92415	<0.0001	1	6,82042	10,7036

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 15 - ANOVA *two-way*: Comparações múltiplas de Tukey ($\alpha = 0,05$) para a interação entre Arquitetura e Condição – CST.

Arquitetura	Condição	Arquitetura	Condição	Dif. das médias (MPa)	p-valor	Sig.	IC95% - Limite	
							Inferior	Superior
[0] ₁₂	Consolidado	[0] ₁₂	SMF	19,84	<0.0001	1	14,0483	25,6317
[90] ₁₂	SMF	[0] ₁₂	SMF	-2,87333	0,62284	0	-8,665	2,91836
[90] ₁₂	SMF	[0] ₁₂	Consolidado	-22,71333	<0.0001	1	-28,505	-16,922
[90] ₁₂	Consolidado	[0] ₁₂	SMF	7,24417	0,00545	1	1,82654	12,6618
[90] ₁₂	Consolidado	[0] ₁₂	Consolidado	-12,59583	<0.0001	1	-18,013	-7,1782
[90] ₁₂	Consolidado	[90] ₁₂	SMF	10,1175	0,00016	1	4,69987	15,5351
[0/90] ₆	SMF	[0] ₁₂	SMF	6,27167	0,01807	1	0,85404	11,6893
[0/90] ₆	SMF	[0] ₁₂	Consolidado	-13,56833	<0.0001	1	-18,986	-8,1507
[0/90] ₆	SMF	[90] ₁₂	SMF	9,145	0,0005	1	3,72737	14,5626
[0/90] ₆	SMF	[90] ₁₂	Consolidado	-0,9725	0,98837	0	-5,9883	4,04325
[0/90] ₆	Consolidado	[0] ₁₂	SMF	8,17497	0,0005	1	3,2801	13,0698
[0/90] ₆	Consolidado	[0] ₁₂	Consolidado	-11,66503	<0.0001	1	-16,56	-6,7702
[0/90] ₆	Consolidado	[90] ₁₂	SMF	11,0483	<0.0001	1	6,15343	15,9432
[0/90] ₆	Consolidado	[90] ₁₂	Consolidado	0,9308	0,98363	0	-3,5152	5,37679
[0/90] ₆	Consolidado	[0/90] ₆	SMF	1,9033	0,74872	0	-2,5427	6,34929

Nota: Significância (Sig.) = 1 indica diferença estatisticamente significativa; Significância (Sig.) = 0 indica diferença estatisticamente não significativa; IC95% - Intervalo de confiança de 95%

Fonte: Elaborado pelo autor.

Por meio do teste de Tukey para o fator Arquitetura (Tabela 13), pode-se observar um padrão de comportamento similar ao obtido pelas análises estatísticas para os mesmos fatores no ensaio de LSS, apresentando diferenças estatisticamente significativas entre as orientações, exceto para $[0/90]_6$ e $[0]_{12}$. Para o fator Condição (Tabela 14), também são observadas diferenças estatisticamente significativas, nesse caso devido à implementação do filme intermediário em relação ao laminado consolidado, sugerindo que, mesmo sob cisalhamento puro, a resposta mecânica depende da arquitetura, conforme o esperado, e também da variação da condição e da qualidade de interface.

Ao se avaliar a relação interação entre Arquitetura e Condição (Tabela 15) destacam-se reduções nas resistências interlaminares por CST com diferenças estatisticamente significativas ao comparar as amostras $[0]_{12}$ e $[90]_{12}$ SMF em relação às suas amostras consolidadas ($p < 0.0001$, e $p = 0,00016$, respectivamente), em contraste ao observado para $[0/90]_6$ SMF e consolidado, com diferença estatisticamente não significativa ($p = 0,74872$). Esses resultados sugerem que a perda de desempenho observada é resultante não apenas do processo de soldagem, mas se relaciona também com a orientação das fibras e suas diferentes respostas na qualidade da união, reforçando a necessidade de otimização dos parâmetros em função da arquitetura.

Para $[0]_{12}$ SMF e $[90]_{12}$ SMF, a resistência interlaminar aparente atingiu valores médios de $(12,57 \pm 0,76)$ MPa e $(9,70 \pm 2,26)$ MPa. Essa diminuição está associada à qualidade da interface de solda, corroborando os mecanismos de falha observados no ensaio de LSS e reforçando a possibilidade de otimização de parâmetros nestas arquiteturas. Já para $[0/90]_6$ SMF, o valor médio de CST ($18,85 \pm 1,51$ MPa) aproximou-se do observado sem o processo de soldagem ($20,75 \pm 1,71$ MPa), bem como do resultado de LSS para $[0/90]_6$ SMF (~ 19 MPa), sendo tais resultados atribuídos a melhor qualidade de união.

Embora o filme favoreça o processo de adesão e a redução de tensões residuais, a fusão localizada durante a soldagem pode gerar zonas acentuadas de gradiente térmico (multigradiente) entre as camadas e ao longo da união para as diferentes orientações, o que pode justificar a menor qualidade de solda para as demais amostras em relação à $[0/90]_6$ SMF. Essa variação de gradiente térmico pode ser associada a influência da geometria de malha, sua fração de área aberta e à formação de vazios na transferência de calor, refletindo em uma menor condução térmica principalmente nas bordas da união (SHI *et al.*, 2015; ZHANG *et al.*, 2024).

Esse comportamento, associado ao efeito de borda decorrente da diferença de condutividade térmica entre o elemento resistivo e substrato, reflete nas variações dimensionais observadas nos resultados de TMA após soldagem. O multigradiente gerado durante a soldagem promove diferentes graus de fusão e cristalinidade ao longo da união (ZHANG *et al.*, 2024),

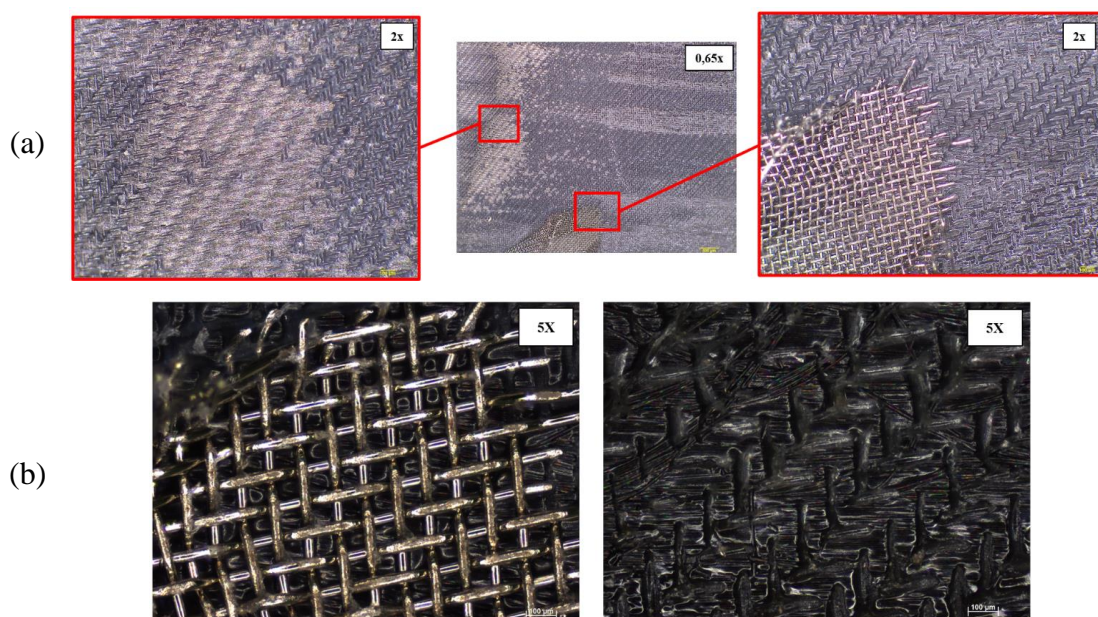
influenciando na resistência interlaminar e no comportamento termomecânico após a soldagem. Assim, regiões de menor transferência de calor e fusão limitada, como em regiões de bordas, tendem a apresentar menor resistência ao cisalhamento inter e intralaminar e maiores variações dimensionais, como observado na arquitetura $[0]_{12}$ SMF e SM.

4.5 MICROSCOPIAS E ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS

As análises microscópicas foram realizadas nas replicatas de SM e SMF nas diferentes arquiteturas. Para seleção das amostras avaliadas, foram considerados os resultados obtidos no ensaio de LSS (Figura 36 e Tabela 12) e inspeção visual (Apêndice B).

Na Figura 40 são apresentadas as macrografias e micrografias da seção de fratura da replicata 5 $[0]_{12}$ SM. A seção central da união apresenta regiões de maior recobrimento da malha pela resina, em contraste ao observado nas regiões mais extremas da união (Figura 40 (a)). Esse perfil de interação malha-laminado está associado a maiores deformações durante a soldagem e, por consequência, efeito de borda mais acentuado, conforme observado na inspeção visual. As micrografias em campo escuro (Figura 40 (b)) evidenciam o recobrimento parcial e deformações plásticas da resina, com seções na região central de maior penetração de malha. O perfil de interação malha-laminado observado justifica o maior resultado nessa replicata em relação as demais ensaiadas por LSS nessa arquitetura e sugerem a possibilidade de otimização dos parâmetros de soldagem visando melhorar a qualidade do processo.

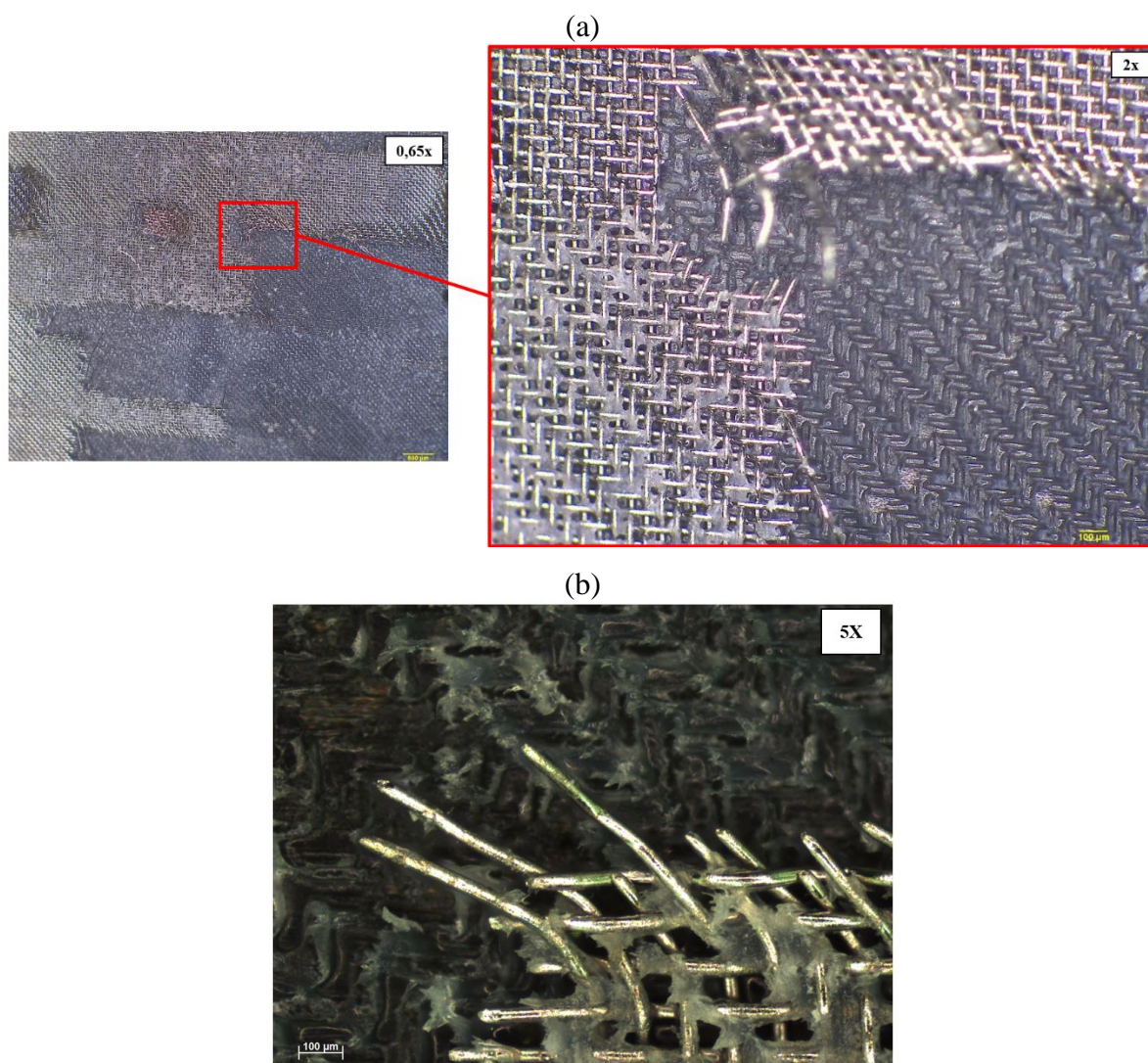
Figura 40 - Seção de solda de amostra $[0]_{12}$ SM: (a) macrografia e (b) micrografia em campo escuro.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para replicata 5 de $[0/90]_6$ SM (Figura 41), padrões semelhantes de interação malha-laminado foram observados. Destaca-se recobrimento mais homogêneo da malha em relação a $[0]_{12}$ SM, com áreas de remoção de material (Figura 41 (a)), enfatizando os padrões característicos de falha predominantemente interlaminar observado na inspeção visual. A micrografia em campo escuro (Figura 41 (b)) reforça o maior recobrimento e evidencia penetração mais profunda do elemento resistivo. Observa-se, ainda, regiões de deformação plástica da resina, característico de superfícies de fratura dúctil (BARBOSA *et al.*, 2019), corroborando com a maior interação malha-laminado e menores dispersões em relação as demais amostras de CF/PAEK SM.

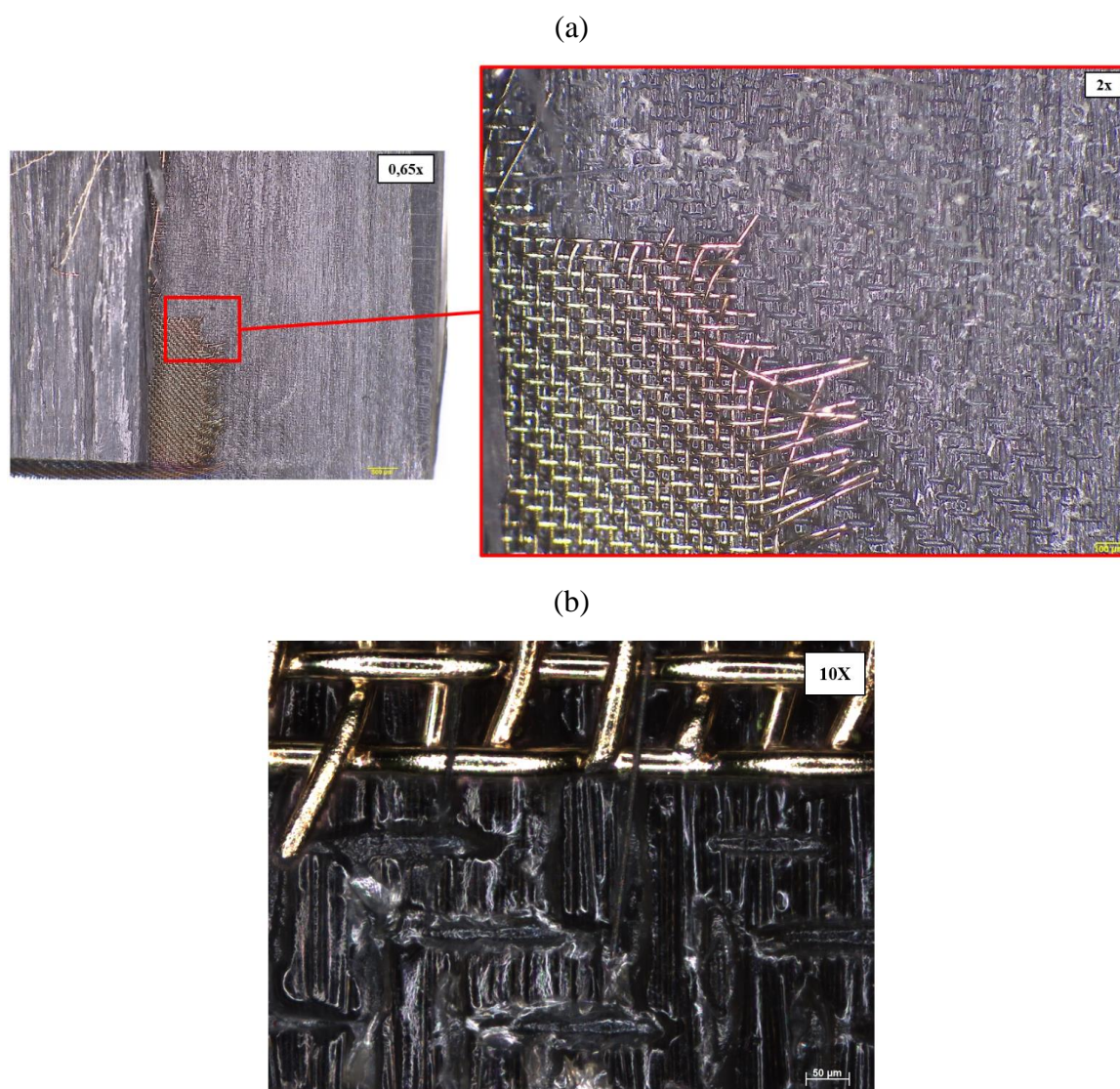
Figura 41 - Seção de solda de amostra CF/PAEK $[0/90]_6$ SM: (a) macrografia e (b) micrografia em campo escuro.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a amostra de $[90]_{12}$ SM (Figura 42), a interação malha-laminado é diferente em relação às demais arquiteturas SM. A macrografia (Figura 42 (a)) revela menor recobrimento de malha em relação as demais orientações avaliadas, apesar da observação de menores efeitos de borda, e maior remoção de substrato ao longo da seção, com padrões característicos de fratura frágil. A micrografia em campo escuro (Figura 42 (b)), por sua vez, destaca o baixo recobrimento e menor profundidade de penetração do elemento resistivo, corroborando a baixa adesão. Essa baixa interação malha-laminado, associada a direção perpendicular de orientação das fibras em relação ao carregamento, reforçam a falha translaminar observada e os menores resultados de LSS.

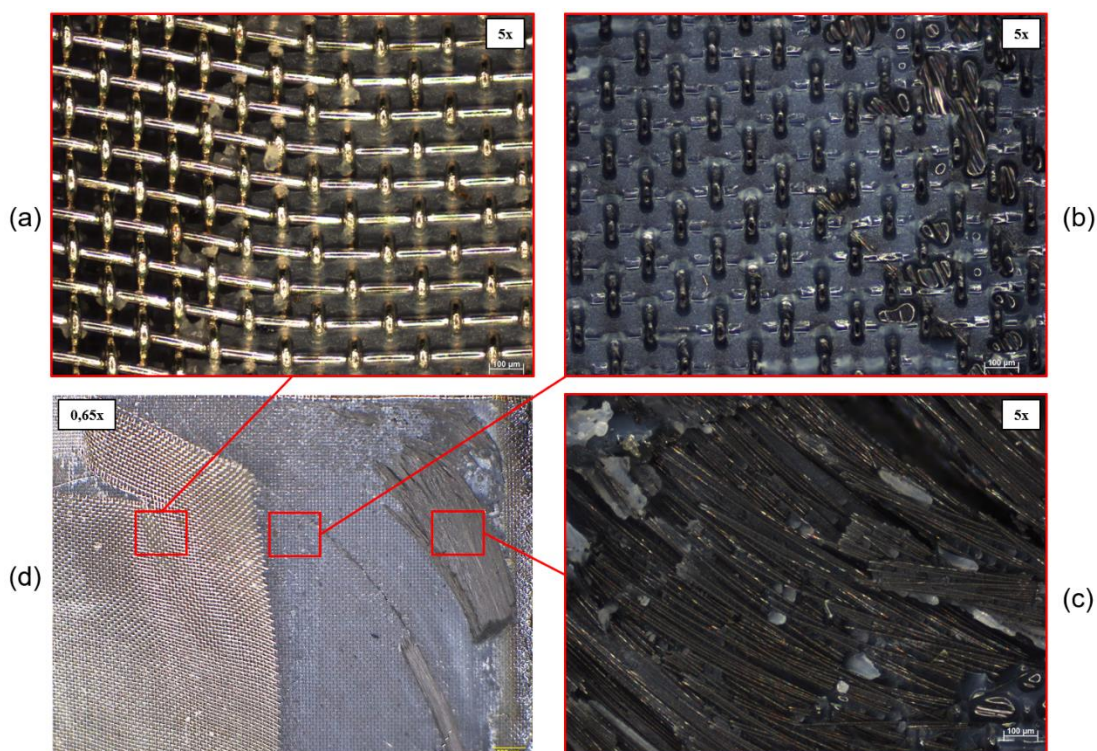
Figura 42 - Seção de solda de amostra CF/PAEK $[90]_{12}$ SM: (a) macrografia e (b) micrografia em campo escuro.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Com a associação do filme, o perfil de interação malha-laminado observado nas amostras SM alterou-se para as arquiteturas $[0]_{12}$ e $[0/90]_6$ SMF. Na Figura 43 são apresentadas a macrografia e micrografias em campo escuro para $[0]_{12}$ SMF (replicata 1) em 3 regiões da fratura: (a) seção de levantamento e remoção parcial da malha; (b) seção de maior penetração de malha. (c) região remoção de material do substrato.

Figura 43 - Seção de solda de amostra CF/PAEK $[0]_{12}$ SMF: (a-c) micrografias em campo escuro e (d) macrografia



Fonte: Elaborado pelo autor.

A macrografia (Figura 43 (d)) evidenciou uma interface de solda mais homogênea em relação a $[0]_{12}$ SM, com maior adesão da malha metálica e regiões de remoção parcial de material do substrato, típica de falhas intralaminares, porém, com aspectos predominantes de falha interlaminar, indicando a possibilidade de otimização dos parâmetros visando melhor qualidade de solda. A morfologia analisada sugere que a adesão interfacial na união foi suficientemente elevada para provocar rupturas no interior do laminado, corroborando a maior eficiência de transferência de carga e maiores valores de LSS observados devido à associação do filme intermediário.

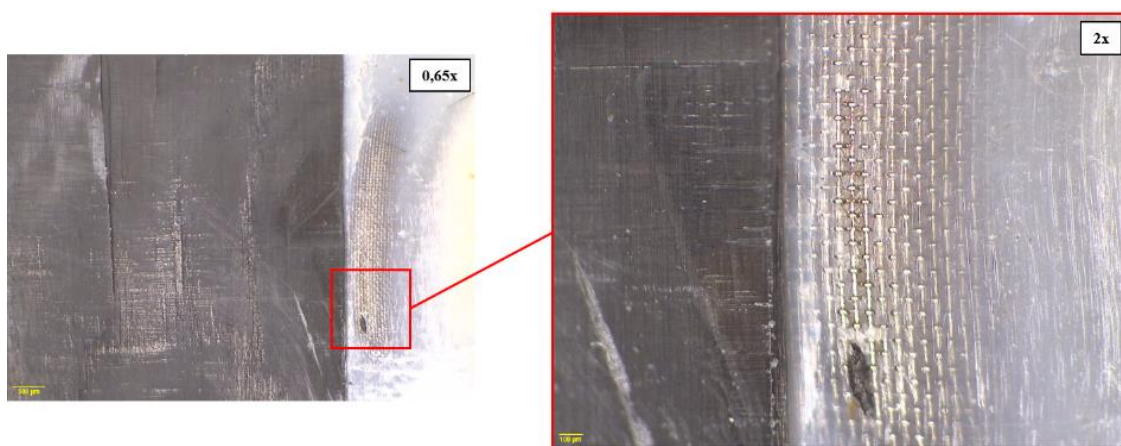
A presença de fios da malha metálica parcialmente recobertos, maior recobrimento de malha e deformações plásticas observadas no filme (Figura 43 (a)), evidenciam uma adesão mais efetiva e maior ancoragem da malha no sistema, reforçando os aspectos positivos da associação

do filme no processo de soldagem. Destaca-se, ainda, uma interação mais íntima entre filme e substrato (Figura 43 (b)), com recobrimento uniforme ao longo de sua extensão, além de maior penetração de malha no laminado em relação ao observado para a $[0]_{12}$ SM (Figura 40).

Já na seção de remoção de material do substrato (Figura 43 (c)), correspondente a uma zona de falha intralaminar, evidenciou-se uma interação efetiva entre filme intermediário e substrato. Nesta análise foram observadas regiões de envolvimento de fibra com o filme (regiões mais claras) e regiões de deformações plásticas do filme, indicando boa ancoragem entre filme e substrato. Esse comportamento reflete na maior eficiência de transferência de esforços de cisalhamento para o substrato, em concordância com os maiores valores de LSS observados na arquitetura quando comparada $[0]_{12}$ SM.

Para $[0/90]_6$ SMF (replicata 3), por meio de macrografias na seção de união (Figura 44), foram evidenciados o maior recobrimento de malha e mecanismos de falha mista, com predominância intralaminar. Em maiores ampliações, na seção de falha interlaminar (região de borda), destaca-se uma remoção pontual de material do substrato próxima a maior seção de falha intralaminar, bem como marcas com perfil de “ampulheta”, indicando a influência da variação do gradiente térmico na adesão do elemento resistivo-filme no substrato.

Figura 44 - Macrografias da seção de solda de amostra $[0/90]_6$ SMF.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Esse comportamento sugere que o tempo de soldagem utilizado pode ser otimizado com a finalidade de reduzir a amplitude do gradiente térmico e promover uma adesão mais homogênea na união. Regiões de elevada variação de gradiente térmico, como a observada, geram diferenças consideráveis de fusão, com zonas centrais de maior fusão, favorecendo melhor a interação entre elemento resistivo, filme e substrato, em contraste a seções de bordas da união, que apresentam regiões de fusão parcial devido à menor condução de calor (ZHANG *et al.*, 2024).

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Mediante as caracterizações realizadas, avaliou-se o comportamento do CF/PAEK (referência, consolidado e soldados), além de determinar adequadamente seus parâmetros de processamento e uma janela de operação para a soldagem por resistência elétrica. Foi possível, também, avaliar a influência da variação de orientação de fibras no comportamento mecânico do material a partir do ensaio de *lap shear* e como tais variações podem se relacionar e impactar nos parâmetros de soldagem.

As técnicas de análise térmica de DSC, TGA, DMA e TMA confirmaram que perfil térmico dos materiais utilizados é semelhante ao descrito na literatura e está de acordo com as especificações do *datasheet* fornecidas pelo fabricante. Para o *semipreg* ao se comparar o resfriamento nas taxas de 5°C/min e 20°C/min do material de referência, verificou-se que essas taxas não influenciam em seu grau de cristalinidade, que se mantiveram próximo do valor de 20,5%. Além disso, as análises de TMA evidenciaram a influência da orientação de fibra na variação dimensional dos laminados, com destaque para a arquitetura [0]₁₂, que apresentou maior grau de deformação acima da T_g, mesmo após a soldagem. Esse comportamento sugere a necessidade de diferentes parâmetros de soldagem nas diferentes orientações, com a finalidade de reduzir efeitos de borda na seção de união.

Com base no comportamento viscoelástico obtido por DMA observou-se que, nas diferentes orientações, a malha metálica eleva em aproximadamente 26% o valor do módulo de armazenamento médio do material na região vítrea, enquanto a incorporação do filme de PAEK mantém a rigidez próxima ao observado para o laminado consolidado.

Com o aumento da temperatura, em faixas próximas a T_g, verificou-se uma diminuição na rigidez do material, atribuída à menor influência da malha, à maior mobilidade das cadeias poliméricas e ao relaxamento de tensões térmicas residuais geradas durante o processo de resfriamento nas arquiteturas [0]₁₂ e [0/90]₆, função da presença do filme, que atua na redistribuição das tensões locais geradas. Acima de 175°C, observou-se uma tendência de convergência no comportamento e nos valores obtidos entre as diferentes configurações. Embora, o pico de tan δ dos laminados soldados seja mais intenso em relação ao consolidado, não foram observadas alterações na faixa de temperatura da T_g (~154°C), evidenciando a excelente estabilidade térmica do compósito, mesmo após o processo de soldagem.

Os ensaios de *lap shear* realizados nas arquiteturas [0]₁₂, [90]₁₂ e [0/90]₆ soldadas demonstraram uma significativa influência da orientação das fibras na resistência ao cisalhamento, conforme o esperado. Os mecanismos de falhas observados para as amostras SM estão de acordo com o descrito na literatura para ensaios realizados à temperatura ambiente,

ocorrendo majoritariamente por falha interlaminar. Destaca-se, entretanto, uma dispersão maior nos resultados obtidos para a arquitetura $[0]_{12}$ SM, em contraste com as demais configurações. Esse comportamento pode estar relacionado ao efeito de borda mais acentuado observado nas amostras com essa arquitetura, corroborando com a variação dimensional obtida por TMA e reforçando a influência da orientação de fibra no processo de deformação dos laminados.

Com a incorporação do filme de PAEK observou-se uma redução significativa da dispersão e um aumento da resistência média ao cisalhamento para as orientações $[0]_{12}$ e $[0/90]_6$, com ganhos aproximados de 354,5% e 272%, respectivamente. Esses resultados são atribuídos a atuação do filme como uma camada de compatibilização, promovendo uma redução do efeito de borda e uma distribuição mais homogênea das tensões internas geradas durante a soldagem, o que favorece a adesão e melhoria da transferência de esforços na interface de união.

Além disso, para a arquitetura $[0/90]_6$ SMF, os mecanismos de falhas observados passaram de interlaminar para intralaminar na seção de solda, um mecanismo considerado ideal para união em compósitos, reforçando o aspecto positivo da associação do filme na qualidade da solda. Nas demais orientações, contudo, os mecanismos não se alteraram, indicando que, embora os parâmetros de soldagem utilizados tenham sido os mesmos para todas as arquiteturas a orientação de fibra influencia diretamente no processo de soldagem, sugerindo a necessidade de otimização dos parâmetros conforme cada configuração.

5.1 CONCLUSÕES

Em síntese, os resultados demonstram que a orientação das fibras exerce influência direta sobre o desempenho mecânico e a qualidade da solda em compósitos CF/PAEK. A introdução do filme de PAEK resultou em aumento significativo da resistência média ao cisalhamento e redução da dispersão dos resultados, atribuídos à ação do filme como camada compatibilizante, que melhora a distribuição de tensões e a eficiência da transferência de esforços na interface de solda. Na configuração $[0/90]_6$, o mecanismo de falha evoluiu de interlaminar para intralaminar, considerado ideal para uniões em compósitos termoplásticos. Conclui-se, portanto, que a soldagem por resistência elétrica é uma técnica promissora para a integração estrutural desses materiais, desde que os parâmetros de processamento sejam ajustados conforme a arquitetura do laminado, favorecendo a consolidação de processos mais eficientes e sustentáveis para aplicações estruturais no setor de petróleo e gás.

5.1.1 Sugestões para trabalhos futuros

- Realizar um estudo estatístico por meio do delineamento de experimentos (DOE) para otimização dos parâmetros de soldagem nas diferentes arquiteturas;
- Investigar o uso de filmes intermediários de diferentes composições associado ao elemento resistivo e sua influência na adesão interfacial e integridade de solda;
- Avaliar o fluxo de calor na interface de solda por meio de métodos experimentais e modelagem numérica nas diferentes orientações;
- Investigar a tenacidade à fratura da interface de solda sob diferentes condições de processo, por meio dos ensaios de DCB e ENF, a fim avaliar os mecanismos de propagação de trincas na seção de solda.

5.2 PRODUÇÃO TÉCNICO-CIENTÍFICA GERADA DURANTE O PERÍODO

5.2.1 Produções científicas em desenvolvimento

- 1 MELLO JUNIOR, C. L. H.; GONÇALVES DE CAMPOS, C. A.; MANTEGAZINI, D. Z.; SANTOS, L. F. de P.; NASCIMENTO, A.; MATHIAS, M. H.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. Prepregs for Pipeline Repairs in the Oil and Gas Industry - A review, 2025
- 2 CAMPOS, C. A. G.; SANTOS, L. F. P.; MICHELLE, L. C.; BOTELHO, E. C. Influence of PAEK film interlayer on the mechanical performance and interfacial quality of resistance-welded CF/PAEK laminates, 2025.

5.2.2 Trabalhos submetidos em periódicos

1. GONÇALVES DE CAMPOS, C. A.; MANTEGAZINI, D. Z.; SANTOS, L. F. de P.; NASCIMENTO, A.; MATHIAS, M. H.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. Research trends and applications of thermoplastic composites in the oil and gas sector: a bibliometric analysis. **Polímeros: Ciência e tecnologia**, 2025.

5.2.3 Trabalhos publicados em congressos

1. GONÇALVES DE CAMPOS, C. A.; ANDRADA, A. de S.; ANDRADA, D. M. Otimização de viga compósita de perfil especial utilizando planejamento experimental (DOE) e método de elementos finitos no software ANSYS. *In: 5o CONGRESSO DE INGENIERÍAS Y CIENCIAS APLICADAS DE LAS TRES FRONTERAS, 2024, Foz do Iguaçu - PR. Anais do Congresso de Engenharia e Ciências Aplicadas nas Três Fronteiras - MEC3F.* Foz do Iguaçu - PR, 2024. p. 447–450. Disponível em: <https://encurtador.com.br/ePygP>.

2. GONÇALVES DE CAMPOS, C. A.; SANTOS, L. F. P.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. Tecnologias de soldagem em compósitos termoplásticos: um estudo bibliométrico. *In:* 8° Workshop da Pós-Graduação (FEG/UNESP), 2024, Guaratinguetá – SP. **VIII Workshop da Pós-Graduação em Engenharia**. Guaratinguetá - SP, 2024.
3. GONÇALVES DE CAMPOS, C. A.; SCHIAVON, N. L.; CORTAT ALVES, F.; MORAES, C. E.; SANTOS, L. F. P.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. Avaliação do comportamento termomecânico de laminados FC/PAEK soldados por resistência elétrica com malha metálica AISI 304. *In:* 9° Workshop da Pós-Graduação (FEG/UNESP), 2024, Guaratinguetá – SP. **IX Workshop da Pós-Graduação em Engenharia**. Guaratinguetá - SP, 2025.
4. CAMPOS, C. A. G.; MARQUES, L. F. B.; SANTOS, L. F. P.; MOTA, R. P.; MICHELLE, L. C.; BOTELHO, E. C. FRACTOGRAPHIC EVALUATION OF CF/PAEK LAMINATES WELDED BY RESISTANCE WELDING IN DIFFERENT FIBER ARCHITECTURES. *In:* 18° BRAZILIAN POLYMER CONFERENCE, 2025, Campos do Jordão - SP. Anais [...]. Campos do Jordão - SP: **18° Brazilian Polymer Conference**, 2025.

REFERÊNCIAS

- ABRAHÃO, A. B. R. M. **Otimização do processo de soldagem por resistência elétrica em compósitos PEI/fibras contínuas para aplicações aeronáuticas**. 2015. 200 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP 2015. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/entities/publication/fffab4bd-71a1-4d2b-9c75-9701416ae12a>. Acesso em: 20 fev. 2024.
- ALVAREDO, Á.; MARTÍN, M. I.; CASTELL, P.; VILLORIA, R. G.; FERNÁNDEZ-BLÁZQUEZ, J. P. Non-isothermal crystallization behavior of PEEK/graphene nanoplatelets composites from melt and glass states. **Polymers**, Basel, v. 11, n. 1, 2019. Disponível em <https://www.mdpi.com/2073-4360/11/1/124>. Acesso em: 17 mar. 2024.
- AMAECHE, C. V.; CHESTERTON, C.; BUTLER, H. O.; GILLET, N.; WANG, C.; JA'E, I. A.; REDA, A.; ODIJIE, A. C. Review of composite marine risers for deep-water applications: design, development and mechanics. **Journal of Composites Science**, Basel, v. 6, n. 3, p. 51, 2022. Disponível em <https://doi.org/10.3390/jcs6030096>. Acesso em: 17 mar. 2024.
- AMAECHE, C. V.; REDA, A.; SHAHIN, M. A.; SULTAN, I. A.; BEDDU, S. B.; JA'E, I. A. State-of-the-art review of composite marine risers for floating and fixed platforms in deep seas. **Applied Ocean Research**, Oxford, v. 138, n. May 2022, p. 103624, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.apor.2023.103624>. Acesso em: 14 mar. 2024.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS D1.1/D1.1M**: structural welding code - steel. 24. ed. Danvers - USA: American Welding Society, 2020.
- ARQUIER, R.; ILIOPOULOS, I. Consolidation of continuous-carbon-fiber-reinforced PAEK composites: a review. **Materials Today Communications**, Oxford, v. 32, n. April, p. 18, 2022. Disponível em <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352492822008893>. Acesso em: 05 abr. 2024.
- ASKELAND, D. R. **Science and engineering of materials**. 3. ed. Boston: Cengage Learning, 2014. Disponível em <https://app.minhabiblioteca.com.br/reader/books/9788522118014/pageid/0>. Acesso em: 18 mar. 2024.
- ASTM INTERNATIONAL. **ASTM D5868**: standard test method for lap shear adhesion for fiber reinforced plastic (FRP) bonding. West Conshohocken - USA: Annual Book of ASTM Standards, 2023. Disponível em <https://store.astm.org/d5868-01r23.html>. Acesso em: 25 jun. 2024.
- AUDOIT, J.; RIVIÈRE, L.; DANDURAND, J.; LONJON, A.; DANTRAS, E.; LACABANNE, C. Thermal, mechanical and dielectric behaviour of poly(aryl ether ketone) with low melting temperature. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, Dordrecht, v. 135, n. 4, p. 2147–2157, 2019. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s10973-018-7292-x>. Acesso em: 17 mar. 2024.
- AVENET, J.; CENDER, T. A.; LE CORRE, S.; BAILLEUL, J. L.; LEVY, A. Experimental correlation of rheological relaxation and interface healing times in welding thermoplastic PEKK composites. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Oxford, v. 149, n.

June, p. 8, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106489>. Acesso em: 03 mar 2024.

BARBOSA, H. **Caracterização computacional e mecânica de compósitos laminados de fibra de carbono em matriz epóxi**. 2017. 74 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Automotiva) - Universidade de Brasília Faculdade do Gama, Brasília - DF 2017. Disponível em: <https://bdm.unb.br/handle/10483/19875>. Acesso em: 03 mar 2024.

BARBOSA, L. C. M.; SOUZA, S. D. B.; BOTELHO, E. C.; CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, M. C. Fractographic evaluation of welded joints of PPS/glass fiber thermoplastic composites. **Engineering Failure Analysis**, Oxford, v. 102, n. April, p. 60–68, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.04.032>. Acesso em: 03 mai. 2024.

BARBOSA, L. C. M.; SOUZA, S. D. B. de; BOTELHO, E. C.; CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, M. C. Fractographic study of welded joints of carbon fiber/PPS composites tested in lap shear. **Engineering Failure Analysis**, Oxford, v. 93, n. July, p. 172–182, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.07.007>. Acesso em: 04 mai. 2024.

BERNATAS, R.; DAGREOU, S.; DESPAX-FERRERES, A.; BARASINSKI, A. Recycling of fiber reinforced composites with a focus on thermoplastic composites. **Cleaner Engineering and Technology**, Oxford, v. 5, p. 100272, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.clet.2021.100272>. Acesso em: 22 ago. 2024.

BORGES, F. M. M. G.; RAMPASSO, I. S.; QUELHAS, O. L. G.; LEAL FILHO, W.; ANHOLON, R. Addressing the un sdgs in sustainability reports: an analysis of latin american oil and gas companies. **Environmental Challenges**, Oxford, v. 7, n. March, 2022. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2667010022000749>. Acesso em: 15 set. 2024

BOTELHO, E. C.; REZENDE, M. C. Caracterização mecânica de compósitos de poliamida/fibra de carbono via ensaios de cisalhamento interlaminar e de mecânica da fratura. **Polímeros**, São Carlos, v. 12, n. 3, p. 153–163, 2002. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/po/a/pGDnFTNYqdPjkWKpvT8nFVc/?format=html&lang=pt>. Acesso em: 26 set. 2025

CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. 10. ed. Hoboken, NJ: Wiley, 2018.

CANEVAROLO JÚNIOR, S. V. **Ciência dos polímeros**. 2. ed. São Paulo: ArtLiber, 2010.

CAPOROSSI, F. de O. **Avaliação da influência de variações superficiais nos elementos resistivos do processo de soldagem de compósitos estruturais PPS/fibras de carbono**. 2016. 79 f. Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia de Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP 2016. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/entities/publication/d470c023-d3b6-46b0-889e-9d4a89dd75ec>. Acesso em: 21 ago. 2024.

CHAHINE, G.; MARATHE, U.; COLLINS, L.; THOMAS, V.; KUMAR, V.; ARABI HASSEN, A.; TEKINALP, H.; OZCAN, S.; VAIDYA, U. Effect of plasma treatment on LMPAEK/CF tape and composites manufactured by automated tape placement (ATP).

Composites Part A: applied science and manufacturing, Oxford, v. 188, n. October 2024, p. 108540, 2025. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2024.108540>. Acesso em: 19 fev. 2024.

CHAWLA, K. K. **Composite Materials: science and engineering**. 3. ed. New York: Springer Science, 2004.

CORTAT ALVES, F. **Influência da porosidade nas propriedades de fluência em compósitos vidro/epóxi processados via RTM**. 2021. 135 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2021. Disponível em: https://repositorio.unesp.br/bitstream/11449/215951/3/alves_fc_me_guara.pdf. Acesso em: 09 ago. 2024.

DANIEL, I. M.; ISHAI, O. **Engineering mechanics of composite materials**. 2. ed. New York: Oxford University Press, 2006.

DORNELAS, V. F.; NASCIMENTO, A.; MANTEGAZINI, D. Z.; EDUARDO, E.; LORA, S.; BORTONI, C.; AMRO, M. Occurrences and perspectives of natural hydrogen extraction: the brazilian context. **Energies**. Basel, p. 1–22, 2025. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/en18112859>. Acesso em: 21 nov. 2025

DUBÉ, M.; CHAZERAIN, A.; HUBERT, P.; YOUSEFPOUR, A.; BERSEE, H. E. 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. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/10.1177/0892705713490714>. Acesso em: 21 fev. 2024.

DUBÉ, M.; HUBERT, P.; GALLET, J. N. A. H.; STAVROV, D.; BERSEE, H. E. N.; YOUSEFPOUR, A. Fatigue performance characterisation of resistance-welded thermoplastic composites. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 68, n. 7–8, p. 1759–1765, 2008. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0266353808000456>. Acesso em: 17 fev. 2024.

DUBÉ, M.; HUBERT, P.; GALLET, J. N. A. H.; STAVROV, D.; BERSEE, H. E. N.; YOUSEFPOUR, A. 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. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/10.1177/0021998311412986>. Acesso em: 18 ago. 2024.

DUBEY, K. A.; HASSAN, P. A.; BHARDWAJ, Y. K. High performance polymer nanocomposites for structural applications. In: TYAGI, A. K.; BANERJEE, S. (Org.). **Materials under extreme conditions: recent trends and future prospects**. Oxford: Elsevier, 2017. p. 159–194. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B978012801300700005X>. Acesso em: 12 ago. 2024

DUMONT, P.; MARTOŇA, F.; ORGÉAS, L. **Desing and manufacture of structural composites**. Kidlington: Woodhead Publishing, 2023.

ELKELITY, A.; CAO, Y.; EL-WAZERY, M.; BAI, Y.; WANG, F. Effect of fiber reinforcement flexible pipeline on hydrogen transportation: a review. **Results in engineering**, Oxford, v. 26, n. March, 2025. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2590123025013696>. Acesso em: 12 set. 2025.

FERES, G. D.; RIBEIRO, B.; COSTA, M. L.; PAULA SANTOS, L. F.; BOTELHO, E. C. Study of the influence of carbon nanotubes, graphene, and hybrid buckypaper on the mechanical behavior of PAEK/carbon fiber composites. **Polymer Composites**, Hoboken, v. 46, n. 9, Jan, 2025. Disponível em: <https://4spepublications.onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/pc.29519>. Acesso em: 27 jul. 2025.

FLEET, E. J.; ZHANG, Y.; HAYES, S. A.; SMITH, P. J. Inkjet printing of self-healing polymers for enhanced composite interlaminar properties. **Journal of Materials Chemistry A**, Cambridge, v. 3, n. 5, p. 2283–2293, 2015. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1039/C4TA05422A>. Acesso em: 9 mai. 2024.

GALLI, C. A. **Caracterização das propriedades mecânicas de compósitos de matriz de epóxi com fibras de carbono unidirecionais**. 2016. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) - UFRJ - Escola Politécnica, Rio de Janeiro 2016. Disponível em: <http://repositorio.poli.ufrj.br/monografias/monopoli10016041.pdf>. Acesso em: 6 maio 2022.

GIERULSKI, M. P.; TOMLINSON, R.; TROUGHTON, M. Electrofusion welding and reinforced thermoplastic pipes: A review. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, Thousand Oaks, v. 41, n. 3–4, p. 147–163, 2022. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/10.1177/07316844211051207>. Acesso em: 20 nov. 2024

GOMES, J. V. P. N. **Influência da arquitetura de compósitos laminados de fibras de vidro/PAEK/buckypaper em suas propriedades térmica e elétrica**. 2022. 118 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP 2022. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/entities/publication/4858fe21-9262-4f0d-91aa-99700eba74e4>. Acesso em: 7 mar. 2024.

GUPTA, R.; HUO, D.; WHITE, M.; JHA, V.; STENNING, G. B. G.; PANCHOLI, K. Novel method of healing the fibre reinforced thermoplastic composite: A potential model for offshore applications. **Composites Communications**, Oxford, v. 16, n. July, p. 67–78, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.coco.2019.08.014>. Acesso em: 17 ago. 2023.

HANSTED, F. A. S.; MANTEGAZINI, D. Z.; RIBEIRO, T. M.; GONÇALVES, C. E. C.; BALESTIERI, J. A. P. A mini-review on the use of waste in the production of sustainable Portland cement composites. **Waste Management and Research**, Thousand Oaks, v. 41, n. 4, p. 828–838, 2023. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/10.1177/0734242X221135246>. Acesso em: 5 ago. 2024

HULL, D.; CLYNE, T. W. **An introduction to composite materials**. 2. ed. Cambridge - UK: Cambridge University Press, 1996. 1996.

IFTIKHAR, S. H.; CHERUPURAKAL, N.; R., K.; MOURAD, A. H. I. Friction stir spot welding of recycled scrap thermoplastics. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, Oxford, v. 7, n. 6, p. 838–848, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2024.06.003>. Acesso em: 9 fev. 2025.

KADIOGLU, F. Improving healing capability of the thermoplastic composites reinforced with carbon fibres in a single lap joint (SLJ) using a co-cured method. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, Oxford, 2025. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2025.01.001>. Acesso em: 27 fev. 2025.

KARIM, M. A.; ABDULLAH, M. Z.; WAQAR, A.; DEIFALLA, A. F.; RAGAB, A. E.; KHAN, M. Analysis of the mechanical properties of the single layered braid reinforced thermoplastic pipe (BRTP) for oil & gas industries. **Results in Engineering**, Oxford, v. 20, n. October, 2023. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2590123023006102>. Acesso em: 23 mai. 2024.

KOO, S.; HOSHIKAWA, Y.; KAWAGOE, Y.; RYUZONO, K.; OKABE, T. Process-induced residual stress in non-crimp fabric composites: Experimental and numerical evaluation considering viscoelasticity. **Mechanics of Materials**, Oxford, v. 209, n. March, 2025. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2025.105423>. Acesso em: 8 set. 2025

KUANG, W. Y. Numerical study of strain-based monitoring parameter on steel strip reinforced thermoplastic pipe (SSRTP) under internal pressure. **Journal of Pipeline Science and Engineering**, Oxford, v. 1, n. 2, p. 233–240, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jpse.2021.05.004>. Acesso em: 10 fev. 2024.

KUMAR P, S.; JAYANARAYANAN, K.; BALACHANDRAN, M. High-performance thermoplastic polyaryletherketone/carbon fiber composites: Comparison of plasma, carbon nanotubes/graphene nano-anchoring, surface oxidation techniques for enhanced interface adhesion and properties. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 253, n. January, p. 110560, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2023.110560>. Acesso em: 19 fev. 2024.

LARSEN, L.; ENDRASS, M.; JARKA, S.; BAUER, S.; JANEK, M. Exploring ultrasonic and resistance welding for thermoplastic composite structures: Process development and application potential. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 289, n. November 2024, p. 111927, 2025. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2024.111927>. Acesso em: 17 fev. 2024.

LEE, J.; NI, X.; DASO, F.; XIAO, X.; KING, D.; GÓMEZ, J. S.; VARELA, T. B.; KESSLER, S. S.; WARDLE, B. L. Advanced carbon fiber composite out-of-autoclave laminate manufacture via nanostructured out-of-oven conductive curing. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 166, p. 150–159, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0266353817321917>. Acesso em: 27 jun. 2024.

LEON, A. C. C.; SILVA, Í. G. M.; PANGILINAN, K. D.; CHEN, Q.; CALDONA, E. B.; ADVINCULA, R. C. High performance polymers for oil and gas applications. **Reactive and Functional Polymers**, Oxford, v. 162, n. February, 2021. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1381514821000705>. Acesso em: 17 ago. 2023

LI, W.; PALARDY, G. Investigation of welding repair methods for thermoplastic composite joints. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 264, n. May, p. 110924, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2023.110924>. Acesso em: 8 ago. 2024.

LI, X.; ZHANG, T.; LI, S.; LIU, H.; ZHAO, Y.; WANG, K. The effect of cooling rate on resistance-welded CF/PEEK joints. **Journal of Materials Research and Technology**, Oxford, v. 12, p. 53–62, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.02.071>. Acesso em: 17 fev. 2025.

MA, Z.; XU, Z.; LI, Z.; CHEN, S.; WU, Y.; ZHANG, H.; YAN, J. A novel method for reducing the welding pressure requirement in resistance welding of thermoplastic composites. **Composites Science and Technology**, Oxford, v. 258, n. July, 2024. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0266353824004202>. Acesso em: 26 fev. 2025.

MAHESH, K. V.; BALANAND, S.; RAIMOND, R.; PEER MOHAMED, A.; ANANTHAKUMAR, S. Polyaryletherketone polymer nanocomposite engineered with nanolaminated Ti₃SiC₂ ceramic fillers. **Materials and Design**, Oxford, v. 63, p. 360–367, 2014. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S026130691400483X>. Acesso em: 19 jan. 2024

MALLICK, P. K. **Fiber-Reinforced Composites**. 3. ed. Dearborn - EUA: Taylor & Francis Group, 2007. Disponível em: <https://www.taylorfrancis.com/books/mono/10.1201/9781420005981/fiber-reinforced-composites-mallick>. Acesso em: 7 dez. 2023.

MARQUES, L. F. B. **Influência do intemperismo no mecanismo da fratura de compósitos soldados PEI/fibra de vidro**. 2020. 121 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP 2020. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/entities/publication/0d48e887-f678-4bff-8b49-06ddb8b4d691>. Acesso em: 2 mar. 2024.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

MARSH, G. Thermoplastic composite solution for deep oil and gas reserves. **Reinforced Plastics**, Oxford, v. 57, n. 4, p. 26–29, 2013. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/S0034-3617\(13\)70123-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0034-3617(13)70123-1). Acesso em: 01 mar. 2022.

MARTINS, J. L. P. **Avaliação da molhabilidade e resistência ao desgaste abrasivo de compósitos do tipo epóxi/quasicristais (AlCuFe)**. 2015. 86 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Pernambuco, Recife - PE 2015. Disponível em: <https://repositorio.ufpe.br/handle/123456789/17704>. Acesso em: 18 dez. 2023

MAZUR, R. L. **Obtenção e caracterização de compósitos de fibras de carbono/PEKK com aplicações aeronáuticas**. 2010. 142 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade

de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010. Disponível em:
https://repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/103754/mazur_rl_dr_guara.pdf. Acesso em: 15 ago. 2024.

MINISTÉRIO DA CIÊNCIA, TECNOLOGIA, INOVAÇÕES E COMUNICAÇÕES. **Plano de ação de ciência, tecnologia e inovação para tecnologias convergentes e habilitadoras: nanotecnologia**. Brasília, v. I, p. 29, 2019. Disponível em:
http://www.mctic.gov.br/mctic/export/sites/institucional/tecnologia/tecnologias_convergentes/arquivos/cartilha_plano_de_acao_nanotecnologia.pdf. Acesso em: 12 dez. 2023.

MIRI, S.; KALMAN, J.; CANART, J. P.; SPANGLER, J.; FAYAZBAKSHI, K. Tensile and thermal properties of low-melt poly aryl ether ketone reinforced with continuous carbon fiber manufactured by robotic 3D printing. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Berlin, v. 122, n. 2, p. 1041–1053, 2022. Disponível em:
<https://doi.org/10.1007/s00170-022-09983-7>. Acesso em: 8 ago. 2023.

MORAES, C. E. **Adesivos estruturais baseados em epóxi na indústria petroquímica: uma revisão**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2021. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/234902?locale-attribute=en>. Acesso em: 25 ago. 2024.

MURRAY, R. E.; ROADMAN, J.; BEACH, R. Fusion joining of thermoplastic composite wind turbine blades: lap-shear bond characterization. **Renewable Energy**, Oxford, v. 140, p. 501–512, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.renene.2019.03.085>. Acesso em: 2 mar. 2024.

NEWELL, J. **Essentials of modern materials science and engineering**. Rio de Janeiro: Grupo GEN, 2010. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/#/books/978-85-216-2490-5/>. Acesso em: 9 ago. 2024.

NOGUEIRA, C. L.; MARLET, J. M. F.; REZENDE, M. C. Processo de obtenção de pré-impregnados poliméricos termoplásticos via moldagem por compressão a quente. **Polímeros**, São Carlos, v. 9, n. 3, p. 18–27, 1999. Disponível em:
<https://www.scielo.br/j/po/a/ntmYpS66B5YGXNDgqxFHwBm/?lang=pt>. Acesso: 15 ago. 2024. Acesso: 15 de ago. 2024.

OLIVEIRA, J. B. de. **Obtenção e caracterização de compósitos de epóxi/microfibras elastoméricas/fibras de carbono para aplicações aeronáuticas**. 2020. 156 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2020. Disponível em:
<https://repositorio.unesp.br/handle/11449/192431?show=full>. Acesso em: 9 dez. 2025.

OLIVEIRA, G. H.; GUIMARÃES, V. A.; BOTELHO, E. C. Influência da temperatura no desempenho mecânico de compósitos PEI/fibras de vidro. **Polímeros**, São Carlos, v. 19, n. 4, p. 305–312, 2009. Disponível em:
<https://www.scielo.br/j/po/a/FTGR7kzvc9tmR9mc9LN4Hhp/?format=html&lang=pt>. Acesso em: 01 jul. 2024

ORGANIZAÇÃO DAS NAÇÕES UNIDAS. **Sobre o nosso trabalho para alcançar os Objetivos de Desenvolvimento Sustentável no Brasil**. Brasília: Nações Unidas Brasil, 2024. Disponível em: <https://brasil.un.org/pt-br/sdgs>. Acesso em: 16 out. 2024.

PANDA, J. N.; BIJWE, J.; PANDEY, R. K. Optimization of the amount of short glass fibers for superior wear performance of PAEK composites. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Oxford, v. 116, n. May 2018, p. 158–168, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2018.10.034>. Acesso em: 22 jul. 2024.

PANNEERSELVAM, K.; ARAVINDAN, S.; NOORUL HAQ, A. Study on resistance welding of glass fiber reinforced thermoplastic composites. **Materials and Design**, Oxford, v. 41, p. 453–459, 2012. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2012.05.025>. Acesso em: 20 fev. 2024.

PARDINI, L. C.; NETO, F. L. **Compósitos estruturais: ciência e tecnologia**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2016. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/reader/books/9788521210795/pageid/53>. Acesso em: 30 abr. 2024.

PARLEVLIET, P. P.; BERSEE, H. E. N.; BEUKERS, A. Residual stresses in thermoplastic composites-a study of the literature-part i: formation of residual stresses. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Oxford, v. 37, n. 11, p. 1847–1857, 2005. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.12.025>. Acesso em: 1 mar. 2024

PARLEVLIET, P. P.; BERSEE, H. E. N.; BEUKERS, A. Residual stresses in thermoplastic composites-a study of the literature-part ii: experimental techniques. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Oxford, v. 38, n. 3, p. 651–665, 2006. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2006.07.002>. Acesso em: 1 mar. 2024.

PATEL, P.; HULL, T. R.; MCCABE, R. W.; FLATH, D.; GRASMEDER, J.; PERCY, M. Mechanism of thermal decomposition of poly(ether ether ketone) (PEEK) from a review of decomposition studies. **Polymer Degradation and Stability**, Oxford, v. 95, n. 5, p. 709–718, 2010. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2010.01.024>. Acesso em: 29 jan. 2024.

PILLAY, S.; NING, H.; BARFKNECHT, P.; CARLISLE, K. Long fiber thermoplastic composite for offshore drilling application: design and prototyping. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 200, n. June, p. 108339, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.108339>. Acesso em: 17 ago. 2023.

PRAKASH D., T. Polyaryl ether ketones (PAEK). *In*: PRAKASH D., T. **Specialty thermoplastics: preparations, processing, properties, performance**. Cincinnati: Hanser Publications, 2023. p. 232. Disponível em: <https://www.hanser-elibrary.com/doi/10.3139/9781569907016.005>. Acesso em: 01 jul. 2024.

REIS, J. F.; ABRAHAO, A. B. M.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. Avaliação da resistência interlaminar do compósito PEI/Fibras de carbono soldado pelo método de resistência elétrica. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 21, n. 3, p. 387–404, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2103.13>. Acesso em: 2 mar. 2024.

REZENDE, M. C.; COSTA, M. L. C.; BOTELHO, E. C. **Compósitos estruturais: tecnologia e prática**. São Paulo - SP: ArtLiber Editora, 2011.

RYUZONO, K.; KOO, S.; HOSHIKAWA, Y.; KAWAGOE, Y.; OKABE, T. Mechanism investigation and comparison of long-term deformations caused by process-induced residual stresses in thermosetting CF/epoxy and thermoplastic CF/PAEK composite laminates.

Composites Part A: applied science and manufacturing, Oxford, v. 196, n. April, p. 108963, 2025. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2025.108963>. Acesso em: 15 set. 2025.

SANTOS, L. F. P. **Processamento e caracterização de compósitos termoplásticos multifuncionais reforçados com fibras de carbono e buckypapers de nanotubos de carbono**. 2021. 155 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP 2021. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/items/115a52cc-22a9-4b3d-a70d-eccd7a3711dd>. Acesso em: 30 jun. 2023.

SANTOS, L. F. P.; ALDERLIESTEN, R.; KOK, W.; RIBEIRO, B.; OLIVEIRA, J. B.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. The influence of carbon nanotube buckypaper/poly (ether imide) mats on the thermal properties of poly (ether imide) and poly (aryl ether ketone)/carbon fiber laminates. **Diamond and related materials**, Oxford, v. 116, n. February, 2021. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925963521001849>. Acesso em: 19 jan 2024.

SANTOS, L. F. P.; RIBEIRO, B.; HEIN, L. R. O.; ALDERLIESTEN, R.; ZAROUCAS, D.; BOTELHO, E. C.; COSTA, M. L. The effect of temperature on fatigue strength of poly(ether-imide)/multiwalled carbon nanotube/carbon fibers composites for aeronautical application. **Journal of Applied Polymer Science**, Hoboken, v. 137, n. 39, p. 1–15, 2020. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1002/app.49160>. Acesso em: 26 set. 2025.

SHAFQAQ, S.; DONOUGH, M. J.; FARNSWORTH, A. L.; PHILLIPS, A. W.; CHIRIMA, G.; ST JOHN, N. A.; BEN ARBER, B.; MURPHY, K.; PRUSTY, G. On the ply-wise investigation of the crystalline morphology distribution of in-situ consolidated CF/PEEK composite using Wide-Angle X-ray scattering (WAXS). **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Oxford, v. 192, February, p. 108792, 2025. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2025.108792>. Acesso em: 1 mar. 2025.

SHEN, L.; ZHANG, Y.; ZHANG, H.; SUN, M.; JIAN, X.; XU, J. Strength evaluation of CF/PEEK resistance welding based on improved artificial neural network: interface failure mechanism study under extreme service temperatures. **Composites Part B: engineering**, Oxford, p. 112290, 2025. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2025.112290>. Acesso em: 20 fev. 2025.

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. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2013.08.008>. Acesso em: 20 fev. 2025.

SHI, H.; VILLEGAS, I. F.; OCTEAU, M. A.; BERSEE, H. E. N.; YOUSEFPOUR, A. Continuous resistance welding of thermoplastic composites: Modelling of heat generation and

heat transfer. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Oxford, v. 70, p. 16–26, 2015. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.12.007>. Acesso em: 20 fev. 2025.

SILVA, F. G. da. **Estudo da concentração de tensão dos laminados compósitos sanduíches de resina epóxi com fibra de vidro e núcleo de honeycomb carregados à flexão**. 2017. 121 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal - RN 2017. Disponível em: <https://repositorio.ufrn.br/handle/123456789/24647>. Acesso em: 5 jun. 2024

SILVA, R. F. da. **Otimização de risers de materiais compósitos**. 2012. 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza 2012. Disponível em: <https://repositorio.ufc.br/handle/riufc/13098>. Acesso em: 17 ago. 2023.

SOUZA, S. D. B. de. **Avaliação dos parâmetros de soldagem por resistência para compósitos de PPS/fibras contínuas com aplicações aeronáuticas**. 2013. 144 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP 2013. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/94386>. Acesso em: 30 jun. 2023.

SOUZA, S. D. B. de. **Estudo do processo de soldagem para a integração de compósitos PEEK/Fibras de carbono com aplicações aeronáuticas**. 2017. 180 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP 2017. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/items/64ddac93-a2ab-4719-8b73-0c07eb1cdb4d>. Acesso em: 30 jun. 2023.

TAN, Z. Bin; TONG, L. Effects of post-welding cooling rate on strength of TCW joints: an experimental and numerical investigation. **International journal of adhesion and adhesives**, Oxford, v. 82. December 2017, p. 114–125, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2017.12.018>. Acesso em: 17 fev. 2024.

TEGAPE. **Aço inox: tecitura trançado quadrado aço inox**. Curitiba - PR: Tegape Brasil, 2025. Disponível em: <https://tegape.com.br/produto/tela-de-aco-inox-filtros-peneiras/>. Acesso em: 22 fev. 2025. Acesso em: 12 fev. 2025.

TEIJIN CARBON AMERICA. **Preliminary product data sheet: Tenax®-E TPUD PAEK-HTS45**. Rockwood - US: Teijin carbono america, 2020.

UNITED NATIONS DEVELOPMENT PROGRAMME; INTERNATIONAL FINANCE CORPORATION; INTERNATIONAL PETROLEUM INDUSTRY ENVIRONMENTAL CONSERVATION ASSOCIATION IPIECA; COLUMBIA CENTER ON SUSTAINABLE INVESTMENT. **Mapping the oil and gas industry to the sustainable development goals: an atlas**. New York: United Nations, 2017. p. 112. Disponível em: <http://www.ipieca.org/resources/awareness-briefing/mapping-the-oil-and-gas-industry-to-the-sustainable-development-goals-an-atlas/>. Acesso em: 25 set. 2024.

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA. Faculdade de Engenharia e Ciência de Guaratinguetá. **Prensa Hidráulica**. Guaratinguetá: UNESP - faculdade de engenharia e ciências - câmpus de guaratinguetá [2024]. Disponível em:

<https://www.feg.unesp.br/#!/equipamentos-multiusuarios/prensa-hidraulica/>. Acesso em: 3 ago. 2024.

VEAZEY, D.; HSU, T.; GOMEZ, E. D. Next generation high-performance carbon fiber thermoplastic composites based on polyaryletherketones. **Journal of Applied Polymer Science**, Hoboken, v. 134, n.6, p. 44441. 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1002/app.44441>. Acesso em: 13 ago. 2024.

VOSVIEWER. **VOSviewer**. Leiden - Netherlands: Centre for science and technology studies, 2024. Disponível em: <https://www.vosviewer.com/>. Acesso em: 25 ago. 2024.

WU, Z.; YI, X. S.; WILKINSON, A. Interlaminar fracture toughness of carbon fibre/RTM6-2 composites toughened with thermoplastic-coated fabric reinforcement. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 130, p. 192–199, 2017. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.08.003>. Acesso em: 1 ago. 2024.

XIE, L.; LIU, H.; WU, W.; ABLIZ, D.; DUAN, Y.; LI, D. Fusion bonding of thermosets composite structures with thermoplastic binder co-cure and prepreg interlayer in electrical resistance welding. **Materials and Design**, Oxford, v. 98, p. 143–149, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.020>. Acesso em: 1 jul. 2023.

XIONG, X.; WANG, D.; REN, R.; ZHAO, P.; CUI, X.; JI, S. Improved mechanical properties of resistance welded joints of thermoplastic composites by versatile graphene oxide. **Journal of adhesion science and technology**, London, v. 35, n. 10, p. 1099–1113, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/01694243.2020.1834288>. Acesso em: 16 ago. 2024.

XIONG, X.; WANG, D.; WEI, J.; ZHAO, P.; REN, R.; DONG, J.; CUI, X. Resistance welding technology of fiber reinforced polymer composites: a review. **Journal of Adhesion Science and Technology**, London, v. 35, n. 15, p. 1593–1619, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/01694243.2020.1856514>. Acesso em: 16 ago. 2024.

YANG, H. R.; GAO, D. T.; LIU, G.; CHEN, C. H.; YAO, J. N. Characterization of the thermomechanical and aging behaviour of PAEK and CF/PAEK composites under long-term high-temperatures. **Polymer degradation and stability**, Oxford, v. 230, n. October, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2024.111043>. Acesso em: 19 fev. 2025.

ZHANG, J.; LIU, G.; AN, P.; YU, K.; HUANG, J.; GU, Y.; YAO, J.; CAO, R.; LIU, H.; CHEN, C.; ZHANG, C.; WANG, M. The effect of cooling rates on crystallization and low-velocity impact behaviour of carbon fibre reinforced poly(aryl ether ketone) composites. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 254, February, p. 110569, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2023.110569>. Acesso em: 26 set. 2025.

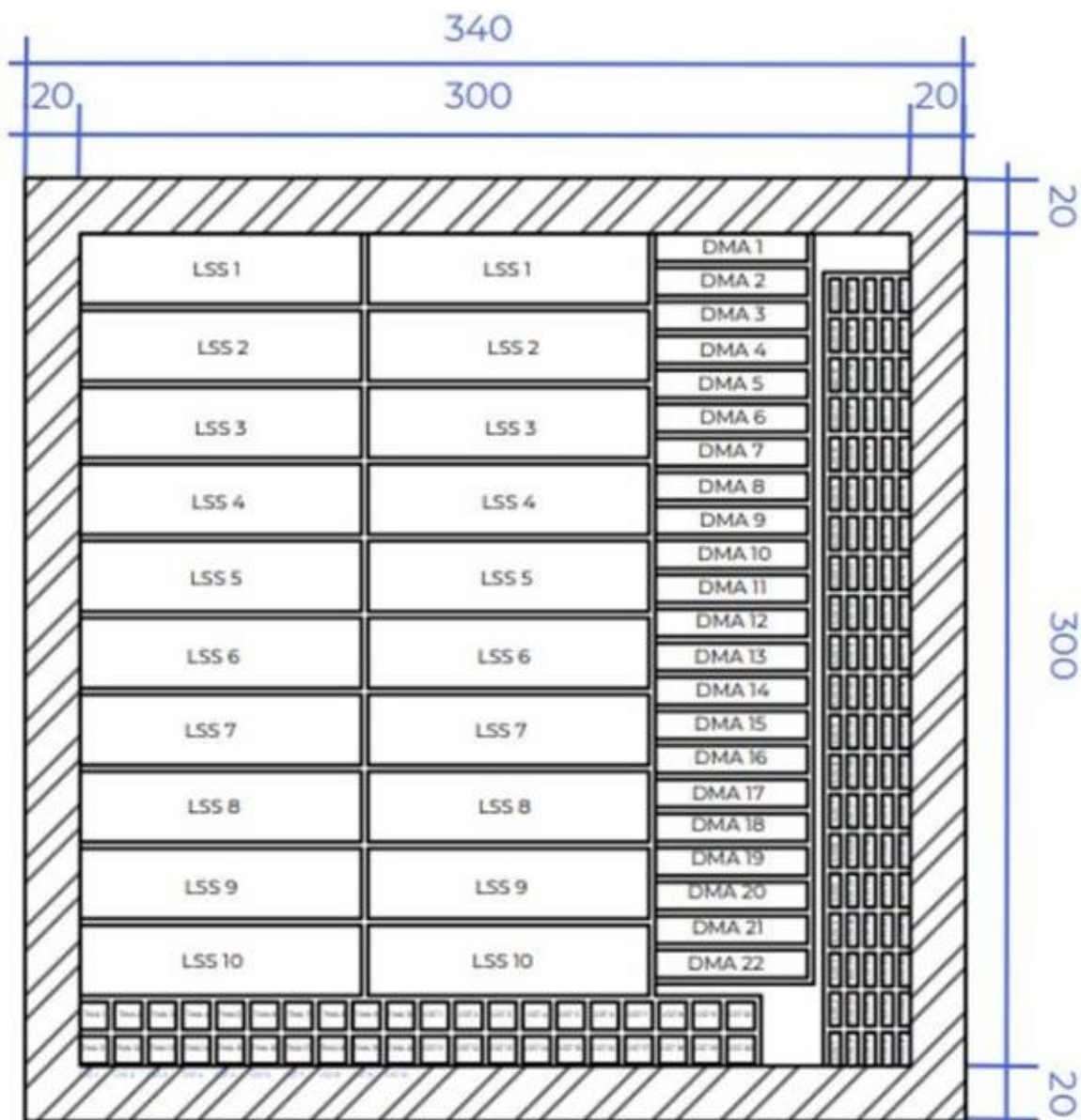
ZHANG, Y.; SHEN, L.; FAN, X.; YAN, Z.; XIAO, J.; JIAN, X.; ZHAO, G.; XU, J. Enhanced comprehension of the cross-scale forming mechanism in CF/PEEK resistance welding: analysis of temperature gradients and meso–microscopic phase transitions. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 283, May, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2024.111660>. Acesso em: 14 jul. 2024.

ZHAO, G.; LI, M.; ZHAO, Y.; ZHOU, X.; YU, H.; JIAN, X.; ZHANG, S.; XU, J. 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, n. January 2023, p. 111210, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2024.111210>. Acesso em: 2 mar. 2024.

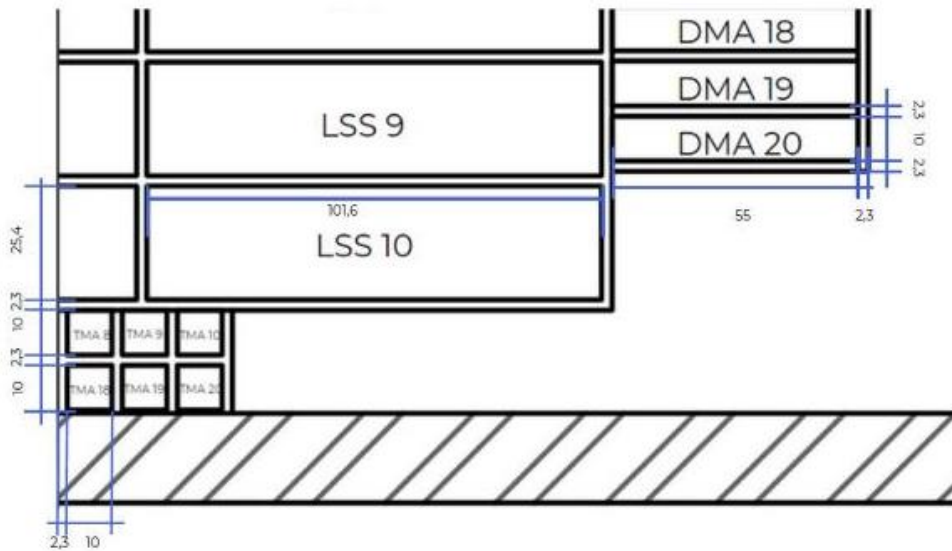
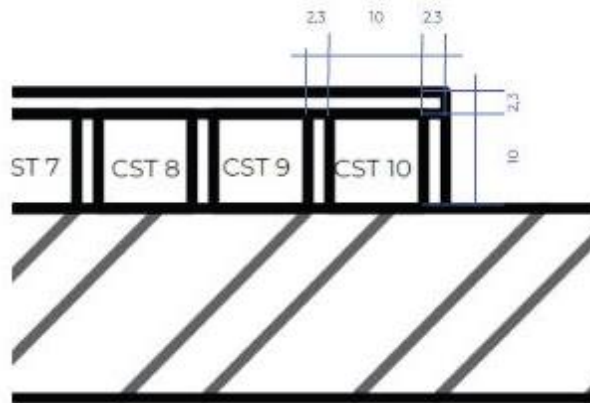
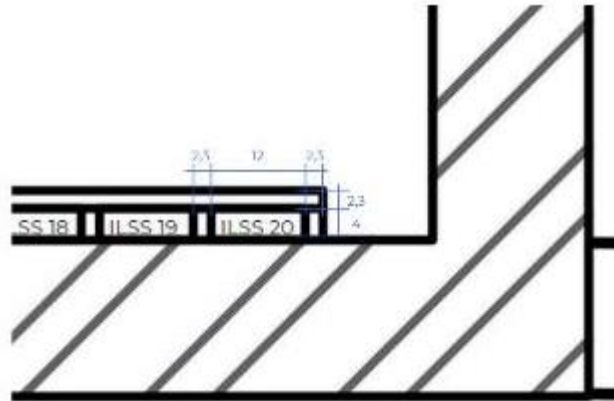
ZHAO, P.; ZHANG, Z.; LI, Y.; TIAN, L.; WANG, C.; XIONG, X. Resistance welding of thermoplastic composites via a novel carbon nanofilm implant. **Materials Letters**, Oxford, v. 328, p. 4, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.133216>. Acesso em: 2 mar. 2024.

APÊNDICE A – DETALHAMENTO DE COTAS DOS CP's NOS LAMINADOS


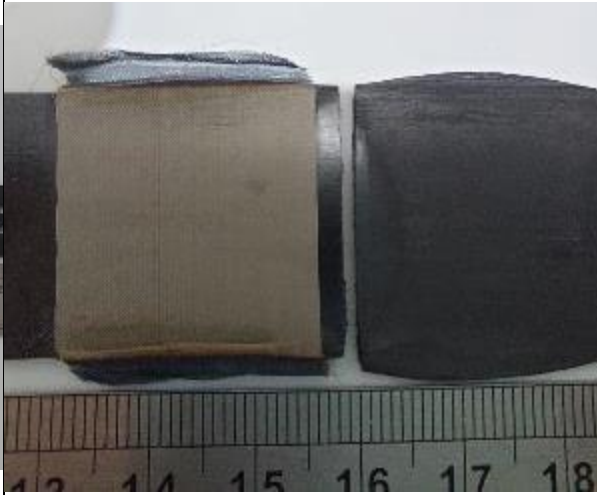

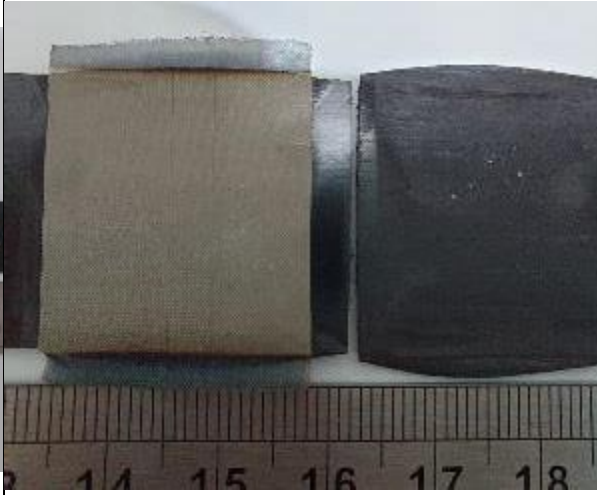
Desenho esquemático da distribuição dos corpos de provas nos laminados


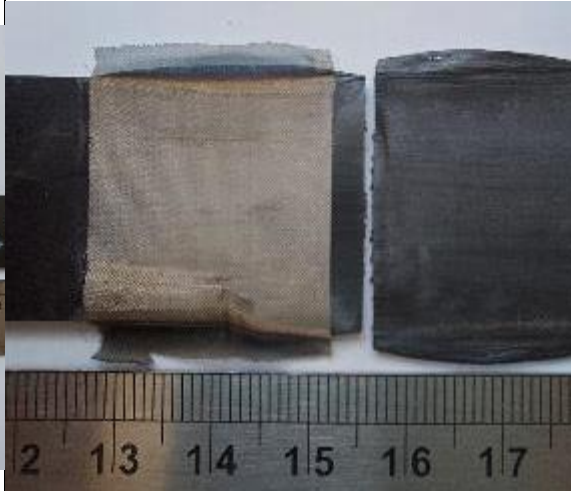

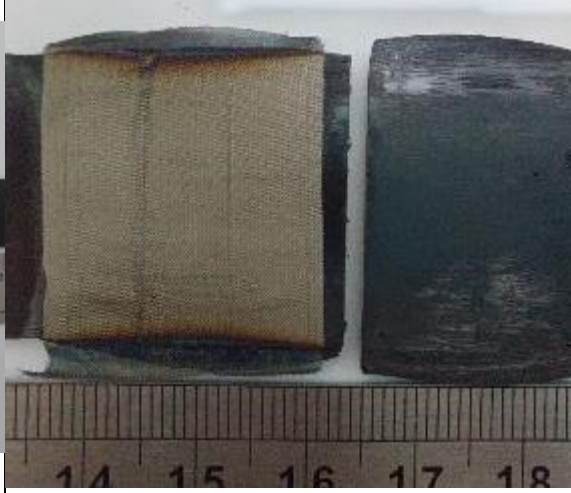



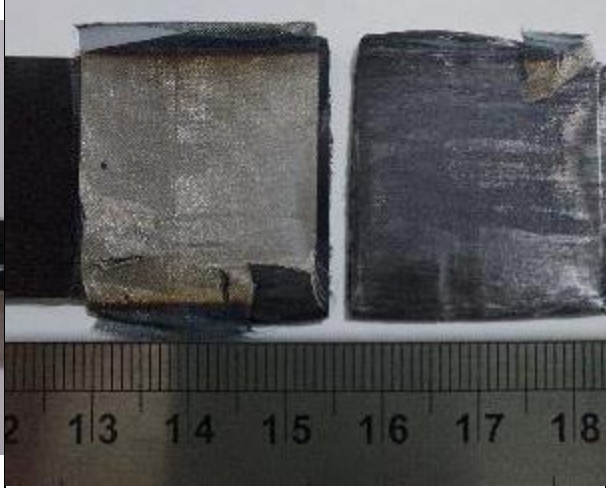

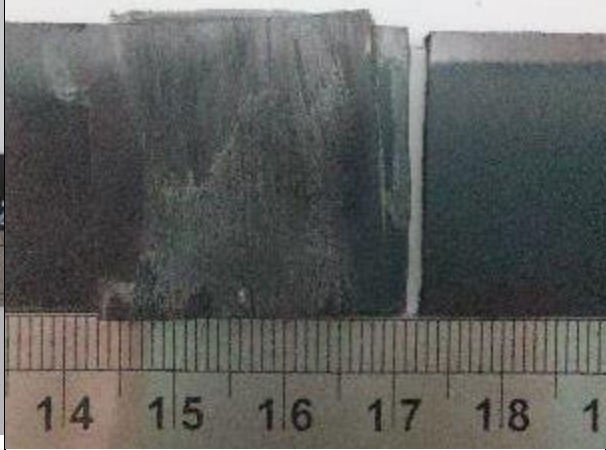
Detalhamento de cotas dos corpos de provas nos laminados


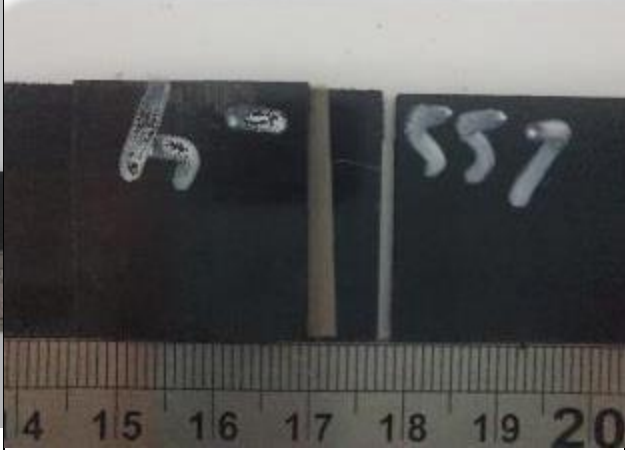

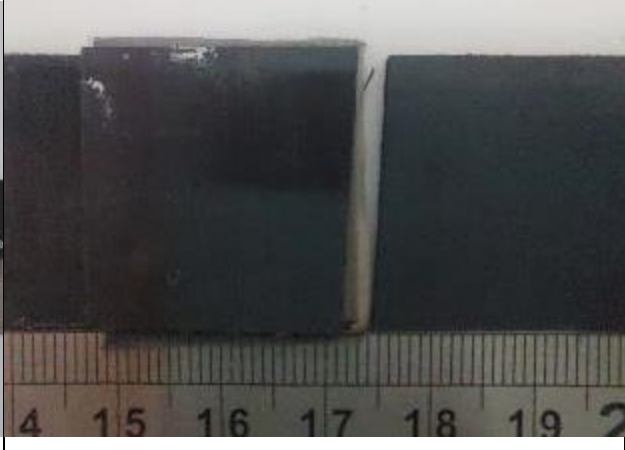



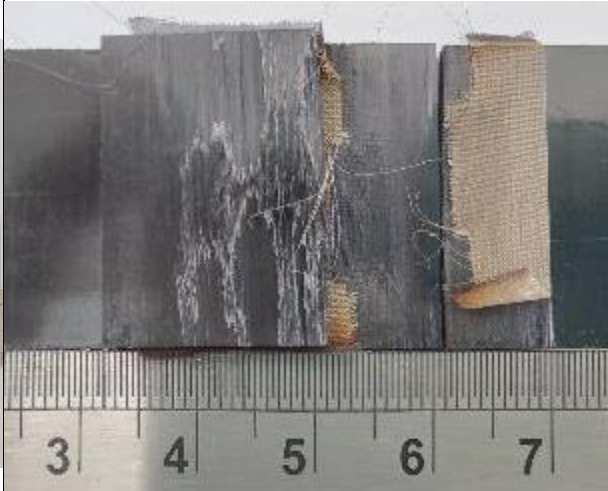

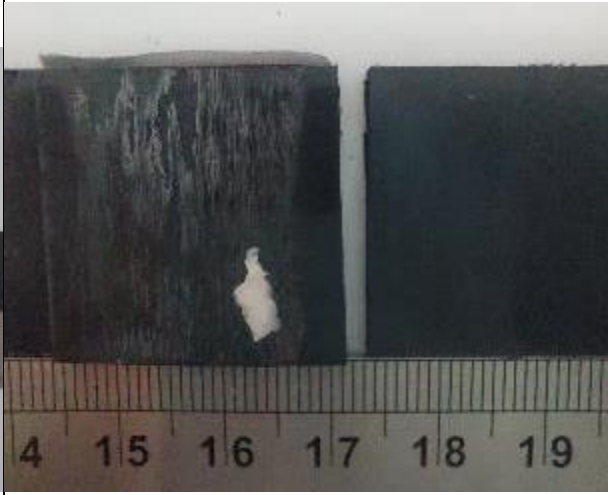
APÊNDICE B – INSPEÇÃO VISUAL DAS SEÇÕES DE UNIÕES (*LAP SHEAR*)


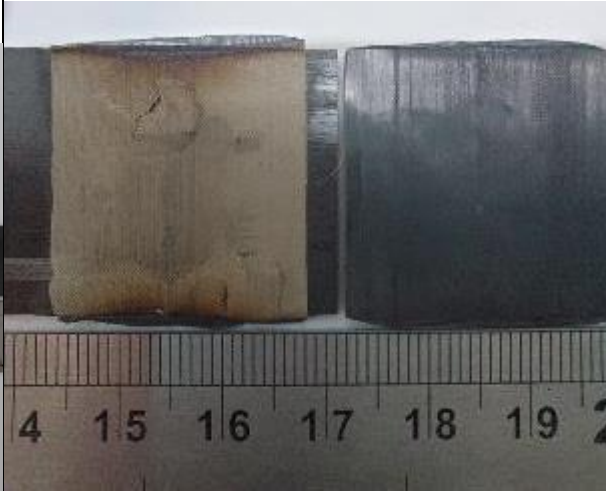

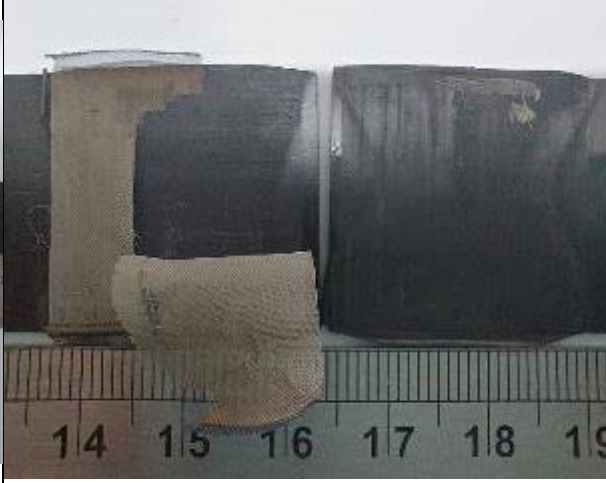
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [0] ₁₂
		Replicata: 1
		
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [0] ₁₂
		Replicata: 2
		


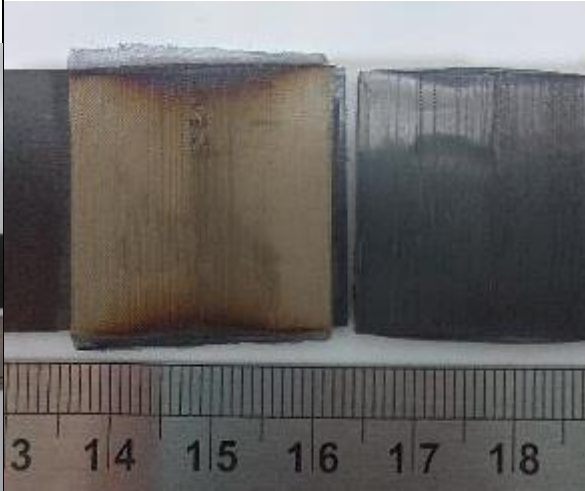

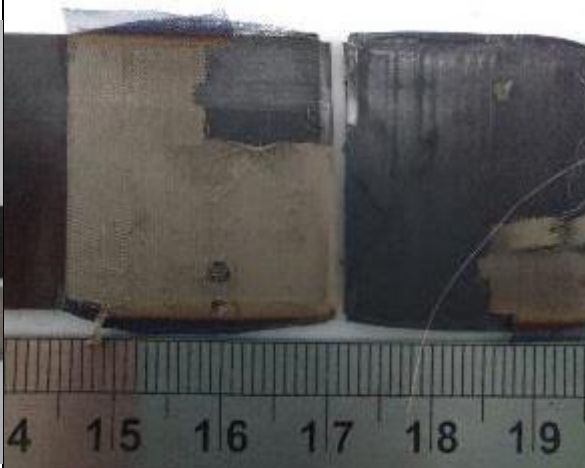
<p>Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i></p>		<p>Arquitetura: [0]₁₂</p>
		<p>Replicata: 3</p>
		
<p>Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i></p>		<p>Arquitetura: [0]₁₂</p>
		<p>Replicata: 4</p>
		

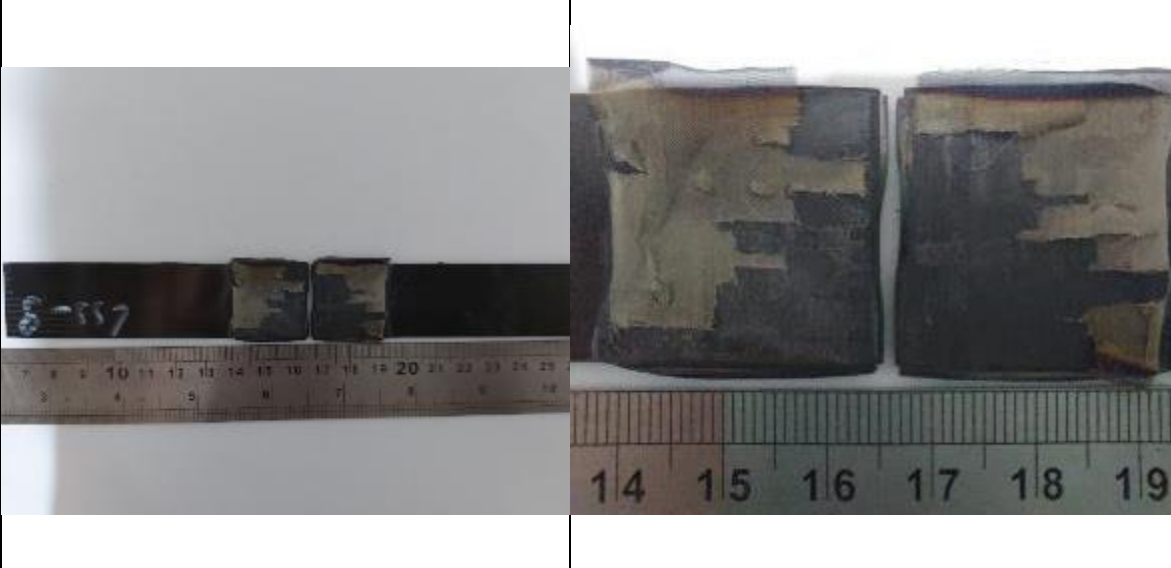

Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [0]₁₂
		Replicata: 5
		
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [90]₁₂
		Replicata: 1
		


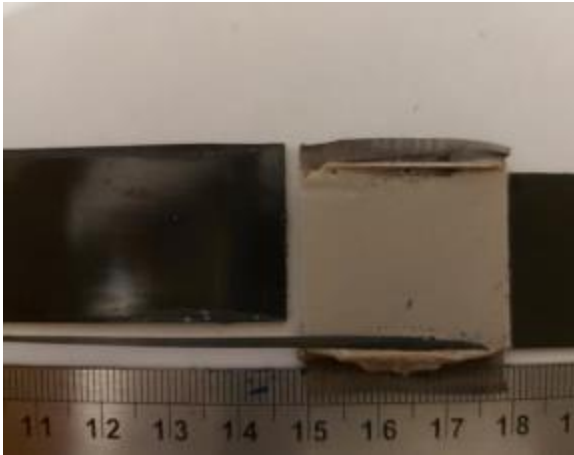

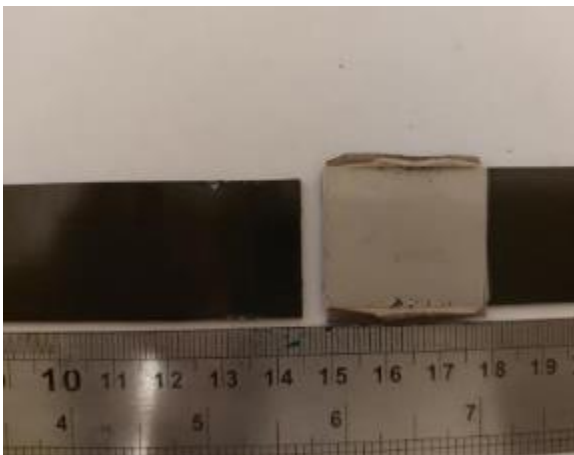
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: $[90]_{12}$
		Replicata: 2
		
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: $[90]_{12}$
		Replicata: 3
		


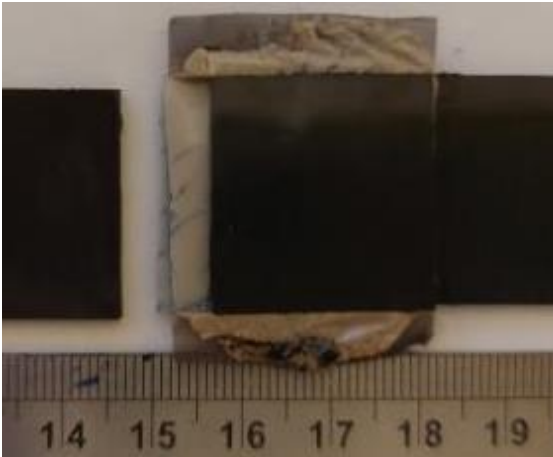

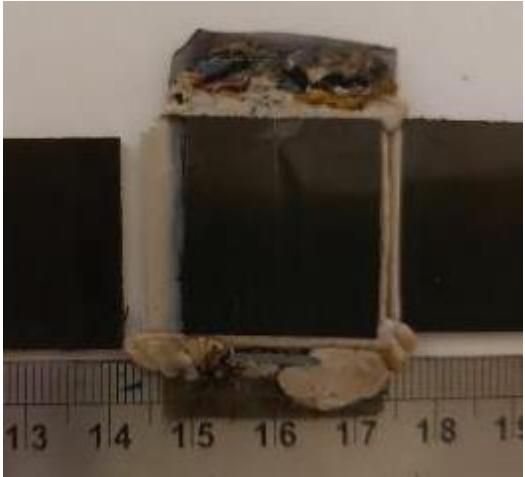
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [90] ₁₂
		Replicata: 4
		
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [90] ₁₂
		Replicata: 5
		


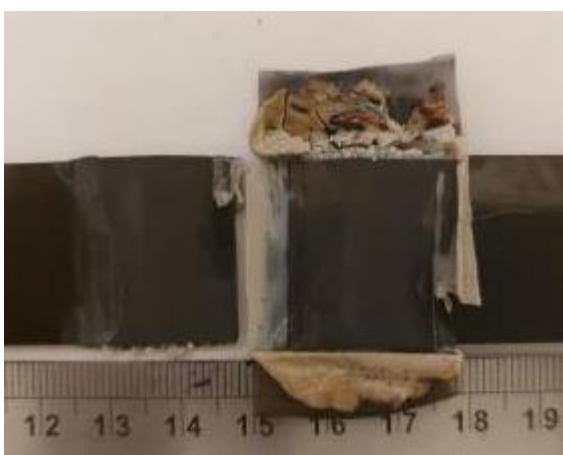

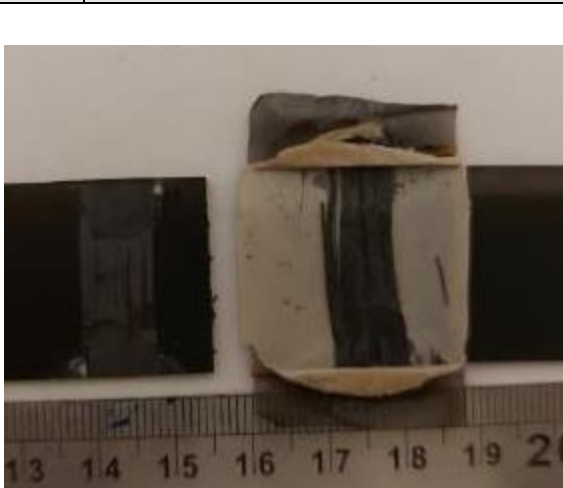
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [0/90]₆
		Replicata: 1
		
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [0/90]₆
		Replicata: 2
		



Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [0/90]₆
		Replicata: 3
		
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [0/90]₆
		Replicata: 4
		

Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>	Arquitetura: [0/90]₆ SM
	Replicata: 5
	
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>	Arquitetura: [0]₁₂ SMF
	Replicata: 1
	

Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [0]₁₂ SMF
		Replicata: 2
		
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>		Arquitetura: [0]₁₂ SMF
		Replicata: 3
		

Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>	Arquitetura: $[90]_{12}$ SMF
	Replicata: 1
	
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>	Arquitetura: $[90]_{12}$ SMF
	Replicata: 2
	

Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>	Arquitetura: $[0/90]_6$ SMF
	Replicata: 1
	
Inspeção Visual – Ensaio de <i>Lap Shear</i>	Arquitetura: $[0/90]_6$ SMF
	Replicata: 2
	

Inspeção Visual – Ensaio de Lap Shear	Arquitetura: [0/90]₆ SMF
	Replicata: 3
 A photograph showing a lap shear test specimen. Two dark, rectangular composite layers are overlapped. A small, irregular piece of material is attached to the top surface of the overlap. A metal ruler is placed below the specimen for scale, showing markings from approximately 10 to 24 cm.	 A close-up photograph of the lap shear test specimen. The two dark composite layers are clearly visible, with a small, irregular piece of material attached to the top surface of the overlap. A metal ruler is placed below the specimen for scale, showing markings from approximately 10 to 24 cm.

DADOS CURRICULARES

IDENTIFICAÇÃO	
	CARLOS ALBERTO GONÇALVES DE CAMPOS 14/03/2000
Nacionalidade	brasileira
Nome em citações bibliográficas:	GONÇALVES DE CAMPOS, CARLOS ALBERTO GONÇALVES DE CAMPOS, C. A.; CAMPOS, C. A. G.
Currículo Lattes	https://lattes.cnpq.br/8035512134946649
ORCID	https://orcid.org/0009-0004-1804-2978
FORMAÇÃO ACADÊMICA	
2016/2017	Técnico em Automação Industrial - Técnico ETEC Centro Paula Souza – São José dos Campos
2018/2022	Engenharia de Materiais – Bacharel Universidade Federal de Itajubá – Campus Itabira
2022/2023	Técnico em Qualidade - Técnico Instituto Federal de Educação do Sul de Minas Gerais – Campus Pouso Alegre
PRODUÇÃO BIBLIOGRÁFICA	
<p>GONÇALVES DE CAMPOS, C. A.; ANDRADA, A. de S.; ANDRADA, D. M. Otimização de viga compósita de perfil especial utilizando planejamento experimental (DOE) e método de elementos finitos no software ANSYS. <i>In: 5o CONGRESSO DE INGENIERÍAS Y CIENCIAS APLICADAS DE LAS TRES FRONTERAS</i>, 2024, Foz do Iguaçu - PR. Anais [...]. Foz do Iguaçu - PR: Anais do Congresso de Engenharia e Ciências Aplicadas nas Três Fronteiras - MEC3F, 2024. p. 447–450.</p> <p>GONÇALVES DE CAMPOS, C. A.; SANTOS, L. F. de P.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. Tecnologias de soldagem em compósitos termoplásticos: um estudo bibliométrico. <i>In: ANAIS DO 8. WORKSHOP DA PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA</i>, 2024, Guaratinguetá - SP. Anais [...]. Guaratinguetá - SP: Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências, 2024. p. 75.</p> <p>CAMPOS, C. A. G.; MARQUES, L. F. B.; SANTOS, L. F. P.; MOTA, R. P.; MICHELLE, L.; BOTELHO, E. C. FRACTOGRAPHIC EVALUATION OF CF/PAEK LAMINATES WELDED BY RESISTANCE WELDING IN DIFFERENT FIBER ARCHITECTURES. <i>In: 18° BRAZILIAN POLYMER CONFERENCE</i>, 2025, Campos do Jordão - SP. Anais</p>	

[...]. Campos do Jordão - SP: 18° Brazilian Polymer Conference, 2025.

CAMPOS, C. A. G. De; SCHIAVON, N. L.; ALVES, F. C.; MORAES, C. E.; SANTOS, L. F. de P.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. Avaliação do comportamento termomecânico de laminados FC / PAEK soldados por resistência elétrica com malha metálica AISI 304. *In: ANAIS DO 9. WORKSHOP DA PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA*, 2025, Guaratinguetá - SP. **Anais** [...]. Guaratinguetá - SP: Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências, 2025.

PARTICIPAÇÃO EM EVENTOS CIENTÍFICOS

V CONGRESSO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS APLICADAS DAS TRÊS FRONTEIRAS, 2024. (Foz do Iguaçu - PR) Otimização de viga compósita de perfil especial utilizando Planejamento Experimental (DOE) e Método de Elementos Finitos no software Ansys. 2024 (Congresso).

VIII WORKSHOP DA PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA, 2024. (Guaratinguetá - SP) Tecnologias de soldagem em compósitos termoplásticos: um estudo bibliométrico. 2024. (Workshop).

IX WORKSHOP DE ENGENHARIA DE MATERIAIS, 2024. (Guaratinguetá - SP). Avaliador de trabalhos, pôsteres e apresentações. 2024. (Workshop).

18° BRAZILIAN POLYMER CONFERENCE, 2025. (Campos do Jordão - SP) FRACTOGRAPHIC EVALUATION OF CF/PAEK LAMINATES WELDED BY RESISTANCE WELDING IN DIFFERENT FIBER ARCHITECTURES. 2025. (Congresso).

IX Workshop da Pós-Graduação, 2025. (Guaratinguetá - SP) Avaliação do comportamento termomecânico de laminados FC/PAEK soldados por resistência elétrica com malha metálica AISI 304. 2025. (Workshop).

X WORKSHOP DE ENGENHARIA DE MATERIAIS, 2025. (Guaratinguetá - SP). Avaliador de trabalhos, pôsteres e apresentações. 2025. (Workshop).

VIII JOBSHOP OIL AND GAS INTERNATIONAL, 2025. (Guaratinguetá - SP). 2025. (Jobshop).