


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

JONAS FRANK REIS

**INFLUÊNCIA DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPÓSITOS SOLDADOS DE PEI/FIBRAS
DE CARBONO**

Guaratinguetá - SP
2016

Jonas Frank reis

**INFLUÊNCIA DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPÓSITOS SOLDADOS DE PEI/FIBRAS
DE CARBONO**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coorientadora: Prof^a Dr^a. Ana Beatriz Ramos Moreira Abrahão

Guaratinguetá - SP
2016

R375i Reis, Jonas Frank
 Influência do condicionamento higrotérmico no comportamento
 mecânico de compósitos soldados de PEI/fibras de carbono / Jonas Frank
 Reis – Guaratinguetá, 2016.
 139 f : il.
 Bibliografia: f. 125-132

 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de
 Engenharia de Guaratinguetá, 2016.

 Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
 Coorientadora: Prof^a. Dr^a Ana Beatriz Ramos Moreira Abrahã

 1. Materiais compostos. 2. Fibras de carbono. 3. Soldagem. I. Título


CDU 620.1(043)

JONAS FRANK REIS

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. EDSON COCCHIERI BOTELHO
UNESP/FEG


Dra. NATÁSSIA LONA BATISTA
UNESP/FEG


Prof. Dr. JOSÉ MARIA FERNANDES MARLET
EMBRAER

Agosto de 2016

DADOS CURRICULARES

JONAS FRANK REIS

NASCIMENTO 01.09.1989 – Guaratinguetá / SP

FILIAÇÃO Antônio Carlos Reis
Maria Teresa Frank Reis

2011/2013 Curso de Graduação (Tecnologia em Mecânica – Processos de Soldagem, Tecnólogo).
Faculdade de Tecnologia de Pindamonhangaba

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus pela minha vida, saúde e o bem de todos que fazem parte da minha história. Sem Deus não somos ninguém.

Ao meu orientador, *Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho* que deu a oportunidade de fazer parte de seu grupo tão incentivador e acolhedor. Sem a sua orientação, companheirismo e auxílio, o estudo apresentado seria quase impossível.

A minha co-orientadora, *Prof^a. Dr^a. Ana Beatriz Ramos Moreira Abrahão* que me incentivou em todos os momentos a prosseguir com meus estudos e sem sua presença como professora e amiga, não estaria nessa situação.

Aos meus pais *Carlinhos* e *Teresa*, que apesar das dificuldades, sempre apoiaram e incentivaram aos meus estudos.

Aos meus amigos do nosso grupo e funcionários da FEG e FATEC: Samia, Luiza, Natassia, Alberto; aos técnicos: Manoel, Odir, Flavio, Edilon e Wilson.

“É preciso escolher um caminho que não tenha fim, mas, ainda assim, caminhar sempre na expectativa de encontrá-lo”.

Geraldo Magela Amaral

RESUMO

Apesar da grande utilização dos compósitos termoplásticos na indústria aeronáutica, ainda existem diversos desafios relacionados à integração das partes constituintes de uma aeronave. Como alternativa para união destas peças, dentre os principais métodos de união disponíveis em compósitos termoplásticos, a soldagem vem sendo considerada a mais vantajosa. A soldagem por resistência elétrica aplicada a compósitos termoplásticos apresenta como principal característica um tempo menor de processamento em relação às outras técnicas de soldagem. No entanto, componentes que requerem exigências estruturais, quando expostos a ambientes agressivos como a umidade associada à temperatura, podem ter suas propriedades mecânicas reduzidas. Desta forma, este trabalho tem como principal objetivo avaliar a influência do condicionamento higrotérmico em amostras de compósito polimérico PEI/fibras de carbono soldados. Os parâmetros de soldagem (corrente, tempo e pressão) foram determinados realizando-se ensaios baseados na literatura. Para o desenvolvimento deste trabalho foi também empregado um método de soldagem por partes, cujo objetivo foi produzir juntas soldadas que pudessem se adequar aos ensaios realizados no estudo. A análise do processo de soldagem foi realizada a partir dos ensaios *Double Cantilever Beam* (DCB), Análise Termomecânica (TMA), *Lap Shear* e *End-Notched Flexure* (ENF), sendo realizada a análise da fratura após a realização dos ensaios mecânicos. Amostras soldadas foram também condicionadas em câmara higrotérmica. A partir deste condicionamento, foi observado que a absorção de umidade, tanto para amostras não soldadas como para as soldadas, apresenta o comportamento Fickiano. Quando considerados os resultados mecânicos obtidos das amostras condicionadas, como esperado, foi observada uma diminuição de algumas propriedades em até 40% devido, provavelmente, ao efeito da plasticização da matriz polimérica. Ainda, de acordo com os resultados de DCB, a adesão da malha metálica na região soldada é satisfatória, não havendo defeitos ou delaminações na junta soldada realizada pelo método de soldagem por partes.

PALAVRAS-CHAVE: Compósitos. PEI/fibra de carbono. Condicionamento Higrotérmico. Soldagem.

ABSTRACT

Despite widespread use of thermoplastic composite materials in the aerospace industry, there is a constant concern about the integration of the constituent parts of an aircraft. As an alternative to joining these parts, among the main union methods in thermoplastic composites, welding has been considered the most advantageous. The electrical resistance welding applied to thermoplastic composites has as its main characteristic a shorter processing time compared to other welding techniques. However, components requiring structural requirements, when exposed to aggressive environments such as moisture associated with temperature can have their reduced mechanical properties. Thus, this study has as main objective to evaluate the influence of hygrothermal conditioning in PEI/carbon fiber welded composite welded samples. Welding parameters (current, time and pressure) were determined by performing assays based on the literature. For the development of this work was also employed a welding method by parts, whose aim was to produce welded joints that could fit the tests performed in the study. The analysis of the welding process was performed from the Double Cantilever Beam (DCB), Thermomechanical Analysis (TMA), Lap Shear and End-Notched Flexure (ENF) tests, the analysis of the fracture being performed after completion of the mechanical tests. Welded samples were also conditioned on hygrothermal chamber. From this conditioning, it was observed that the moisture absorption, of welded and not welded samples, presented Fickian. When considering the mechanical results obtained from the conditioned samples, as expected, was observed a decrease in some properties by up to 40% due probably to the plasticizing effect of the polymer matrix. Also, according to the results of DCB, adhesion of the metal mesh in the welded area is satisfactory, with no defects or delamination in the welded joint welding method performed by parts.

KEYWORDS: Composites. PEI/carbon fiber. Hygrothermal conditioning. Welding.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Fórmula estrutural do PEI.....	42
Figura 2 - Classificação dos processos de soldagem em compósitos termoplásticos.	45
Figura 3 - Ilustração de um sistema de soldagem por resistência elétrica para compósitos poliméricos.	47
Figura 4 - Os três modos de carregamento da trinca.	50
Figura 5 - Fluxograma apresentando o trabalho realizado.	60
Figura 6 - Laminado PEI/ fibra de carbono com código de identificação do fornecedor.	61
Figura 7 - Amostras dos laminados PEI/fibras de carbono dimensionadas para os ensaios em estudo.....	61
Figura 8 - Malha metálica nas dimensões de corte para utilização como elemento resistivo para a soldagem dos laminados.	62
Figura 9 - Representação esquemática da malha AI 304 de 300 <i>mesh</i> utilizada neste estudo.	63
Figura 10 - Equipamento de soldagem por resistência elétrica utilizado no presente trabalho	64
Figura 11 - Amostras do compósito PEI/fibra de carbono antes da soldagem para os testes em estudo.....	65
Figura 12 - Comparação com a antiga e a atual configuração do equipamento de soldagem.	65
Figura 13 - Detalhe da dimensão da amostra de <i>Lap Shear</i> e sua marcação para sua submissão ao processo de soldagem.	67
Figura 14 - Detalhe das dimensões da amostra utilizada no ensaio de <i>Double Cantilever Beam</i>	68
Figura 15 - Marcação das amostras nas regiões a serem unidas pelo processo de soldagem por resistência elétrica em corpos de prova para realização do ensaio de DCB.....	69
Figura 16 - Método de soldagem por partes realizada no material.	69
Figura 17 - Imagem dos materiais envolvidos na fixação e a amostra destinada ao ensaio de DCB.....	70
Figura 18 - Detalhe da dimensão da amostra utilizada no ensaio <i>End-Notched Flexure</i>	70
Figura 19 - Marcação das amostras nas regiões a serem unidas pelo processo de soldagem por resistência elétrica em compósitos para realização do ensaio ENF.....	71
Figura 20 - Equipamento termogravimétrico SII Exstar 6000.	72
Figura 21 - Equipamento termomecânico TMA/SS 6100.....	73
Figura 22 - Detalhe da amostra no momento da falha durante o ensaio <i>Lap Shear</i>	74
Figura 23 - Ensaio DCB para a medição da tenacidade à fratura interlaminar de compósitos.....	75

Figura 24 - Corpo de prova preso às garras da máquina de ensaio.	75
Figura 25 - Ensaio ENF para a medição da tenacidade à fratura interlaminar de compósitos.	77
Figura 26 - Imagem do ensaio ENF realizado.	78
Figura 27 - Microscópio Lupa Zeiss/Stemi 2000.	79
Figura 28 - Câmara do condicionamento higrotérmico.	80
Figura 29 - Esquema de uma amostra sendo exposta a um ambiente úmido.	82
Figura 30 - Gráfico de TGA obtido para o compósito PEI/fibra de carbono.	84
Figura 31 - (a) Morfologia do material soldado ampliada em 10x e (b) morfologia do material soldado ampliada em 20x.	87
Figura 32 - Morfologia da região da amostra em que as duas malhas se encontram (20x).	88
Figura 33 - Gráfico de TMA obtido para o compósito PEI/fibra de carbono.	89
Figura 34 - Ensaio DCB: Propagação da trinca no laminado.	92
Figura 35 - Ensaio DCB: (a) Imagem obtida no momento em que o material é solicitado na carga máxima de ruptura; (b) Micrografia da superfície da trinca no momento de aplicação da carga máxima de ruptura (20x).	93
Figura 36 - Abertura do modo I do laminado PEI/fibra de carbono submetido ao ensaio de DCB.	94
Figura 37 - Curva carga em função do deslocamento obtida a partir do ensaio de DCB para uma amostra de PEI/fibra de carbono.	95
Figura 38 - Resultados do ganho de massa em câmara de climatização.	97
Figura 39 - Avaliação dos parâmetros Fickianos no compósito não soldado e soldado.	99
Figura 40 - Avaliação de difusividade do ganho de massa em função da raiz do tempo para os laminados soldados e não soldados.	100
Figura 41 - Modos de falha comumente encontrados durante o ensaio de <i>Lap Shear</i> em compósitos: (a) intralaminar; (b) interfacial e (c) fratura.	105
Figura 42 - Microscopia, com ampliação de 20x, da região fraturada após a realização do ensaio mecânico de <i>Lap Shear</i> : (a) região entre a malha metálica e o polímero; (b) região da união entre a malha metálica e o polímero; (c) corpo de prova de um laminado PEI/fibra de carbono fraturado após o ensaio.	106
Figura 43 - Imagens morfológicas do PEI/fibra de carbono fraturado: (a) Micrografia da região fraturada após a realização do ensaio mecânico de <i>Lap Shear</i> (10x); (b) Micrografia da fratura intralaminar do ensaio de <i>Lap Shear</i> (20x).	107
Figura 44 - (a) Configuração da amostra do ensaio ENF; (b) Amostra soldada para a realização do ensaio ENF.	109

Figura 45 - Gráfico carga-deslocamento das amostras não condicionadas.	112
Figura 46 - Gráfico carga-deslocamento das amostras condicionadas.	112
Figura 47 – Morfologia da propagação da trinca no laminado soldado submetido a forças de cisalhamento: (a) ampliação em 5x; (b) ampliação em 20x.	114
Figura 48 - Propagação da trinca no laminado soldado no momento da fratura: (a) ampliação de 10x e (b) ampliação de 20x.	115
Figura 49 – Morfologia dos laminados PEI/carbono condicionados (10x), com o surgimento de microtrincas.	116
Figura 50 - Morfologia da propagação de trincas no laminado soldado condicionado: (a) ampliação de 5x; (b) ampliação de 10x.	117
Figura 51 - Ensaio ENF realizado no compósito PEI/fibra de carbono: (a) crescimento inicial da trinca; (b) crescimento contínuo da trinca da ruptura; (c) detalhe aproximado da trinca antes da ruptura; (d) ruptura do material.	119
Figura 52 - Propagação de falha da trinca no laminado soldado ao nível macroscópico.	120
Figura 53 - Análise morfológica do laminado soldado não condicionado, indicando o caminho de propagação da trinca, com ampliação de 5x.	121

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições dos materiais presentes nas principais aeronaves em peso por porcentagem.....	37
Tabela 2 – Algumas propriedades das principais matrizes termoplásticas utilizadas em aplicações aeronáuticas.....	43
Tabela 3 - Trabalhos desenvolvidos com soldagem por resistência elétrica para o modo II (cisalhamento) da tenacidade à fratura interlaminar.....	55
Tabela 4 - Dimensões da malha metálica AI 304 de 300 <i>mesh</i>	63
Tabela 5 - Composição química da malha do aço utilizado.	63
Tabela 6 - Parâmetros utilizados no presente trabalho com base nos parâmetros otimizados.	66
Tabela 7 - Ensaio que foram realizados após a climatização e as quantidades das amostras utilizadas em cada caso.....	80
Tabela 8 - Ensaio preliminares para determinação dos valores para soldagem do laminado PEI/fibra de carbono.	86
Tabela 9 – Comparação entre os valores de temperatura de transição vítrea obtida neste trabalho a partir do TMA, e disponíveis em literatura.	90
Tabela 10 - Coeficiente de difusão e valores de n e k para os laminados PEI/carbono.	100
Tabela 11 - Valores obtidos de <i>Lap Shear</i> para compósitos PEI/fibra de carbono soldados.	103
Tabela 12 - Principais valores de <i>Lap Shear</i> encontrados na literatura para laminados de PEI/fibra de carbono soldados por resistência elétrica.	104
Tabela 13 - Resultados obtidos a partir do ensaio de ENF para o laminado PEI/fibra de carbono soldado.	110
Tabela 14 - Valores de tenacidade à fratura interlaminar para laminados não soldados.....	118

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

PEI	Polieterimida
PEEK	Poli (éter-éter cetona)
PEKK	Poli (éter cetona-cetona)
PPS	Poli (sulfeto de fenileno)
TGA	Análise Termogravimétrica
TMA	Análise Termomecânica
DCB	<i>Double Cantilever Beam</i>
ENF	<i>End-Notched Flexure</i>
MPa	Megapascal
s	Segundos
A	<i>Ampères</i>
T_g	Temperatura de transição vítrea
kJ	Quilo Joule
J	Joule
N	Newton
m	Metros
mm	Milímetro
kW	Quilo Watts

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	31
1.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS	31
1.2	OBJETIVOS.....	33
1.3	METODOLOGIA DO TRABALHO	33
2	REVISÃO DA LITERATURA	35
2.1	COMPÓSITOS APLICADOS NA INDÚSTRIA AERONÁUTICA.....	35
2.2	COMPÓSITOS DE FIBRAS DE CARBONO	38
2.3	COMPÓSITOS TERMOPLÁSTICOS	41
2.3.1	A matriz polieterimida (PEI)	41
2.3	TÉCNICAS DE SOLDAGEM.....	44
2.3.1	Soldagem por resistência elétrica para compósitos	45
2.4	MODOS DE FRATURA	49
2.5	COMPORTAMENTO DA FRATURA PARA COMPÓSITOS	50
2.6	EFEITOS AMBIENTAIS	55
3	MATERIAIS E MÉTODOS	60
3.1	LAMINADO	60
3.2	MALHA METÁLICA.....	62
3.3	PROCESSO DE SOLDAGEM	63
3.3.1	Descrição do processo	64
3.3.2	Condições de soldagem	66
3.3.3	Segurança da soldadora	66
3.4	PREPARO E SOLDAGEM DAS AMOSTRAS	67
3.4.1	Amostras para o ensaio de <i>Lap Shear</i>	67
3.4.2	Amostras para o ensaio de <i>Double Cantilever Beam (DCB)</i>	67
3.4.3	Amostras para o ensaio de <i>End-Notched Flexure (ENF)</i>	70
3.5	ANÁLISES TÉRMICAS	71
3.5.1	Análise termogravimétrica (TGA)	71
3.5.2	Análise termomecânica (TMA)	72
3.6	ENSAIOS MECÂNICOS	73
3.6.1	<i>Lap Shear</i>	73
3.6.2	<i>Double Cantilever Beam (DCB)</i>	74
3.6.3	<i>End-Notched Flexure (ENF)</i>	76

3.7	ANÁLISE MORFOLÓGICA.....	78
3.7.1	Microscopia óptica	78
3.8	CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO.....	79
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	83
4.1	ANÁLISES TÉRMICAS	83
4.1.1	Análise Termogravimétrica (TGA)	83
4.2	DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS E MÉTODO DE SOLDAGEM PARA OS LAMINADOS.....	84
4.2.1	Processo de soldagem por resistência elétrica	85
4.2.2	Análise morfológica preliminar da junta	86
4.2.3	Análise Termomecânica (TMA)	88
4.2.4	Análise qualitativa da soldagem a partir do ensaio DCB	91
4.3	CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO.....	95
4.4	ANÁLISES MECÂNICAS	102
4.4.1	<i>Lap Shear</i>	102
4.4.1.1	Análise da fratura do ensaio de <i>Lap Shear</i>	105
4.4.2	Avaliação da soldagem a partir do ensaio ENF	107
5	CONCLUSÃO	122
5.2	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	124
5.3	PRODUÇÃO CIENTÍFICA GERADA	124
	REFERÊNCIAS	125
	APÊNDICES	133
	ANEXO	139

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Atualmente, a utilização de compósitos termoplásticos reforçados com fibras contínuas, principalmente quando fibras de carbono são consideradas como elemento de reforço, vem ganhando grande destaque devido ao avanço tecnológico conquistado pelas indústrias da área aeroespacial. Muitos componentes destinados à indústria aeronáutica, que anteriormente utilizavam compósitos com matriz termorrígida, vêm sendo substituídos por aqueles que apresentam matriz termoplástica, devido às melhores propriedades obtidas, possibilidade de reaproveitamento e reparo do mesmo e a facilidade na fabricação de peças grandes e complexas (CHEN et al., 2013, ABRAHÃO, 2015).

Em virtude dessas qualidades dos termoplásticos, eles são integrados para formar o componente desejado, com temperatura de serviço mais elevada e grande versatilidade na produção em grande escala, exibindo propriedades mecânicas iguais ou superiores às apresentadas pelos compósitos termorrígidos (ANDRIYANA; BILLON; SILVA, 2010; MAZUR et al., 2008; REZENDE, 2007).

Entretanto, apesar da crescente utilização destes materiais na indústria aeronáutica, atualmente existe uma constante preocupação sobre a integração das diversas partes constituintes de uma aeronave. Dentre os principais métodos de união em compósitos termoplásticos, a soldagem vem sendo considerada a mais vantajosa para a união desses materiais, em virtude de contribuir positivamente para a relação custo/benefício na produção e para a união de compósitos termoplásticos, sendo, portanto, considerada como o processo mais atraente para a união destes materiais (ABRAHÃO, 2015; STAVROV; BERSEE, 2005).

Dentre as diversas técnicas de soldagem atualmente utilizadas para compósitos, a soldagem por resistência elétrica vem se destacando, principalmente por proporcionar economia de material, pois não necessita de consumíveis de soldagem ou meios auxiliares para a união, descarta o uso de rebites, parafusos, porcas, e também não necessita de serviços de usinagem, além de poder ser utilizada na união de peças com arquitetura complexa (ABRAHÃO, 2015).

No entanto, os efeitos ambientais devem ser considerados nos projetos de laminados estruturais, e uma vez que estes efeitos geralmente agem na interface das camadas constituintes de um compósito, é necessária uma atenção especial destes sobre

materiais soldados. Dentro deste cenário, os principais ataques ambientais, que geralmente incidem em estruturas aeronáuticas, estão relacionados com a temperatura, umidade, radiação ultravioleta e/ou o contato com vários tipos de produtos químicos. Componentes soldados ou que possuem danos são geralmente expostos a esses efeitos ambientais, podendo ocorrer um aumento significativo da degradação de suas propriedades físicas e mecânicas (REZENDE, 2007; SELZER; FRIEDRICH, 1997).

Os fatores ambientais tais como umidade e temperatura podem limitar as aplicações dos compósitos por uma deterioração das propriedades mecânicas ao longo de um período de tempo. Estes efeitos, dependendo do tempo de exposição, podem causar a degradação das propriedades mecânicas e térmicas, principalmente sua vida em fadiga e condições de transição vítrea. Os fatores ambientais desempenham um papel importante durante o passo de fabricação e o ciclo de vida do compósito (FARIA; CIOFFI; BOTELHO, 2012; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010).

A aplicação de materiais compósitos, principalmente nas indústrias aeroespaciais e automobilísticas, leva ao aumento das investigações sobre o comportamento de fratura dos compósitos, e quando associado a materiais soldados e aplicados em ambientes com elevada incidência do intemperismo, esta avaliação fica ainda mais crítica. Uma das propriedades mecânicas mais importantes relacionadas a compósitos poliméricos estruturais é a sua resistência ao início da propagação de trincas, podendo gerar o efeito de delaminação. A delaminação pode induzir a redução significativa da rigidez, conduzindo a falhas prematuras de um determinado componente. Esta delaminação pode ser vista como um fenômeno de propagação da trinca, justificando, assim, uma aplicação típica do conceito de mecânica da fratura. Neste contexto, a caracterização da fratura interlaminar de compósitos adquire uma notável relevância (KARSLI; AYTAC, 2013; SHOKRIEH; SALAMAT-TALAB; HEIDARI-RARANI, 2014).

Os materiais compósitos em uso prático podem estar sujeitos a uma grande variedade de condições de carga diferentes, sendo que as condições mais importantes são as tensões mecânicas e os ataques ambientais. Na indústria aeronáutica, os principais danos são causados de diversas formas como descontinuidades das fibras, porosidade, delaminações, áreas pobres ou ricas em resina ou em operações que envolvam abrasão, erosão, impacto de granizo, pedras e pássaros. Os danos nem sempre são visíveis, entretanto podem reduzir a resistência do componente estrutural significativamente (KIM; YE, 2004; REZENDE, 2007).

Nos últimos anos, as aplicações bem-sucedidas de compósitos de matriz termoplástica em componentes estruturais de aeronaves têm estimulado um interesse significativo nos efeitos da temperatura ambiente sobre o comportamento da delaminação. As propriedades mecânicas dos compósitos de matriz polimérica podem ser degradadas por uma série de efeitos físicos e químicos, portanto, é de suma importância entender tanto o material quanto o ambiente operacional a que este se encontra exposto. A temperatura ambiente afeta consideravelmente o modo I e II da tenacidade à fratura interlaminar, GIC e GIIC, em compósitos de matriz termoplástica (BISMARCK; HOFMEIER; DÖRNER, 2007; KIM; YE, 2004).

1.2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho consiste na avaliação do efeito do condicionamento higrotérmico nas propriedades térmicas e mecânicas de compósitos de PEI/fibras de carbono soldados a partir do processo por resistência elétrica.

Amostras de PEI/fibras de carbono serão soldadas pelo processo de resistência elétrica, com os parâmetros de soldagem (pressão, tempo e corrente) determinados e adaptados ao estudo, conforme os valores encontrados na literatura. Essas amostras soldadas, serão submetidas ao condicionamento higrotérmico e, posteriormente, será realizada a avaliação da influência da umidade nesse material. Esta avaliação será realizada a partir dos ensaios térmicos: TGA (análise termogravimétrica) e TMA (análise termomecânica); ensaios mecânicos de *Lap Shear*; ensaios da mecânica da fratura: ENF (*End-Notched Flexure*) e por análise de sua microestrutura.

1.3 METODOLOGIA DO TRABALHO

A apresentação desta dissertação de mestrado encontra-se dividida em 6 capítulos, como se segue.

O Capítulo 1 apresenta uma breve introdução sobre o tema da dissertação e os objetivos propostos neste trabalho.

No Capítulo 2, Revisão Bibliográfica, é apresentada uma revisão sobre o estado da arte em compósitos aplicados na indústria aeronáutica, compósitos termoplásticos, soldagem de termoplásticos, principais características mecânicas do laminado em estudo e condicionamento higrotérmico.

O Capítulo 3, denominado como Materiais e Métodos apresenta a parte experimental desenvolvida na execução deste trabalho. Nesta dissertação, as seguintes etapas dos experimentos realizados serão apresentadas:

- detalhes do equipamento e métodos de soldagem;
- materiais utilizados;
- preparação dos corpos de prova para os ensaios mecânicos;
- método e detalhes dos ensaios térmicos e mecânicos, de análise por microscopia óptica e do condicionamento higrotérmico.

O Capítulo 4, intitulado Resultados e Discussão, apresenta a discussão dos principais resultados provenientes das análises térmicas, mecânicas e de microscopia óptica, que será enviada a revistas especializadas em breve.

No Capítulo 5, Considerações Finais, encontram-se apresentadas as principais conclusões formuladas e a produção científica gerada diretamente relacionada com este trabalho de pesquisa.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 COMPÓSITOS APLICADOS NA INDÚSTRIA AERONÁUTICA

Atualmente, a economia de combustível vem sendo considerada como uma das principais forças motriz na produção e utilização de aeronaves civis. A busca por aeronaves com consumo eficiente de combustível, aliada à sua relação ao peso, consiste em um grande desafio para os engenheiros aeroespaciais. Desta forma, a constante necessidade de redução de peso em aeronaves e estruturas aeroespaciais tem continuamente impulsionado a tecnologia de processamento e união de compósitos estruturais (M'SAOUBI et al., 2015; REZENDE, 2007).

Sendo assim, o mercado mundial de aeronaves civis vem crescendo juntamente com o aumento da população mundial e sua riqueza. O crescimento em novas entregas de aeronaves encontra-se previsto para se tornar, em média, 3,6% ao ano até 2030. Esses números refletem uma demanda de combinação de novas aeronaves e motores, bem como as demandas de peças de reposição e reparos em uma escala significativa (KAPPMAYER et al., 2012; KLOCKE et al., 2015).

Desta forma, a expectativa que se tem no setor aeronáutico é no sentido de aumentar a resistência à fadiga cíclica, bem como as melhorias no custo, no peso e na reintegração de partes, com o aumento de demandas para com materiais avançados e padrões de usinagem altamente desenvolvidos, a fim de garantir uma produção de uma estrutura resistente, a partir de avançados processos de fabricação (KAPPMAYER et al., 2012).

Nos últimos anos, com o rápido desenvolvimento na ciência e tecnologia dos materiais, aliado ao desenvolvimento crescente nos setores aeronáuticos, foi estabelecida a necessidade de desenvolver matérias primas de elevado desempenho. Portanto, a garantia da qualidade do comportamento sobre sua vida útil e suas características estruturais impulsiona a produção de materiais de elevadas resistência mecânica e rigidez, baixa massa específica e custo competitivo (MAZUR et al., 2008).

Sendo assim, os compósitos poliméricos avançados utilizados em aplicações aeronáuticas e espaciais vêm conquistando cada vez mais uma maior participação no mercado internacional. Devido, principalmente, a sua excelente relação rigidez/peso, materiais compósitos estão encontrando grandes aplicações de alta tecnologia na

indústria aeroespacial (MOREIRA et al., 2015; PANNEERSELVAM; ARAVINDAN; NOORUL HAQ, 2012).

Este aumento da utilização dos compósitos encontra-se associado à redução de peso, com maiores valores de resistências à fadiga e à corrosão, em relação ao alumínio, assim como em uma maior facilidade na obtenção de peças com geometrias complexas. A substituição do alumínio 2024-T3 por compósitos termoplásticos estruturais, por exemplo, permite uma redução de peso de 25%, além de 25% na redução do custo final de obtenção das peças de uma determinada aeronave (FARIA; CIOFFI; BOTELHO, 2012; REZENDE; BOTELHO, 2000; REZENDE, 2007).

A utilização de compósitos constituídos de matrizes poliméricas reforçadas com fibras de carbono em painéis, longarinas e em revestimentos de fuselagem oferece uma redução considerável nos custos operacionais, reduz o impacto ambiental global, eleva a resistência à fadiga e a corrosão, reduz os custos de manutenção, apresenta baixa condutividade térmica e bom isolamento acústico (M'SAOUBI et al., 2015; REZENDE, 2007).

Para que o compósito polimérico atenda aos requisitos de serviço exigidos no setor aeronáutico, além das propriedades anteriormente citadas, é importante que seja avaliada sua temperatura máxima de serviço, baseando-se no conhecimento prévio da temperatura de transição vítrea (T_g) (PAIVA et al., 2006).

Nos últimos anos, o uso crescente de compósitos termoplásticos na indústria aeronáutica tem aumentado consideravelmente, devido à constante evolução tecnológica apresentada por essa classe de materiais. O entusiasmo pelo uso de compósitos termoplásticos é devido a diferentes razões das quais se destacam: facilidade de processabilidade; possibilidade de reparos de danos; capacidade de reprocessamento; elevada resistência ao fogo; maior temperatura de serviço; baixa absorção de umidade e, principalmente, a possibilidade de uma união efetiva desses materiais por meio de diferentes técnicas de soldagem (FARIA; CIOFFI; BOTELHO, 2012; MAZUR et al., 2008).

Matrizes termoplásticas de elevado desempenho tais como o PPS (poli (sulfeto de fenileno)), PEI (polieterimida), PEEK (poli (éter-éter cetona)) e PEKK (poli (éter cetona-cetona)) estão sendo utilizadas como matérias-primas pioneiras em compósitos avançados, principalmente aquelas reforçadas com fibras de carbono. Estas contribuem significativamente para a redução de peso e o aumento das resistências à corrosão e à fadiga, tornando-as de grande interesse para diversas aplicações tais como em

aeronaves, em plataformas marítimas de petróleo, satélites, submarinos, foguetes e veículos automotores, dentre outras aplicações (FARIA; CIOFFI; BOTELHO, 2012; MAZUR et al., 2008).

A indústria aeronáutica exige um critério rigoroso na seleção de materiais que são utilizados no projeto e na fabricação de componentes, tendo como base os dados conhecidos das diferentes cargas envolvidas durante as diversas fases de operação de uma aeronave e sua exposição a diversos meios agressivos e danos decorrentes em sua vida útil (REZENDE, 2007).

Nos últimos 20 anos têm ocorrido um forte crescimento na utilização de materiais compósitos avançados com matrizes poliméricas reforçadas com fibra de carbono para componentes de estruturas aeronáuticas. Com a evolução tecnológica, os compósitos foram ganhando espaço nessas indústrias, podendo ser observado um crescimento significativo desses materiais na fabricação das aeronaves, sendo que os projetos de novas aeronaves fazem uso de, aproximadamente, 50% em peso em materiais compósitos (M'SAOUBI et al., 2015; REZENDE, 2007; WANG et al., 2009).

Atualmente, os últimos desenvolvimentos de aeronaves com compósitos em suas estruturas, ou seja, o *Bombardier CS300*, *Boeing B787* e *Airbus A350XWB*, vem utilizando cerca de 32 - 37, 50 e 52% em peso de materiais compósitos, respectivamente (M'SAOUBI et al., 2015). A Tabela 1 apresenta os principais materiais que vem sendo utilizados nas aeronaves atuais.

Tabela 1 - Composições dos materiais presentes nas principais aeronaves em peso por porcentagem.

Materiais (%)	<i>Bombardier CS300</i>	<i>Boeing B787</i>	<i>Airbus A350XWB</i>
Compósitos	35-40	50	52
Alumínio	24	20	20
Titânio	8	15	14
Aço	1	10	7
Outros	32-37	5	7

Fonte: Adaptado de M'SAOUBI et al. (2015).

Apesar das diversas vantagens descritas anteriormente, esses materiais apresentam como desvantagem, em comparação aos metais tradicionalmente utilizados à susceptibilidade a danos, perdendo muito de sua integridade estrutural. Esses danos podem ocorrer durante o processamento da matéria-prima, fabricação de uma

determinada peça, manuseio, transporte, armazenagem, manutenção ou em sua vida em serviço (REZENDE, 2007).

2.2 COMPÓSITOS DE FIBRA DE CARBONO

Os compósitos poliméricos reforçados com fibras de carbono vêm ganhando cada vez mais importância em aplicações estruturais, onde a redução de peso é uma questão importante. Compósitos poliméricos reforçados com fibras de carbono têm sido amplamente utilizados nas indústrias aeroespacial, automobilística e esportiva, graças às suas propriedades mecânicas permanentes e resistência à corrosão (LI; CAI, 2011).

Estes materiais vêm sendo amplamente utilizados como materiais estruturais em muitas aplicações de engenharia, pois oferecem várias vantagens, como a facilidade de processamento, a possibilidade de obter formas complexas e de reciclagem, e a maior taxa resistência /densidade. As fibras de carbono utilizadas como reforço em compósitos termoplásticos são de grande interesse comercial e científico (LIU et al., 2012; SANTOS et al., 2015).

A interface entre fibra e matriz também é um aspecto importante que deve ser considerado para o controle das propriedades globais do compósito. Uma interface forte aumenta a estabilidade estrutural dos compósitos e transfere a tensão de forma eficiente a partir da matriz para a fibra (TIWARI; BIJWE; PANIER, 2011).

As fibras de carbono são produzidas basicamente a partir de precursores orgânicos. Entre estes, as fibras de carbono mais utilizadas em aplicações aeroespaciais são aquelas obtidas a partir de fibras de PAN (poliacrilonitrila). O processo de produção das fibras de carbono a partir da PAN é relativamente complexo e envolve principalmente as etapas de extrusão, tensionamento (estiramento sob tensão), tratamento térmico, oxidação e carbonização. Consequentemente, o resultado são fibras de elevada qualidade (alto módulo elástico e elevada resistência à tração) (KARSLI; AYTAC, 2013; TIWARI; BIJWE; PANIER, 2011).

Atualmente, fibras de carbono têm mantido a sua predominância como material de reforço para aplicações que requerem elevada resistência. A fibra de carbono possui excelentes propriedades mecânicas, tais como alta resistência específica, boa condutividade elétrica, elevada resistência térmica, elevado módulo de elasticidade, ou seja, são extremamente resistentes à deformação, apresenta baixo coeficiente de dilatação, elevada resistência elétrica e a relação resistência/peso é elevada. Estas

vantagens tornam este material de reforço mais comumente utilizado em compósitos poliméricos com aplicações aeroespaciais (KARSLI; AYTAC, 2013; LIU et al., 2012; YIM; RHEE; PARK, 2015).

As fibras de carbono possuem elevada resistência específica, podendo superar em mais de cinco vezes a resistência específica das ligas de aço. Trata-se, sem dúvida, de uma característica atraente, que permite uma redução de até 25% no peso máximo de decolagem de uma típica aeronave comercial que emprega ostensivamente compósitos reforçados com fibra de carbono (DANDY et al., 2015; NIE et al., 2015).

O crescente uso de polímeros reforçados com fibras de carbono no setor aeronáutico deve-se, principalmente, ao constante desafio que esta indústria possui na obtenção de componentes que exibam os maiores valores de resistência mecânica e de rigidez específicas dentre os materiais disponíveis (DANDY et al., 2015; LI; CAI, 2011; LIU et al., 2012).

Apesar dos compósitos reforçados com fibras de carbono terem ganhado sua importância em aplicações estruturais, a sua resistência a danos tem sido até agora bastante limitada, o que os tornam propensos ao deslocamento fibra/matriz e, conseqüentemente, à formação de trincas transversais e delaminação. Esta limitação da resistência ao dano é compensada atualmente por um excesso de dimensionamento das partes que compõem o compósito, que contradiz o benefício de usar materiais leves em compósitos (DE GREEF et al., 2015).

A adesão interfacial em compósitos com matriz polimérica reforçados com fibra de carbono geralmente é frágil, pois a fibra de carbono apresenta uma superfície lisa e quimicamente inerte. Além disso, o uso das fibras de carbono é dificultado devido tanto ao seu elevado custo quanto a dificuldade de sua obtenção (DANDY et al., 2015; LI; CAI, 2011).

Com o crescente uso de polímeros reforçados com fibras de carbono, levantou-se uma consciência ambiental e econômica para a necessidade de reciclar seus resíduos. Em 2012, a capacidade nominal global do uso de fibra de carbono foi de 111.785 toneladas, porém estimativas sugerem que este número irá subir para 156.845 toneladas em 2016. Com o preço elevado da fibra de carbono, o aumento dos custos de aterro, a implementação de uma legislação de reciclagem, e a pressão ambiental, vêm sendo necessário estudos envolvendo a reciclagem das fibras de carbono a partir dos seus resíduos (NIE et al., 2015; PIMENTA; PINHO, 2011).

Atualmente, compósitos de fibras de carbono vem utilizando matrizes constituídas de polímeros termoplásticos, visando associar propriedades de resistência mecânica promovida pelas fibras de carbono, aqueles observados pelos termoplásticos, tais como: elevada tenacidade, baixa massa específica e possibilidade de reciclagem (MAZUR et al., 2008).

2.3 COMPÓSITOS TERMOPLÁSTICOS

Os compósitos termoplásticos reforçados com fibras contínuas estão sendo estudados em uma ampla variedade de aplicações, desde comerciais, com baixo custo envolvido, até as de engenharia, com maior valor agregado. Compósitos com matrizes poliméricas possuem uma grande variedade de propriedades vantajosas, tais como uma elevada relação resistência/peso, facilidade de produção de partes com formatos complexos, produção em escala de estruturas complexas, e maiores resistências a impactos, à fadiga e a corrosão (ANDRIYANA; BILLON; SILVA, 2010; CHEN et al., 2013).

Quando comparados aos compósitos termorrígidos, os termoplásticos podem ser considerados como um substituto potencial em aplicações aeronáuticas, devido a suas excelentes propriedades mecânicas tais como elevada resistência mecânica, elevada rigidez, baixa massa específica, e maior tenacidade à fratura, propriedades estas associadas à versatilidade de produção em série, capacidade de serem armazenados por maior tempo antes do uso e grande potencial de reciclagem (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004).

As matrizes termoplásticas se caracterizam por serem fusíveis na presença de calor e novamente endurecidas por resfriamento, diversas vezes sem perda significativa de propriedades. Algumas destas matrizes podem ser igualmente solúveis com o uso de solventes apropriados, o que facilita sua reciclagem. Devido a sua reação irreversível de polimerização, os polímeros termorrígidos apresentam características de elevada rigidez, dureza e frequentemente fragilidade, entretanto, o aquecimento provoca a decomposição do material, dificultando sua reciclagem. Entre outras vantagens, as matrizes termoplásticas podem ser exploradas a fim de realizar juntas soldadas, como em materiais metálicos (FARIA; CIOFFI; BOTELHO, 2012; PAPPADÀ et al., 2015).

Nas últimas décadas, as propriedades mecânicas das matrizes termoplásticas vêm apresentando um desempenho tão bom quanto, ou melhor, que os observados para

matrizes termorrígidas, resultando em compósitos termoplásticos a serem cada vez mais utilizados na indústria aeroespacial. Devido às propriedades intrínsecas destas matrizes, os compósitos termoplásticos podem ser soldados em relativamente pouco tempo e a baixo custo (DENG et al., 2015; FERNANDEZ VILLEGAS; VIZCAINO RUBIO, 2015; SHI; VILLEGAS; BERSEE, 2013).

A união por meio de soldagem representa um fator chave para o crescente aumento do uso de compósitos termoplásticos em diversos setores industriais e, especialmente, nas aplicações aeroespaciais, proporcionando uma rota mais rápida de montagem de peças complexas em comparação com as uniões promovidas por meio de adesão e fixação mecânica, comumente utilizada em compósitos termorrígidos (PAPPADÀ et al., 2015; STAVROV; BERSEE, 2005).

Embora tanto os compósitos termorrígidos como os termoplásticos possam ser colados ou fixados mecanicamente, a soldagem só pode ser realizada em compósitos termoplásticos, pois os termorrígidos possuem uma estrutura altamente reticulada, e sua natureza não permite o processo de fusão (SHI; VILLEGAS; BERSEE, 2013; STAVROV; BERSEE, 2005).

Estas estruturas termoplásticas reforçadas, muito comuns como componentes de estruturas aeronáuticas, submetidas principalmente à tensão de cisalhamento e flambagem, podem se beneficiar da soldagem, resolvendo eventuais problemas de integração de partes, muito comuns na área aeroespacial (PAPPADÀ et al., 2015).

Porém, sabe-se que as propriedades dos compósitos termoplásticos não dependem apenas do tipo da matriz utilizada, mas também de outros fatores, tais como processos de fabricação, o conteúdo volumétrico, o comprimento e a orientação das fibras e da adesão fibra-matriz (KARSLI; AYTAC, 2013; LI; CAI, 2011).

2.2.1 A matriz polieterimida (PEI)

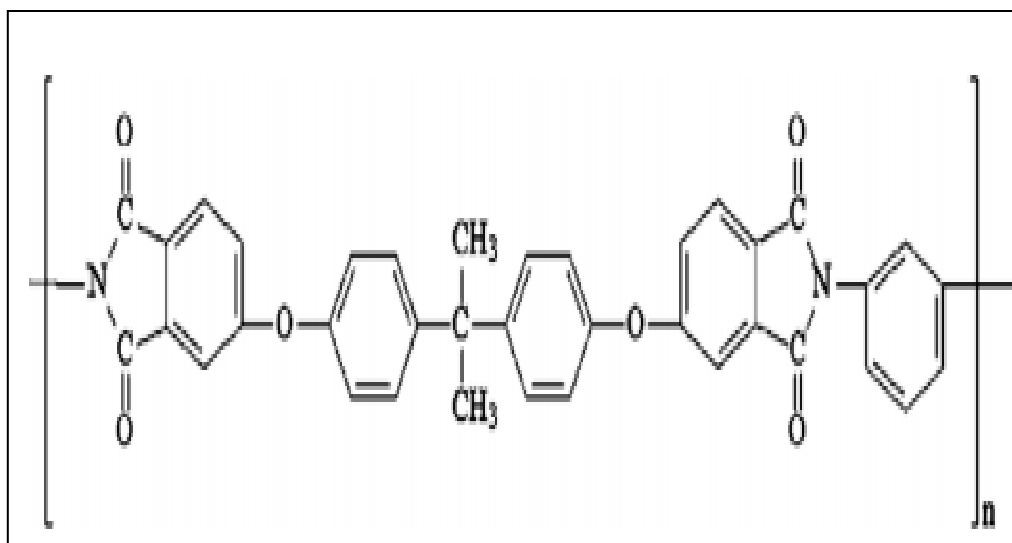
A polieterimida (PEI) é um termoplástico de engenharia desenvolvido na década de 70 pela *GeneralElectrics Inc.* Este polímero é amorfo, transparente e de coloração amarelada, com elevada temperatura de transição vítrea (entre 170 a 217°C), e elevados valores de resistência mecânica e de rigidez, tanto a temperatura ambiente (aproximadamente 100 MPa) quanto a temperaturas elevadas (aproximadamente 50% da resistência à temperatura ambiente quando submetida a temperaturas entre 170 e 190 °C) (FILHO, 2011; OLIVEIRA; GUIMARÃES; BOTELHO, 2009).

A PEI possui boa resistência térmica em longo prazo (entre 35 e 160 °C), boas propriedades elétricas, excelente estabilidade dimensional e boa resistência química a uma ampla gama de substâncias, incluindo hidrocarbonetos e álcoois não aromáticos. Além disso, possui resistência inerente a chama, com baixa evolução de fumaça e boa resistência química a elevado limite de oxigênio (aproximadamente 47%) (FILHO, 2011; OLIVEIRA; GUIMARÃES; BOTELHO, 2009).

Dentre os novos precursores desenvolvidos recentemente, a PEI é uma das séries de derivados da poliimida com ligações flexíveis de carbono e oxigênio nas estruturas moleculares que atraiu mais atenção. Esta matriz possui unidades imidas aromáticas que resultam em elevadas rigidez e resistência ao calor, e os grupos de movimentação de cadeia, como o oxigênio entre as cadeias aromáticas, funcionam como cadeias flexíveis e resultam em uma boa processabilidade. Estas características conferem a PEI muitas vantagens sobre as poliimidas tradicionais, incluindo boa solubilidade aos termoplásticos, baixo custo e fácil processabilidade (ZHANG et al., 2015).

A PEI é considerada como um polímero avançado que tem ambas as ligações de éter e grupos imida em sua cadeia polimérica. A unidade aromática imida proporciona rigidez e resistência ao calor, enquanto que os grupos orientáveis, tais como “-O-” e “(CH₃)₂”, formam cadeias macromoleculares flexíveis que permitem uma boa capacidade de processo, como apresentado pela fórmula estrutural da PEI (Figura 1), na qual sua estrutura química consiste em repetidas imidas aromática e unidades éter (SALLEH, et al., 2011).

Figura 1 - Fórmula estrutural do PEI.



Fonte: SALLEH et al. (2011).

Diferente de outros polímeros de engenharia, a PEI pode ser facilmente amolecida e conformada a altas temperaturas. Devido a essas qualidades, esse material torna-se um grande atrativo para ser escolhida como parte de estruturas de aeronaves, principalmente em painéis de assoalho, iluminação, assentos e outras estruturas secundárias e terciárias como, também, um bom candidato a ser utilizado como matriz de compósitos termoplásticos em função de seu custo, propriedades e facilidade de manuseio (FILHO, 2011; OLIVEIRA; GUIMARÃES; BOTELHO, 2009). A Tabela 2 apresenta algumas das principais propriedades físicas, térmicas e mecânicas da PEI (HARPER, 1996, REZENDE; COSTA; BOTELHO, 2011; COSTA, 2011).

Tabela 2 – Algumas propriedades das principais matrizes termoplásticas utilizadas em aplicações aeronáuticas.

	PEI	PPS	PEEK
a) Processamento			
Temperatura de transição vítrea (°C)	180 -217	88	143
Temperatura de fusão (°C)	-	290	334
Temperatura de processamento (°C)	>350	300 – 345	370 - 400
Temperatura de trabalho (°C)	-	240	250
b) Propriedades físicas			
Densidade (g/cm ³)	1,27	1,35	1,30 – 1,32
Absorção de água 24h (%)	0,25	0,01 – 0,07	0,1 – 0,14
c) Propriedades térmicas			
Coefficiente de expansão térmica ($\times 10^{-5} \cdot ^\circ C^{-1}$)	5,58	5,04	5,04
Temperatura de deflexão sob carga de 1,82 MPa (°C)	210	260	160
Condutividade térmica ($10^{-4} \text{ cal/s. cm. } ^\circ C$)	1,6	2,0 – 6,9	-
d) Propriedades mecânicas			
Resistência à tração (MPa)	105	138	93,8
Módulo de elasticidade (GPa)	3	11,7	3,5
Resistência ao impacto (J/m)	53	69	59
Elongação na ruptura (%)	60	1 - 6	30 - 150
Tensão de escoamento (MPa)	104,8	-	91,02
e) Custo (US\$/Kg)			
	27	19	90

Fonte: HARPER (1996); REZENDE; COSTA; BOTELHO (2011); COSTA (2011).

2.3 TÉCNICAS DE SOLDAGEM

As principais vantagens da soldagem em compósitos termoplásticos sobre os métodos convencionais de união em matrizes termorrígidas, tanto adesiva como por métodos de fixadores mecânicos, são principalmente aquelas relacionadas às elevadas velocidades de soldagem, com as quais os componentes de compósitos termoplásticos podem ser unidos em um tempo de ciclo relativamente curto, e a condição ambientalmente favorável, uma vez que se pode reduzir, ou mesmo eliminar a necessidade de preparações de superfície (PANNEERSELVAM; ARAVINDAN; NOORUL HAQ, 2012; STAVROV; BERSEE, 2005).

De acordo com a literatura, as técnicas de soldagem oferecem grandes vantagens em comparação aos métodos de fixação mecânica para termorrígidos, com a eliminação de concentrações de tensões provocadas por orifícios na estrutura quando rebitadas, evitando-se, assim, problemas inerentes à ocorrência de corrosão galvânica e reduzindo seu peso. (PANNEERSELVAM; ARAVINDAN; NOORUL HAQ, 2012).

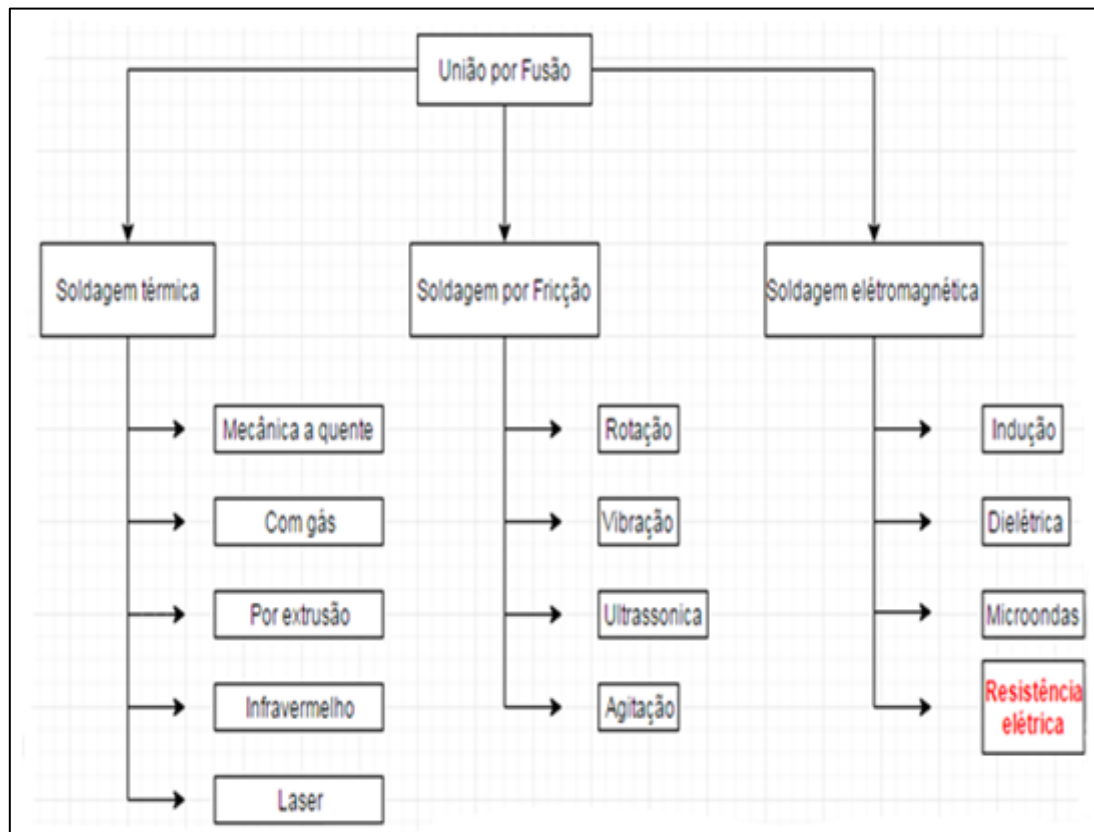
A soldagem também apresenta vantagens sobre o processo de cura de sistemas adesivos constituídos de resinas termorrígidas devido à demora nesses processos e ao rigoroso procedimento envolvido para o preparo das superfícies que serão unidas. As junções por fusão ou soldagem de termoplásticos utilizam-se da fluidez da matriz quando supera a temperatura de transição vítrea (T_g), para polímeros amorfos, ou a temperatura de fusão, para polímeros semicristalinos (PANNEERSELVAM; ARAVINDAN; NOORUL HAQ, 2012; PAPPADÀ et al., 2015; STAVROV; BERSEE, 2005).

O processo de soldagem em resinas termoplásticas se assemelha à soldagem de metais, uma vez que no processo há aplicação de calor, aplicação de pressão constante, amolecimento ou fusão, e interdifusão das cadeias poliméricas na etapa de consolidação. A interdifusão no caso dos compósitos termoplásticos se dá principalmente através da mistura mecânica da resina, em estado viscoso, resultante de um fluxo induzido pela pressão aplicada durante a soldagem (STAVROV; BERSEE, 2005; YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004).

As técnicas de união por fusão podem ser classificadas com base no tipo dos mecanismos de geração de calor à junta soldada. A Figura 2 apresenta as principais técnicas de união por soldagem em que os processos de aquecimento são geralmente

classificados como soldagem térmica, soldagem por fricção ou atrito e soldagem eletromagnética (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004).

Figura 2 - Classificação dos processos de soldagem em compósitos termoplásticos.



Fonte: YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON (2004).

Dentre as técnicas utilizadas para a junção de compósitos termoplásticos como apresentadas pela Figura 2, destacam-se: a soldagem por vibração, ultrassom, indução e resistência elétrica, pois estas se complementam em termos de resistência das juntas, eficiência de processamento e amplitude de campos de aplicação (HOU, 1999; STAVROV; BERSEE, 2005).

2.3.1 Soldagem por resistência elétrica para compósitos

Dentre as diversas técnicas de soldagem atualmente disponíveis para compósitos poliméricos com aplicações estruturais, a soldagem por resistência elétrica tem sido considerada como uma das mais promissoras, uma vez que esta apresenta vantagens tais como baixo custo de operação e simplicidade de processamento, sendo esse processo muito empregado na integração de componentes utilizados na produção de diversos componentes para aeronaves comerciais atuais (STAVROV; BERSEE, 2005).

Apesar da soldagem por resistência elétrica ter atraído muita atenção nos últimos anos, uma melhor compreensão sobre a qualidade de soldagem e da junta aplicados a compósitos poliméricos ainda é necessária. A soldagem por resistência elétrica é um método bastante simples, que utiliza elementos eletricamente resistivos unidos entre as superfícies de ligação dos laminados ou compósitos para proporcionar o calor necessário para a junção (ABRAHAO, 2015; NINO et al., 2009; STAVROV; BERSEE, 2005).

Neste processo, uma corrente elétrica é aplicada no elemento denominado resistivo, ou de aquecimento, visando um significativo aumento de sua temperatura devido à ocorrência do efeito Joule. Estes elementos resistivos são, normalmente, fibras de carbono ou malhas metálicas. A temperatura do elemento resistivo aumenta consideravelmente na região de interface durante este processo e, a partir do efeito Joule, o polímero termoplástico é fundido diretamente em contato com este elemento (PANNEERSELVAM; ARAVINDAN; NOORUL HAQ, 2012; SHI; VILLEGAS; BERSEE, 2013).

Quando a corrente flui através do elemento resistivo, o calor gerado é originado pela energia dissipada no resistor que, segundo a lei de Joule, é proporcional a resistência, a corrente e ao tempo decorrido, como apresentado na equação (1):

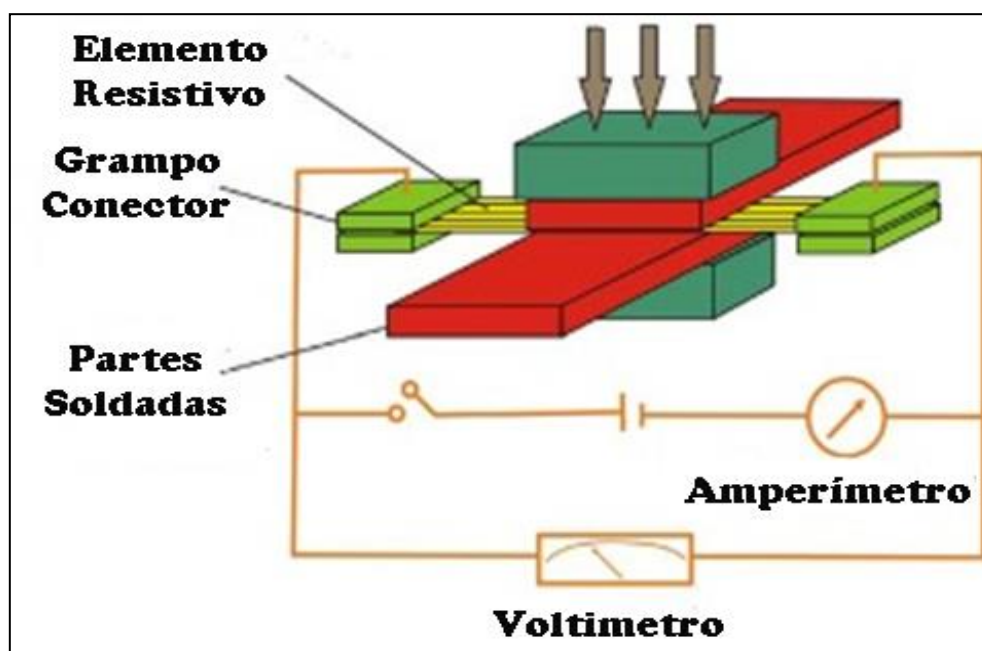
$$E = I^2 \cdot R \cdot t \quad (1)$$

Onde: E é a energia dissipada; I é a corrente elétrica; R é a resistência elétrica e t é o tempo. O processo envolvendo a soldagem de compósitos poliméricos ocorre quando a energia fornecida excede as perdas térmicas no material e, conseqüentemente, a temperatura dos laminados começa a subir, pela primeira vez, na proximidade estreita com as superfícies de ligação e, mais tarde, se o tempo de passagem de corrente for elevado, atinge mais profundamente o material. Entretanto, é favorável manter a temperatura na chamada zona de calor, onde afetará o mais próximo possível a superfície de ligação, evitando-se deformações nas fibras dos laminados. Quando a temperatura na linha de ligação aumenta até certo ponto (T_g para amorfo, como é o caso do PEI), a matriz termoplástica começa a amolecer até o ponto onde a soldagem é fusível; assim a fusão é alcançada, desliga-se a corrente e o conjunto é deixado resfriar e ao mesmo tempo uma pressão adequada é mantida (PARLEVLIET; BERSEE; BEUKERS, 2007; STAVROV; BERSEE, 2005).

A pressão, que tem que ser aplicada durante todo o processo de soldagem, permite um contato íntimo entre as duas superfícies dos compósitos, promovendo, conseqüentemente, a difusão molecular na interface (STAVROV; BERSEE, 2005).

Este processo é composto por vários componentes padrões: compósitos prensados com o elemento resistivo entre suas lâminas; grampos conectores para a passagem de corrente elétrica; câmara de isolamento; fornecimento de energia elétrica; dispositivos de fixação; fios; voltímetro e amperímetro. As medições de temperatura do processo podem ser realizadas por termopares. O mecanismo de aplicação de pressão fornece uma distribuição uniforme de pressão sobre os corpos de prova (NINO et al., 2009; STAVROV; BERSEE, 2005). Um esquema do equipamento de soldagem por resistência elétrica utilizado em compósitos termoplásticos é apresentado na Figura 3.

Figura 3 - Ilustração de um sistema de soldagem por resistência elétrica para compósitos poliméricos.



Fonte: Adaptado de STAVROV; BERSEE (2005).

A partir deste processo, quando a passagem de corrente elétrica é interrompida ocorre à união sob a aplicação de pressão na etapa de resfriamento e solidificação da matriz polimérica. Essa soldagem é uma técnica específica para a união de compósitos termoplásticos, pois apenas estas matrizes possuem a capacidade de amolecer quando aquecidos acima de uma determinada temperatura e manter as suas propriedades depois do resfriamento (NINO et al., 2009; STAVROV; BERSEE, 2005).

A soldagem por resistência elétrica é um processo razoavelmente rápido, simples, econômico e limpo. Entretanto, o elemento resistivo não é apenas responsável pela geração de calor durante a soldagem, permanecendo na junção dos materiais, ou seja, a compatibilidade entre o elemento resistivo e os elementos comuns do processo é importante. O fato de o elemento resistivo permanecer na solda aponta fortemente para uma rigorosa inspeção nas amostras soldadas, para uma provável falha ou colagem incompletas desses elementos (SHI; VILLEGAS; BERSEE, 2013).

Stavrov et al.¹ (2003 apud SHI; VILLEGAS; BERSEE, 2013) comparou um elemento resistivo de malha metálica com um elemento constituído de fibra de carbono e concluiu que a malha metálica proporciona melhor desempenho mecânico e repetitividade de solda (SHI; VILLEGAS; BERSEE, 2013).

Para se obter uma boa qualidade de soldagem, a resistência do elemento resistivo deve ser determinada de modo a ajustar o nível de energia durante o processo. Além disso, controlando as taxas de aquecimento e resfriamento, uma melhora na qualidade da soldagem é observada e, conseqüentemente, no desempenho mecânico da solda (AGEORGES, 2000; SHI; VILLEGAS; BERSEE, 2013).

Porém, esta técnica de soldagem apresenta como principais desvantagens a possibilidade de movimento das fibras nos compósitos e problemas inerentes de aquecimentos irregulares. Neste sentido, parâmetros como isolamento térmico, entrada de energia, tempo de soldagem, orientação da fibra, e o tipo de elemento resistivo a ser utilizado estão sendo estudados para melhoria da qualidade e desempenho das juntas soldadas (ABRAHAO, 2015; MOREIRA *et al.*, 2015; NINO *et al.*, 2009; STAVROV; BERSEE, 2005).

Para a soldagem de polímeros termoplásticos, especificamente aqueles que são amorfos, como é o caso da PEI, a temperatura que se deve ter como referência para o processo de soldagem é a de transição vítrea (T_g) (ou seja, a soldagem deve ocorrer em temperaturas superiores a da T_g do material estudado), tendo o cuidado de não ultrapassar a temperatura de degradação do polímero em questão. A partir da T_g as cadeias atingem maior mobilidade, permitindo transferência de massa por difusão

¹ STAVROV, D.; BERSEE, H. E. N.; BEUKERS, A. **The influence of the heating element on resistance welding of thermoplastic composite materials.** ICCM-14 Conference; 2003 apud 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, v. 55, p. 1–10, 2013.

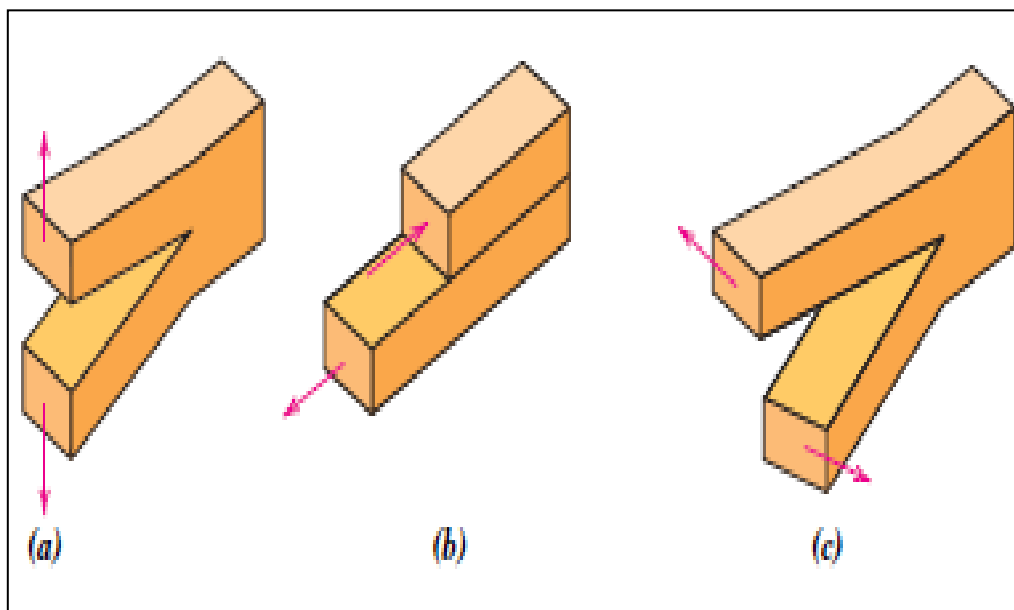
através da interface (WISE, 1999; STAVROV; BERSEE, 2005; YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004).

2.4 MODOS DE FRATURA

A mecânica da fratura procura compreender as falhas relacionando às combinações de tensões existentes em uma estrutura com o tamanho crítico de trinca que produzem o seu crescimento. Cada tipo de material apresenta um comportamento específico e diferenciado no momento da fratura. Sendo assim, o uso dos mecanismos de fratura auxilia na identificação dos modos de carregamento, da intensidade das tensões atuantes e da direção de propagação da trinca (PRESEZNIAK, 2007; CAMPOS, 2014).

A mecânica da fratura linear elástica surgiu em função das limitações na aplicação dos conceitos tradicionais para prever o comportamento dos materiais quanto à presença de descontinuidades internas ou superficiais, como as trincas. A Figura 4 ilustra as três formas fundamentais, segundo as quais a carga pode operar sobre uma trinca, e cada uma poderá afetar um deslocamento diferente da superfície da trinca, desta forma: a) modo I é o modo de abertura ou carregamento de tração, onde a carga é aplicada perpendicular à superfície da trinca; b) modo II é o modo de deslizamento ou cisalhamento no plano, onde as superfícies da trinca deslizam umas sobre as outras; c) modo III é o rasgamento ou cisalhamento fora do plano, onde as superfícies da trinca se movem em direções opostas paralelamente à borda dianteira da trinca (PRESEZNIAK, 2007; CALLISTER, 2012; MEYERS; CHAWLA, 1982; CAMPOS, 2014).

Figura 4 - Os três modos de carregamento da trinca.



Fonte: CALLISTER (2012).

2.5 COMPORTAMENTO DA FRATURA PARA COMPÓSITOS

O comportamento mecânico dos compósitos poliméricos pode ser descrito como a resposta que estes materiais apresentam quando submetidos às tensões e deformações provenientes do meio de sua aplicação. Muitas vezes, as propriedades mecânicas de compósitos reforçados com fibra de carbono apresentam uma difícil correlação devido à variedade de tipos de fibras que podem ser utilizadas, às diferentes frações volumétricas do reforço, às diferentes angulações utilizadas durante a laminação manual, assim como devido às variáveis provenientes dos diferentes métodos de processamento e de fabricação empregados. Com relação às variáveis externas que podem afetar o comportamento mecânico dos compósitos obtidos pode-se citar: tempo ou velocidade de aplicação da tensão; nível da sollicitação mecânica; tipo de sollicitação; natureza da atmosfera vizinha, abrangendo umidade e outros agentes quimicamente agressivos ao polímero avaliado (CÂNDIDO et al., 2012; KIM; YE, 2004).

De maneira clássica, o comportamento quanto à ruptura dos materiais compósitos pode-se dividir em três formas distintas, sendo estas: intralaminar, interlaminar e a translaminar. No primeiro caso, trata-se da ruptura das camadas do compósito que pode acontecer sob a forma de ruptura da matriz, ruptura das fibras e ao deslocamento fibra/matriz. A fratura interlaminar designa-se habitualmente por delaminação, e normalmente ocorre entre camadas diretamente orientadas. Por fim, a fratura

translaminar envolve uma significativa ruptura das fibras, pois este modo é orientado transversalmente ao plano de carregamento do laminado (MOURA; MORAIS; MAGALHÃES, 2005).

O comportamento da trinca em materiais compósitos, quando submetidos a aplicações de cargas em diferentes direções e intensidades, encontra-se associado a fraturas tanto da fibra quanto na matriz, na direção da fibra, enquanto que, tanto sob tensões de tração transversal como a de cisalhamento, a fratura pode ocorrer somente no interior da matriz ou na interface fibra/matriz (GREENHALGH, 2009; HULL, 1996).

A delaminação interlaminar é um dos modos de falha mais comumente observados para materiais compósitos, sendo um fator limitante da vida útil de um componente estrutural aeronáutico. A delaminação muitas vezes resulta na perda de rigidez e resistência mecânica, o que pode levar a problemas de segurança e confiabilidade de uma determinada estrutura. Não sendo detectada a delaminação, esta poderá levar a falhas catastróficas sem quaisquer indícios que ocorrerá a falha, isso faz com que a delaminação seja um grande obstáculo para alcançar o grande potencial de uso de materiais compósitos avançados em estruturas (CÂNDIDO et al., 2012; KIM; YE, 2004; MATHEWS; SWANSON, 2007; WANG et al., 2009).

Em consequência, a fratura interlaminar tem sido comumente detectada em compósitos de matrizes poliméricas; e a sua ocorrência deteriora consideravelmente o desempenho das propriedades mecânicas dos compósitos em serviços (SHOKRIEH; HEIDARI-RARANI; AYATOLLAHI, 2011).

Assim, o conhecimento do comportamento de crescimento da trinca é essencial para o desenvolvimento do material e para estudos de concepção e previsão de vida útil atribuída a um determinado componente (CÂNDIDO et al., 2012; SHOKRIEH; HEIDARI-RARANI; AYATOLLAHI, 2011; SHOKRIEH; SALAMAT-TALAB; HEIDARI-RARANI, 2014).

A fratura em um determinado material compósito é caracterizada por trincas na matriz, quebra das fibras e delaminação. Este conjunto de causas pode ocorrer de maneira simultânea ou sequencialmente, tornando a análise da propagação da trinca no compósito complexa (KOSTAGIANNAKOPOULOU et al., 2015).

Os compósitos estruturais podem sofrer diversos danos durante sua vida útil em serviço. Estes materiais, por exemplo, obtidos a partir de tecidos, apresentam fratura resultante do cisalhamento da trama/urdume ou devido à irregularidade no alinhamento das fibras (BOTELHO; REZENDE, 2002; CAMPOS, 2014; NETO; PARDINI, 2006).

Geralmente, em compósitos reforçados com tecidos, a trinca se propaga com facilidade através do urdume, pois as fibras, neste caso, encontram-se na mesma direção da propagação da trinca, enquanto que na trama, onde as fibras estão dispostas de forma perpendicular à propagação da trinca, há uma dificuldade em seu progresso. A delaminação se estende ao longo do urdume até encontrar uma área de trama que pode deter, parcialmente, o seu crescimento. Ao mesmo tempo em que parte da delaminação se arrasta ao longo da trama, pode ocorrer um crescimento parcial da propagação da trinca. Este processo irá se repetir até o fim da delaminação (CAMPOS, 2014; GREENHALGH, 2009).

Em geral, os principais tipos de danos que podem ocorrer em materiais compósitos são: delaminação inter e intralaminar, fratura, rompimento do reforço, falha na interface fibra/matriz e efeito de arrancamento da fibra (efeito *pullout*) (BOTELHO; REZENDE, 2002). Todos esses tipos de danos podem ser ocasionados devido ao efeito de borda livre, a acumulação de espaços vazios durante o processamento, a carga de impacto, defeitos de fabricação e/ou por problemas que podem estar relacionados durante o uso do material (BOTELHO; REZENDE, 2002; SHOKRIEH; SALAMAT-TALAB; HEIDARI-RARANI, 2014).

Devido à utilização dos compósitos avançados em componentes de grande responsabilidade estrutural e de elevado custo, pode ser necessária, após o estudo analítico de um determinado dano, a utilização de reparos em regiões danificadas, recompondo-se, ao máximo, as condições estruturais de projeto de um determinado componente, deixando-a novamente em condições de uso. Essa conduta visa reduzir o custo do processamento de um novo componente (matérias-primas e mão de obra) para a sua substituição e, para aplicações aeronáuticas, de permanência de uma aeronave em solo (BISMARCK; HOFMEIER; DÖRNER, 2007).

Tensões mecânicas podem ocorrer durante diferentes tipos de carregamentos mecânicos, tais como tração, compressão e fadiga. Uma questão de grande preocupação na utilização de compósitos encontra-se associada com a ocorrência de delaminações ou as fraturas interlaminares, o que pode estar relacionado a defeitos de fabricação ou impactos de baixa velocidade na superfície do componente (CÂNDIDO et al., 2012; SELZER; FRIEDRICH, 1997).

A capacidade de um laminado estrutural resistir ao início e à propagação da falha por delaminação é evidenciada pela propriedade de tenacidade à fratura interlaminar do

compósito (KARSLI; AYTAC, 2013; SHOKRIEH; SALAMAT-TALAB; HEIDARI-RARANI, 2014).

Compósitos obtidos a partir de tecidos, independentemente do estilo do tecido utilizado, podem apresentar fraturas resultantes do cisalhamento ou devido à irregularidade no alinhamento das fibras. Além disso, é importante considerar a falha por delaminação no projeto de estruturas de compósitos que, conseqüentemente, reduz as propriedades mecânicas e limita a vida útil de um determinado componente de segurança. Desta forma, com o intuito de se evitar possíveis danos em estruturas, é recomendável a um projetista saber sobre a tenacidade à fratura interlaminar de compósitos laminados (BOTELHO; REZENDE, 2002; SHOKRIEH; HEIDARI-RARANI; AYATOLLAHI, 2011; SHOKRIEH; SALAMAT-TALAB; HEIDARI-RARANI, 2014).

Contudo, a delaminação em compósitos muitas vezes é proveniente de uma fratura em modo misto. Neste caso, ambos os modos de fratura, tração e de cisalhamento interlaminar, podem estar simultaneamente presentes durante a ocorrência de um processo de delaminação. Porém, enquanto que o modo de fratura determina a falha em materiais isotrópicos, a fratura mista de tração e cisalhamento dificulta a determinação do mecanismo de falha em materiais compósitos (DE BAERE et al., 2012; KIM; YE, 2004; MATHEWS; SWANSON, 2007).

A caracterização do comportamento de delaminação é uma questão fundamental na avaliação dos compósitos estruturais para a durabilidade e a sua tolerância aos danos. A mecânica da fratura tem encontrado inúmeras aplicações na análise de danos em materiais compósitos, especialmente na análise do processo de delaminação. O risco de delaminação é crítica em muitas aplicações aeronáuticas, particularmente após o impacto, e tem sido o objetivo de muitos estudos (BALEY et al., 2004; KIM; YE, 2004).

Um dos parâmetros mais importantes na aplicação da mecânica da fratura em estruturas de compósitos é a taxa de liberação de energia de deformação, G (BALEY et al., 2004; SHOKRIEH; HEIDARI-RARANI; AYATOLLAHI, 2011; SUN; ZHENG, 1996).

Um procedimento típico para avaliar a tendência de crescimento da delaminação é a comparação da taxa de liberação de energia de deformação, G , ao seu valor crítico de tenacidade à fratura interlaminar, G_c . O teste que é realizado para a obtenção do valor

crítico de tenacidade à fratura interlaminar em modo II (cisalhamento) é o ensaio *End-Notched Flexure (ENF)* (SHOKRIEH; HEIDARI-RARANI; AYATOLLAHI, 2011).

Na literatura, há poucos estudos sobre o ensaio de ENF em compósitos soldados pelo processo por resistência elétrica, principalmente quando estes se encontram associados a fatores ambientais como absorção de umidade e incidência de radiação UV. Entretanto o ensaio ENF para compósitos soldados é importante para demonstrar o desempenho mecânico desses laminados soldados frente às fraturas de cisalhamento, aperfeiçoando assim o processo de soldagem por resistência elétrica, juntamente com as suas condições de processamentos, e determinar o valor da resistência da tenacidade da fratura interlaminar (AGEORGES; YE; HOU, 2000).

Na Tabela 3 são apresentados os valores de tenacidade à fratura interlaminar, G_{IIc} (modo II de cisalhamento), em compósitos PEI/fibra de vidro (valores obtidos entre 4,47 - 6,01 kJ/m²) e PEI/fibra de carbono (valores obtidos entre 0,67 – 1,86 kJ/m²) soldados pelo processo por resistência elétrica, obtidos na literatura (SHI; VILLEGAS; BERSEE, 2013; YUAN et al., 2001). No trabalho realizado por YUAN *et al.* (2001), os autores utilizaram parâmetros de soldagem baseados nos resultados obtidos na literatura em relação aos ensaios de fratura por *Lap Shear* (AGEORGES et al., 1998; HOU et al., 1999), comparando os valores obtidos de tenacidade à fratura interlaminar soldados obtidos a partir do ensaio ENF com referência aos encontrados na literatura. Já SHI, VILLEGAS e BERSEE, (2013) realizaram o ensaio ENF visando determinar a resistência das juntas soldadas sobre os efeitos da soldagem na adesão fibra/matriz e as orientações da fibra. Neste estudo concluíram que o descolamento da fibra/matriz é o principal modo de falha ao esforço de cisalhamento, quando a maioria das fibras sobre as superfícies de soldagem são fios de urdume, enquanto o arrancamento das camadas do laminado é o principal modo de falha, quando a maior parte da fibra são fios de trama.

Tabela 3 - Trabalhos desenvolvidos com soldagem por resistência elétrica para o modo II (cisalhamento) da tenacidade à fratura interlaminar.

Materiais	Potência de entrada (kw/m²)	Corrente (A)	Pressão (MPa)	Tempo (s)	Tenacidade à Fratura Interlaminar, G_{IIc} (kJ/m²)	Referência
PEI/fibra de vidro	80	45	0,8	30-120	4,47 – 6,01	SHI, VILLEGAS e BERSEE (2013)
PEI/fibra de carbono	138	30	0,2	32	0,67 – 1,86	YUAN, HOU, MAI e YE (2001)

Fonte: SHUI; VILLEGAS; BERSEE (2013); YUAN et al. (2001).

2.6 EFEITOS AMBIENTAIS

Vários tipos de compósitos de matriz polimérica estão sendo considerados para uso em diferentes campos de aplicação, que abrangem desde artigos esportivos a materiais estruturais para o setor automotivo, náutico, e indústrias aeroespaciais, onde as propriedades em longo prazo são de importância primária (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010).

Desde que os compósitos poliméricos avançados passaram a ser utilizados na fabricação de peças aeronáuticas, a questão de reparos estruturais e um desenvolvimento maior nos estudos desse tipo de materiais têm recebido considerável atenção, tanto do ponto de vista econômico como de engenharia (MAYER; CÂNDIDO; REZENDE, 2003).

Para diversas aplicações, os materiais compósitos são expostos a ambientes agressivos, sofrendo variações de temperatura e de umidade, sendo expostos ao envelhecimento climático durante a sua vida útil. Em particular, o efeito da água deve ser sempre considerado, visto que a umidade sempre encontra-se presente na atmosfera. O envelhecimento climático contém muitos efeitos perigosos, potenciais que podem levar a eventual falha do material (ARICI, 2007; SELZER; FRIEDRICH, 1997; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010).

Estes fatores ambientais para os compósitos termoplásticos, por exemplo, fazem com que a presença de umidade possa induzir a degradação hidrolítica das cadeias

poliméricas, ocorrendo a plasticização da matriz (COSTA; BOTELHO; PARDINI, 2011).

Associadas a essas variações ambientais, a aeronave também está sujeita aos diversos tipos de carregamentos durante o voo, que podem ocasionar diversos tipos de tensões mecânicas e térmicas, que são responsáveis pela perda de propriedades mecânicas. As tensões mecânicas atuantes podem facilitar o crescimento de trincas interlaminares ou delaminações (COSTA; BOTELHO; PARDINI, 2011; FARIA, 2012).

Assim sendo, o desenvolvimento de uma compreensão abrangente dos mecanismos de envelhecimento e da exposição ambiental relacionada à deterioração, para efeitos de previsão do serviço de vida e durabilidade, é de grande importância para estender a vida em serviço de tais sistemas (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010).

Estruturas aeronáuticas fabricadas em materiais compósitos estruturais, quando em operação em ambientes higrotérmicos por longos períodos, podem ter seu desempenho mecânico afetado, podendo levar a falha prematura da estrutura. Segundo HULL (1995), compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas, quando expostos a condições higrotérmicas, podem apresentar significativas alterações em suas propriedades mecânicas. Essas alterações podem ser mais bem entendidas quando analisadas para cada constituinte individualmente, ou seja, a matriz, a interface e as fibras (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; HULL, 1995).

Na matriz, o efeito sobre suas propriedades mecânicas é devido à difusão de umidade no polímero, que pode afetar a resistência à compressão e ao cisalhamento interlaminar e intralaminar do compósito, uma vez que essas propriedades são governadas pela matriz. A interface reforço/matriz pode ser afetada pela difusão da umidade por capilaridade na matriz, ocasionando a nucleação e o crescimento de trincas. Já para as fibras, estas em geral não são significativamente afetadas (considerando-se fibras cerâmicas, como as de carbono), uma vez que a matriz as protege do ambiente (COSTA; BOTELHO; PARDINI, 2011; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010).

Para os compósitos processados com matrizes poliméricas, a matriz do compósito geralmente absorve a umidade do ar, principalmente a elevadas temperaturas, onde o processo de difusão é intensificado. As características físico-químicas de determinadas matrizes poliméricas, tais como o grau de reticulação e distribuição de massa molar, permitem que os compósitos fabricados com fibras de carbono absorvam a umidade

ambiental pelo processo de difusão (DAMATO, 2010; FARIA, 2008; CANDIDO, 2001).

Os efeitos ambientais causados pela temperatura e umidade relativa do ar podem ser reversíveis, quando o período de exposição é de curta duração, ou irreversíveis, quando a exposição ocorre em ciclos prolongados (COSTA; BOTELHO; PARDINI, 2011). Um tempo maior de exposição pode favorecer a interação da água com grupos funcionais específicos de matrizes poliméricas de natureza polar e, conseqüentemente, sua presença e atuação podem causar significativa degradação das interações físico-químicas entre a matriz polimérica e a fibra, fragilizando a interface (COSTA; BOTELHO; PARDINI, 2011).

A polaridade da matriz tem grande influência na absorção de umidade pelo compósito. Quanto maior é a polaridade da matriz maior é a sua capacidade de absorção de água. Ao final, pode ocorrer o descolamento da fibra e uma deterioração das propriedades mecânicas e térmicas do compósito (COSTA; BOTELHO; PARDINI, 2011; CÂNDIDO, 2001).

Em geral, a influência da umidade em compósitos afeta, principalmente, a matriz do polímero como, também, a interface fibra/matriz pelo processo de difusão até que a concentração de equilíbrio seja atingida, em que as moléculas de água são transportadas de áreas de alta concentração para áreas de baixa concentração de umidade, sendo esse mecanismo acentuado pelo aumento da temperatura (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2007; COSTA; BOTELHO; PARDINI, 2011). Neste caso, a umidade pode causar a expansão volumétrica da matriz polimérica, gerando pequenas variações dimensionais e tensões internas (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2007).

A partir desse processo de difusão, a água que se difunde no interior da estrutura do compósito pode interagir com a matriz polimérica, podendo ocorrer o aumento do volume hidrodinâmico da cadeia polimérica e, conseqüentemente, expansão da matriz como um todo (ARICI, 2007; EARL; SHENOI, 2004; COSTA, 2011).

A absorção de água, auxiliada pelo aumento da temperatura, pode produzir a formação de microfissuras e micro vazios, facilitando a ação da capilaridade, provocando, assim, o aumento do fluxo de umidade pela região interfacial e sua absorção no material; adicionalmente, ciclos térmicos podem aumentar a absorção de água, pois as diferenças entre os coeficientes de expansão térmica, entre as fibras e a matriz, induzem as tensões residuais, que levam ao descolamento da interface fibra/matriz (ARICI, 2007; COSTA, 2011).

Esse processo pode se tornar ainda mais acelerado quando a absorção ocorre em temperaturas elevadas, como por exemplo, sob picos térmicos acima de 140°C, típicos em voos supersônicos, favorecendo o surgimento de danos na forma de trincas superficiais no laminado, micro trincas na matriz e/ou na interface fibra/matriz (BISMARCK; HOFMEIER; DÖRNER, 2007; FARIA, 2008).

A absorção por difusão (sendo o principal mecanismo da entrada de umidade em compósitos), a difusão realizada através de trincas e/ou micro vazios, ou a difusão acelerada por capilaridades pela interface fibra/resina são alguns exemplos de mecanismos de absorção de umidade que podem ocorrer no compósito durante sua vida em serviço, quando estes são expostos a ambientes quentes e úmidos (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; COSTA, 2011).

Além disso, o efeito dos ciclos de temperatura e de umidade, simultaneamente, chamado envelhecimento higrotérmico, muitas vezes leva à degradação da matriz, à descolamento fibra/matriz e à delaminação, que influenciam as propriedades mecânicas e morfológicas dos compósitos poliméricos (ARICI, 2007; EARL; SHENOI, 2004).

Os resultados da umidade absorvida por difusão podem resultar em efeitos prejudiciais sobre as propriedades mecânicas dos materiais compósitos, uma vez que a água não só interage com as matrizes poliméricas. A umidade pode reduzir as propriedades dominantes da matriz polimérica tais como a resistência à tensão transversal, a tenacidade à fratura, os valores de resistência à tração, rigidez, resistência ao cisalhamento interlaminar dos laminados e a resistência ao impacto. Este mecanismo envolve a difusão direta das moléculas de água para o interior da matriz e, em alguns casos, nas fibras (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; COSTA, 2011).

Frente a este comportamento, a expansão por plasticização da cadeia polimérica acaba reduzindo as ligações secundárias (forças de van der Waals), tornando o material mais dúctil, sendo esta condição conhecida como efeito de plasticização. Este efeito muitas vezes pode melhorar a tenacidade à fratura, ou apenas degradar as propriedades mecânicas do compósito (ARICI, 2007; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; COSTA, 2011; CANDIDO, 2001).

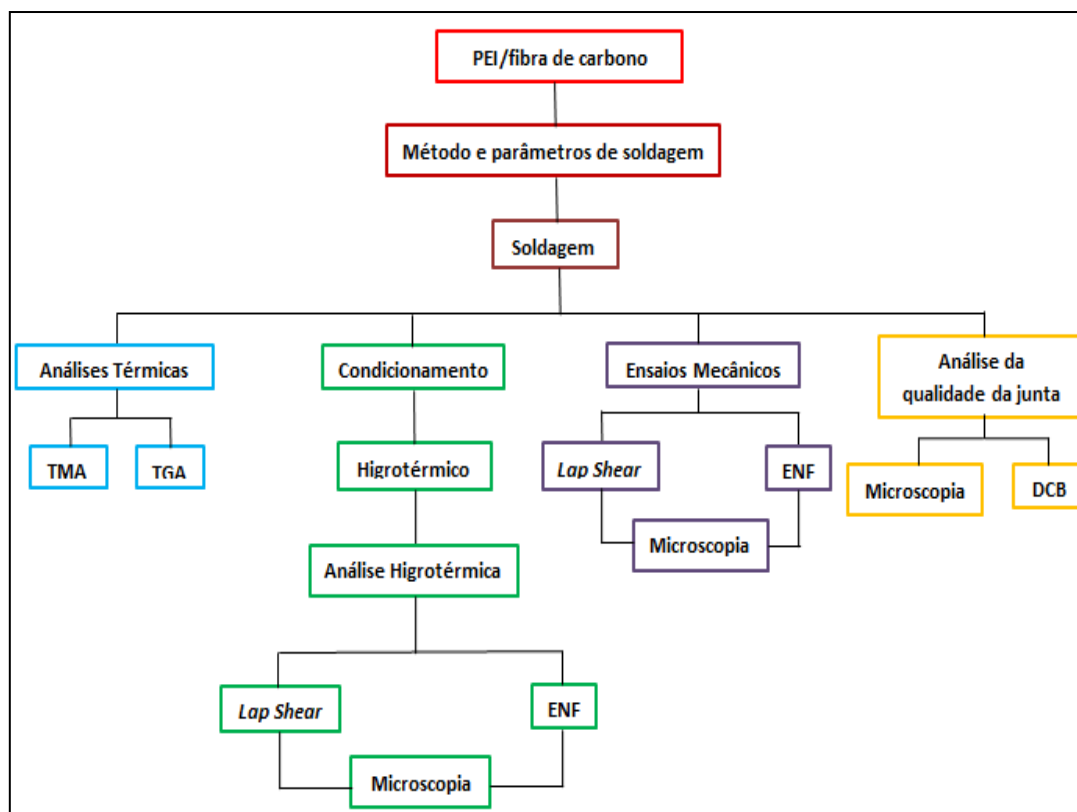
Ainda que a natureza da matriz (principalmente a sua polaridade) seja um fator dominante no processo de absorção, o tipo e orientação das fibras, sequência de empilhamento das camadas e acabamento da borda livre do laminado podem influenciar no processo de difusão da umidade no compósito, ocorrendo bem lentamente em temperaturas ambientes, mas saturando o material para uma concentração de equilíbrio

de umidade que dependerá das condições operacionais de uma aeronave (COSTA; BOTELHO; PARDINI, 2011; YANN et al., 2006).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho foi realizado de forma sistemática, envolvendo as diversas etapas como apresentado na Figura 5.

Figura 5 - Fluxograma apresentando o trabalho realizado.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.1 LAMINADO

O laminado termoplástico utilizado neste trabalho foi o PEI/fibra de carbono, fornecido pela empresa holandesa *TenCate Advanced Composites*. Este laminado foi confeccionado com tecidos na configuração 8 HS, espessura nominal de 3,0 mm e configuração $(0/90)_{5s}$ contendo, aproximadamente, 50% em volume de reforço e aproximadamente 0,5% de porosidade. Estes laminados são normalmente fabricados em moldes, usando camadas de pré-impregnados dos fornecedores, processados a partir de sistemas *semipregs*, moldados em autoclave. A Figura 6 apresenta a placa do laminado PEI/fibra de carbono com o código correspondente de identificação como fornecido pela empresa *TenCate Advanced Composites*. Já a Figura 7, ilustra as amostras

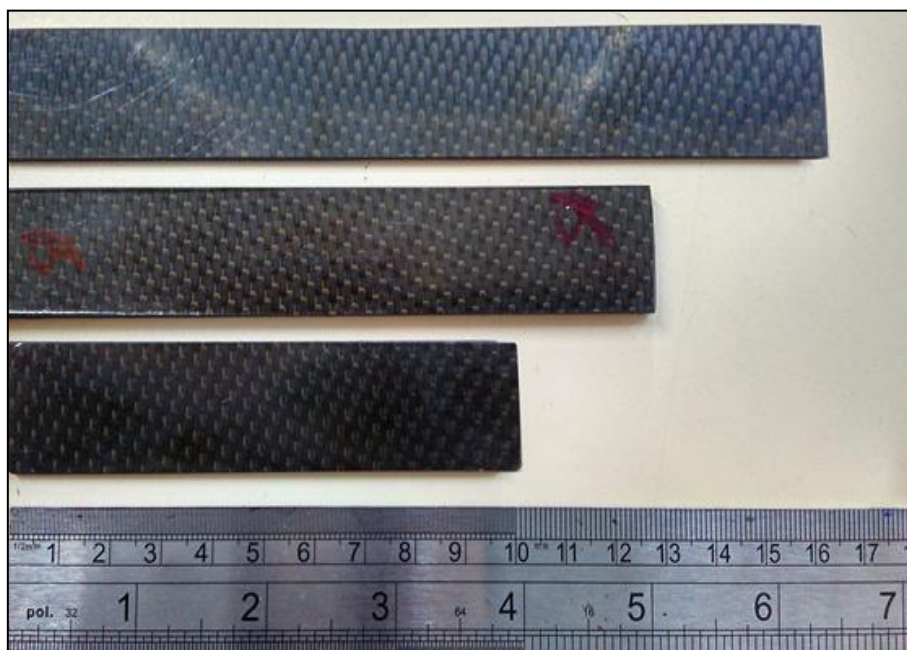
dimensionadas para os ensaios de *Lap Shear*, *Double Cantilever Beam* (DCB) e *End-Notched Flexure* (ENF).

Figura 6 - Laminado PEI/ fibra de carbono com código de identificação do fornecedor.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 7 - Amostras dos laminados PEI/fibras de carbono dimensionadas para os ensaios em estudo.



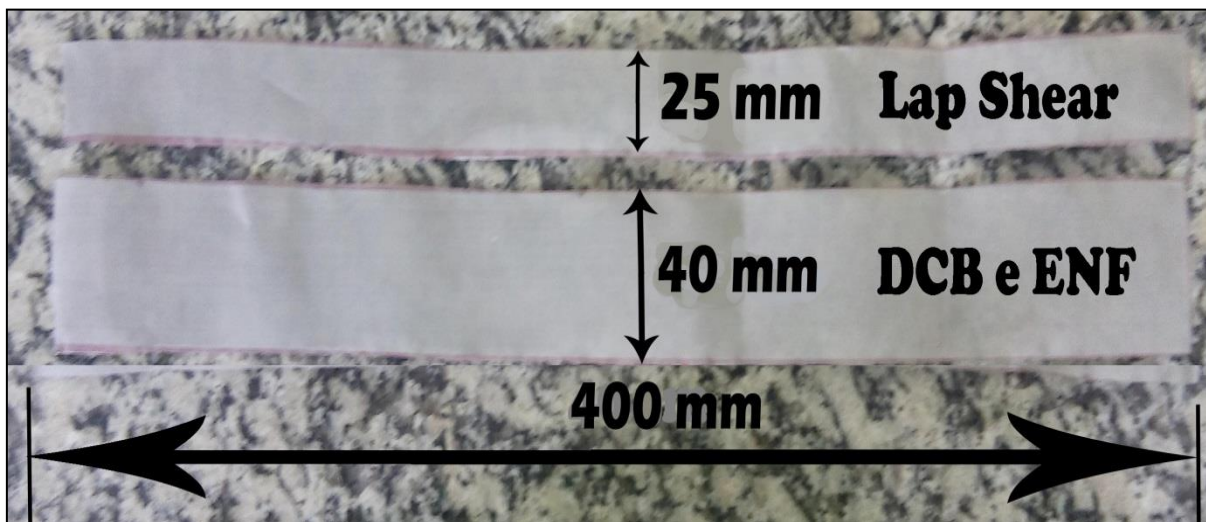
Fonte: Produção do próprio autor.

3.2 MALHA METÁLICA

Para este trabalho de pesquisa, como elemento resistivo para os testes de soldagem com o compósito, foram utilizadas malhas metálicas de aço inox AI 304 de 300 *mesh*. A escolha desta malha foi baseada no trabalho realizado por ABRAHÃO (2015), onde dentre diversos elementos resistivos utilizados para a soldagem de compósitos envolvendo a matriz PEI e fibras de carbono, esta apresentou valores mais elevados de *Lap Shear* (24,41MPa).

Esta malha metálica foi adquirida comercialmente da empresa TEGAPE. A Figura 8 ilustra as malhas que foram cortadas nas dimensões de: 40 cm de comprimento por 2,5 cm de largura destinada para os ensaios de *Lap Shear* e 40 cm de comprimento por 4,0 cm de largura, utilizadas para os ensaios de *Double Cantilever Beam* (DCB) e *End-Notched Flexure* (ENF).

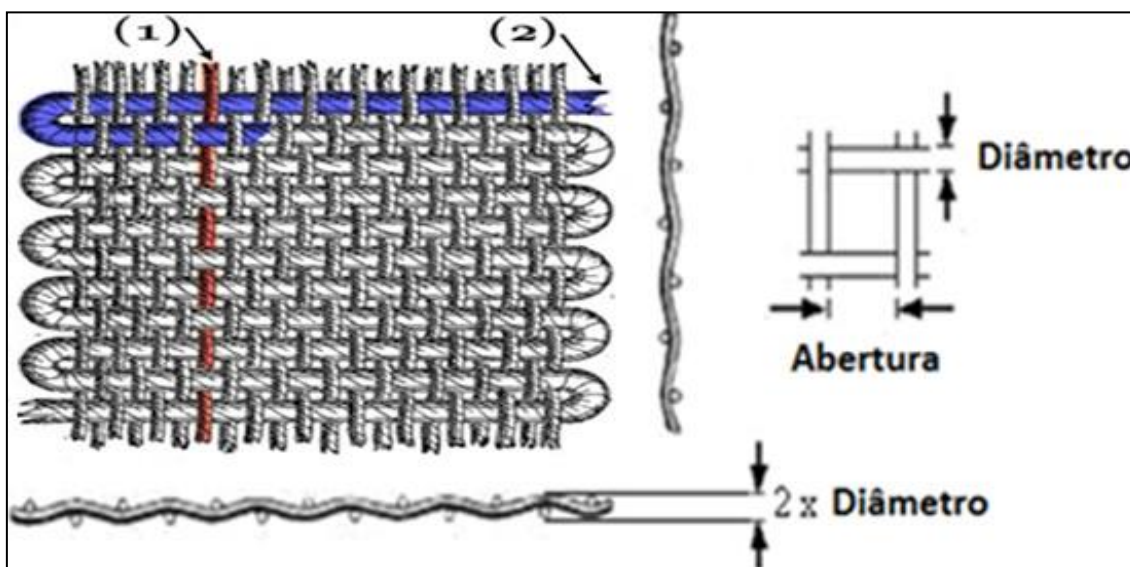
Figura 8 - Malha metálica nas dimensões de corte para utilização como elemento resistivo para a soldagem dos laminados.



Fonte: Produção do próprio autor.

A Figura 9 apresenta, de forma representativa, a configuração das malhas metálicas, com o posicionamento do urdume e da trama deste material, onde estes são indicados pelos números (1) e (2), respectivamente. As características técnicas do fornecedor para a malha de aço inox AI 304 de 300 *mesh* são apresentadas na Tabela 4 e a composição química da malha metálica é apresentada pela Tabela 5.

Figura 9 - Representação esquemática da malha AI 304 de 300 *mesh* utilizada neste estudo.



Fonte: Esquema adaptado de LABRANDERO (2009).

Tabela 4 - Dimensões da malha metálica AI 304 de 300 *mesh*.

Material	Mesh	Diâmetro do fio (mm)	Abertura (mm)
AI 304	300	0,04	0,04

Fonte: ABRAHÃO (2015).

Tabela 5 - Composição química da malha do aço utilizado.

Composição química (%)	Carbono	Manganês	Silício	Fósforo	Enxofre	Cromo	Níquel
Aço AI 304	0,08	2,00	1,00	0,05	0,030	18,00	8,00

Fonte: ABRAHÃO (2015).

3.3 PROCESSO DE SOLDAGEM

Os laminados de PEI/fibras de carbono foram soldados a partir do processo de soldagem por resistência elétrica. Para esta finalidade, foi utilizada uma máquina de soldagem por resistência elétrica para compósitos, confeccionada pela empresa AUMEK (que consiste basicamente em uma máquina de prensagem com conectores elétricos, para garantir aquecimento e pressão local durante o processo de soldagem). O

equipamento de soldagem por resistência elétrica para compósitos encontra-se ilustrado na Figura 10.

Figura 10 - Equipamento de soldagem por resistência elétrica utilizado no presente trabalho



Fonte: Produção do próprio autor.

3.3.1 Descrição do processo

O processo de soldagem por resistência elétrica consiste em aquecer, a partir do efeito Joule gerado com auxílio da passagem de corrente elétrica em uma malha metálica, na interface que se deseja soldar. Durante este processo é aplicada uma determinada força (pressão de soldagem) aliada à aplicação contínua da corrente elétrica sobre este sistema, ocorrendo o amolecimento ou a fusão dos materiais em contato com o elemento resistivo. Por fim, com o término da passagem da corrente elétrica, os materiais se resfriam produzindo a soldagem na região interfacial. Para o processo de soldagem, os corpos de prova e a malha foram ser posicionados na mesa da prensa, como ilustrado na Figura 11 (STAVROV; BERSEE, 2005).

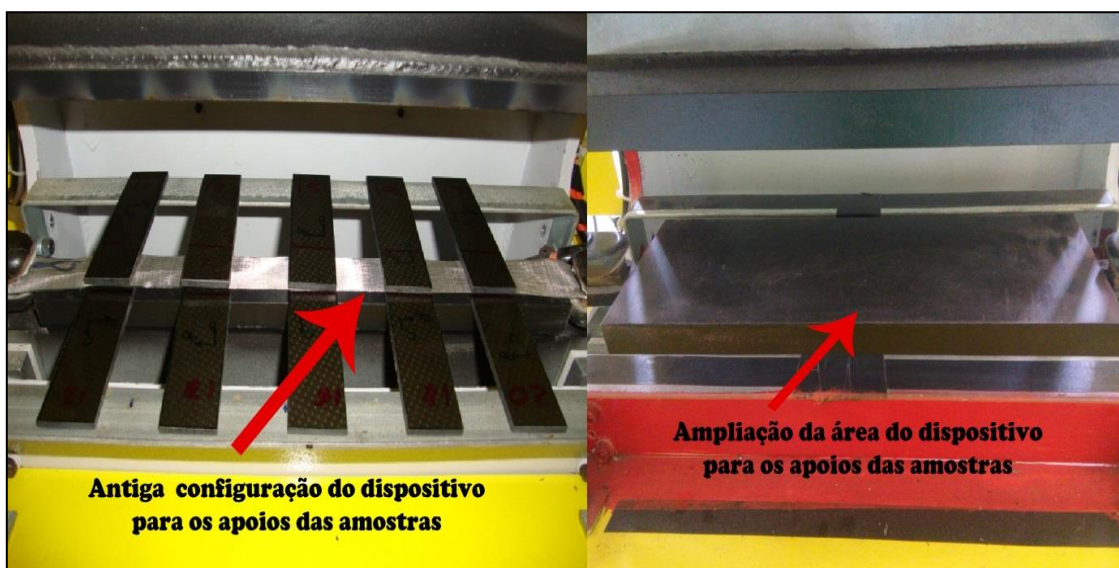
Figura 11 - Amostras do compósito PEI/fibra de carbono antes da soldagem para os testes em estudo.



Fonte: Produção do próprio autor.

Trabalhos realizados por ABRAHÃO (2015) e SOUZA (2013), utilizaram desse equipamento de soldagem por resistência elétrica com o objetivo de se produzir juntas soldadas para a realização do ensaio de *Lap Shear*. Entretanto, a área do dispositivo para o apoio dos corpos de prova, que possuía uma largura de 25 mm, não era suficiente para realizar a soldagem em corpos de prova com maiores dimensões, como é o caso dos corpos de prova necessários para a realização dos ensaios de *Double Cantilever Beam* (DCB) e *End-Notched Flexure* (ENF). Para resolver esse problema, foi confeccionado um novo dispositivo com uma área de apoio de maior largura (100 mm) para os corpos de prova. A Figura 12 faz a comparação do antigo dispositivo de apoio do equipamento de soldagem com a configuração do dispositivo de apoio atual.

Figura 12 - Comparação com a antiga e a atual configuração do equipamento de soldagem.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.3.2 Condições de soldagem

Os parâmetros de soldagem utilizados neste trabalho foram inicialmente baseados nos resultados obtidos a partir do planejamento experimental previamente realizado por ABRAHÃO (2015). Contudo, uma vez que para este trabalho foi necessário a confecção de corpos de provas de maiores dimensões, foi necessária uma otimização destes parâmetros, levando em consideração a maior área disponível do elemento resistivo para a soldagem. Desta forma, testes empíricos envolvendo diferentes valores de tempo e corrente elétrica para soldagem foram realizados. A Tabela 6 apresenta os valores de corrente elétrica e tempo de soldagem que se mostraram mais adequados para a realização deste trabalho, comparando estes valores com aqueles observados no trabalho de ABRAHÃO (2015).

Tabela 6 - Parâmetros utilizados no presente trabalho com base nos parâmetros otimizados.

Método	Corrente (A)	Tempo (s)	Pressão (MPa)
Parâmetros da literatura	30	50	0,7
Parâmetros utilizados neste trabalho	50	80	0,7

Fonte: ABRAHÃO (2015).

3.3.3 Segurança da soldadora

O projeto mecânico da prensa deverá fornecer meios que dificultem o acesso do operador ao interior da máquina durante o processo de ensaio, para isto as seguintes características serão adotadas no projeto da prensa: a área de soldagem terá acesso bloqueado por uma porta, durante o processo de soldagem a área estará enclausurada; a porta sempre que aberta, irá se posicionar de modo a impedir que o martelo da prensa desça até a área de ajuste dos corpos de prova; um sensor será instalado na porta de acesso à área de soldagem, o sinal será utilizado pelo *software* para somente comandar a pressão nos atuadores pneumáticos e liberar a corrente e tensão da fonte de alimentação quando a porta estiver fechada; o *software* terá um botão de interrupção do ensaio, que quando acionado todos os acionamentos serão desligados. A soldagem deve-se sempre

seguir os procedimentos de segurança conforme a Instrução de trabalho descrita no Apêndice A, segundo ABRAHAO (2015).

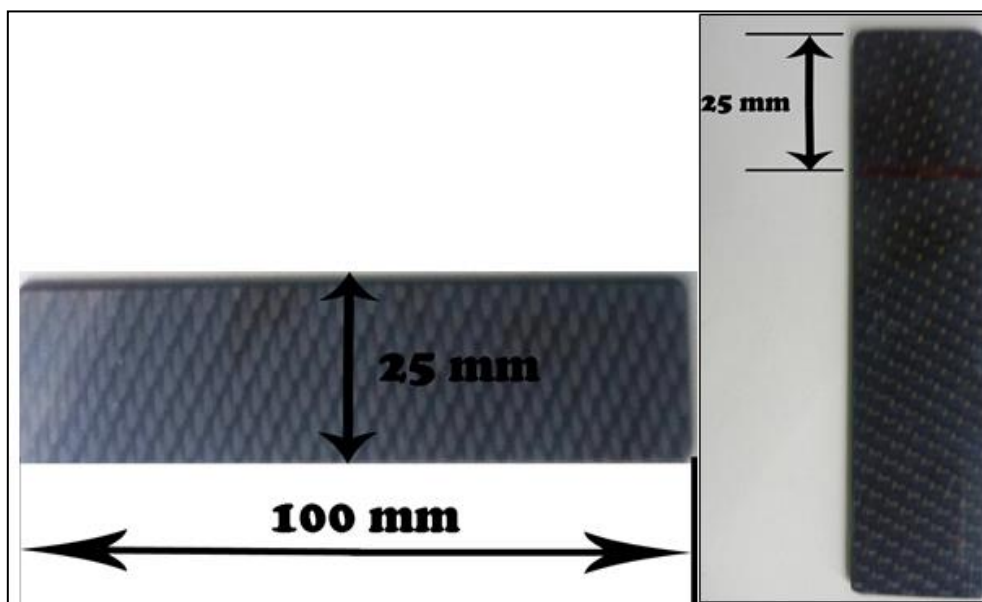
3.4 PREPARO E SOLDAGEM DAS AMOSTRAS

Neste item, encontra-se descrito o preparo e todo o processo realizado para a obtenção de todas as amostras para a soldagem por resistência elétrica.

3.4.1 Amostras para o ensaio de *Lap Shear*

As amostras de *Lap Shear* foram confeccionadas como ilustrado na Figura 13, utilizando serra de fita para cortá-las nas dimensões de 100 mm de comprimento por 25 mm de largura, segundo a norma ASTM D2344. Após o corte, as laterais das amostras foram lixadas e limpas com álcool isopropílico. Em seguida, as regiões que foram submetidas ao processo de soldagem foram marcadas como indicado na Figura 13.

Figura 13 - Detalhe da dimensão da amostra de *Lap Shear* e sua marcação para sua submissão ao processo de soldagem.



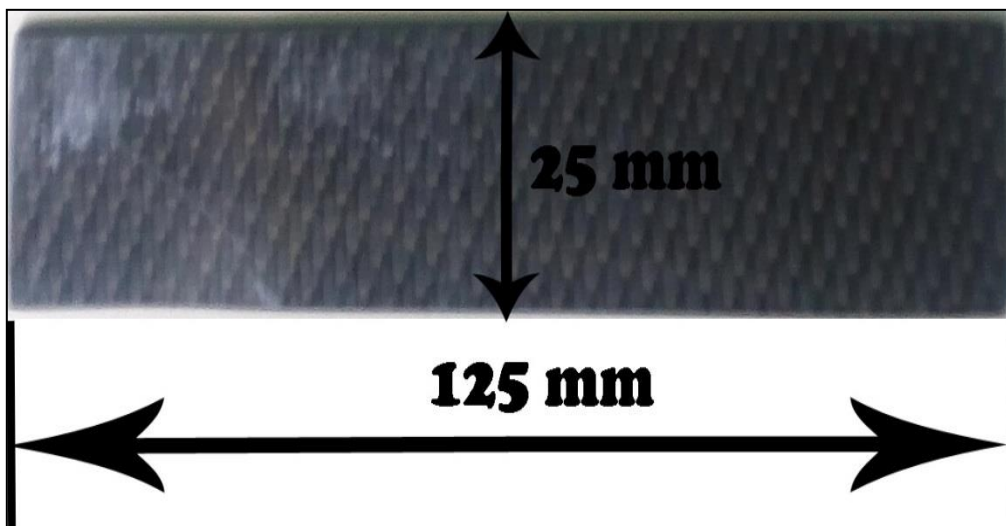
Fonte: Produção do próprio autor.

3.4.2 Amostras para o ensaio de *Double Cantilever Beam (DCB)*

Amostras destinadas ao ensaio de DCB foram cortadas e marcadas nas dimensões como ilustrado na Figura 14. Estas amostras foram cortadas nas dimensões de 125 mm

de comprimento por 25 mm de largura, utilizando-se o mesmo processo descrito no item 3.4.1.

Figura 14 - Detalhe das dimensões da amostra utilizada no ensaio de *Double Cantilever Beam*.



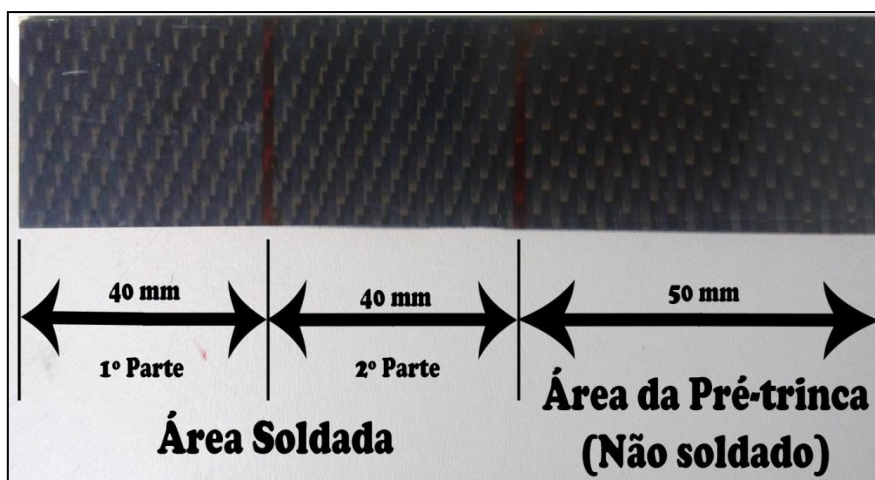
Fonte: Produção do próprio autor.

As dimensões das amostras utilizadas no ensaio de DCB foram baseadas segundo a norma ASTM D5528. Para esse tipo de ensaio, a norma exige uma pré-trinca de comprimento de 50 mm, necessária para o início e propagação da delaminação induzida, com um comprimento da amostra de 125 mm e uma largura entre 20 mm e 25 mm, sendo utilizados, no mínimo, cinco corpos de prova. No estudo realizado pelos autores HOU e FRIEDRICH (1992), foi utilizada uma folha de aço inoxidável (com espessura de $30 \mu\text{m}$) entre as camadas no plano médio dos laminados para a obtenção da pré trinca. Já no trabalho de SHI, VILLEGAS e BERSEE (2013), foram utilizados filmes de PEI entre as camadas no plano médio do elemento resistivo. A partir deste estudo a pré-trinca foi criada entre as duas camadas de PEI. Por fim, no trabalho realizado por YUAN et al., (2001), a soldagem foi efetuada com um filme de poliimida UPILEX de $12,3 \mu\text{m}$ de espessura, incorporado em uma das extremidades entre o elemento resistivo e o laminado. Todas estas possibilidades foram também utilizadas neste trabalho, entretanto, nenhum destes métodos foi eficaz em adquirir essa abertura de pré trinca necessária para esse estudo.

Desta forma, para o desenvolvimento deste trabalho, realizou-se um método de soldagem por partes, que consiste basicamente em soldar dois ou três elementos resistivos em uma mesma amostra, e conseqüentemente, obter uma parte da amostra não

soldada para a produção da pré trinca. Para esta finalidade, várias espessuras da malha metálica foram testadas, porém, as que se mostraram mais eficientes para a soldagem foram aquelas abaixo de 50 mm de largura. Com isso, para esse trabalho de pesquisa, foi realizada a soldagem com elementos resistivos de 40 mm de largura. As dimensões marcadas no laminado por esse método são apresentadas na Figura 15, onde foram utilizadas duas malhas de 40 mm de largura com os mesmos parâmetros de soldagem.

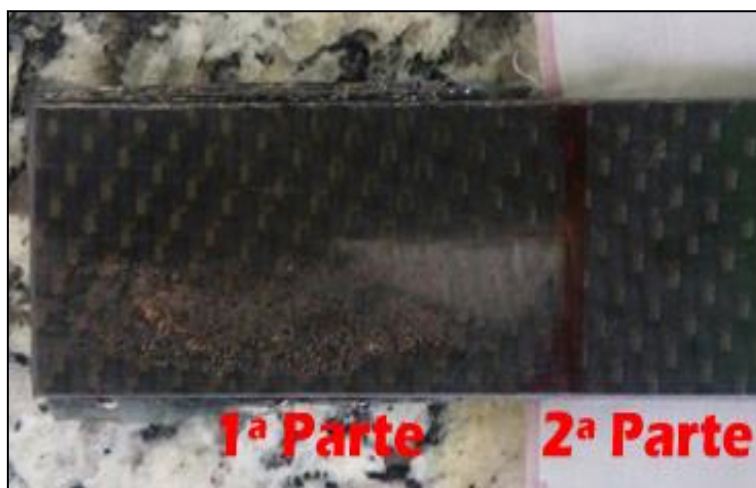
Figura 15 - Marcação das amostras nas regiões a serem unidas pelo processo de soldagem por resistência elétrica em corpos de prova para realização do ensaio de DCB.



Fonte: Produção do próprio autor.

Na Figura 16 é apresentado o método de soldagem por partes utilizado nesse estudo, onde uma amostra foi soldada na 1ª parte e, em seguida, sendo colocado o elemento resistivo para a 2ª parte da soldagem.

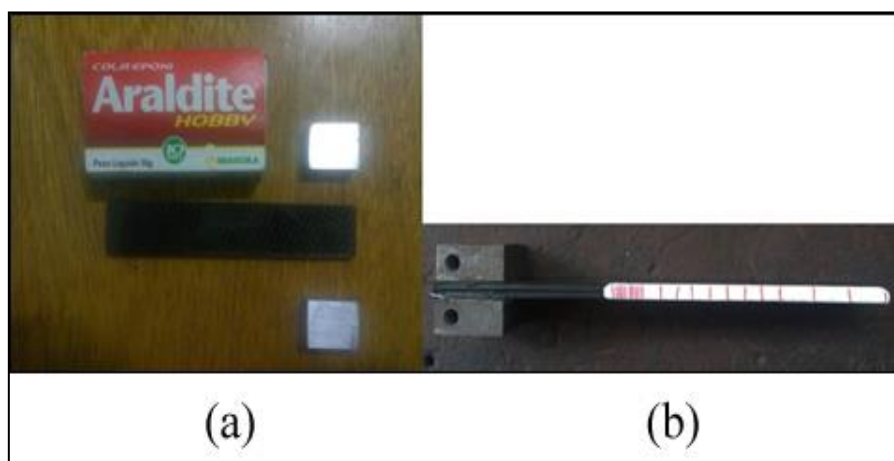
Figura 16 - Método de soldagem por partes realizada no material.



Fonte: Produção do próprio autor.

Para a realização do ensaio de DCB foi necessário fixar, em cada corpo de prova, um par de blocos de metal, com a utilização do adesivo industrial Araldite Hobby. A Figura 17 (a) apresenta os materiais utilizados destinados a este processo de colagem, enquanto que a Figura 17 (b) apresenta o corpo de prova devidamente preparado para a realização do ensaio de DCB.

Figura 17 - Imagem dos materiais envolvidos na fixação e a amostra destinada ao ensaio de DCB.

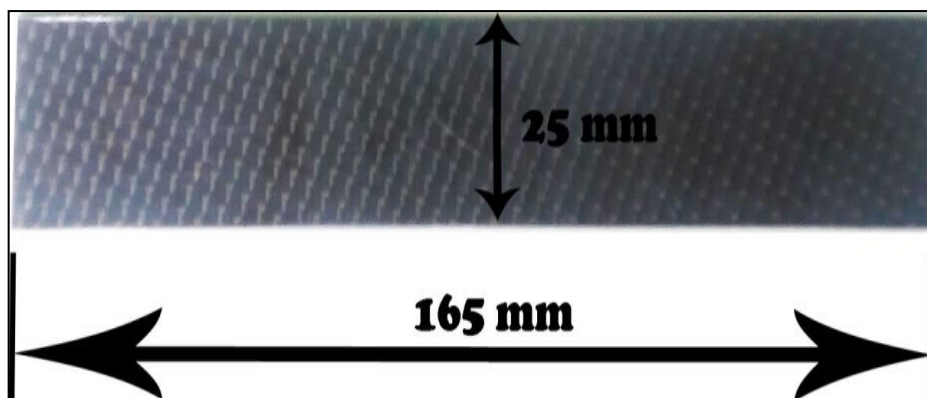


Fonte: Produção do próprio autor.

3.4.3 Amostras para o ensaio de *End-Notched Flexure (ENF)*

Amostras destinadas ao ensaio de ENF foram cortadas e marcadas nas dimensões como ilustrado na Figura 18. Estas amostras foram cortadas em serra de fita nas dimensões de 165 mm de comprimento por 25 mm de largura. Em seguida, estas foram lixadas, e limpas com álcool isopropílico e assim submetidas ao processo de soldagem.

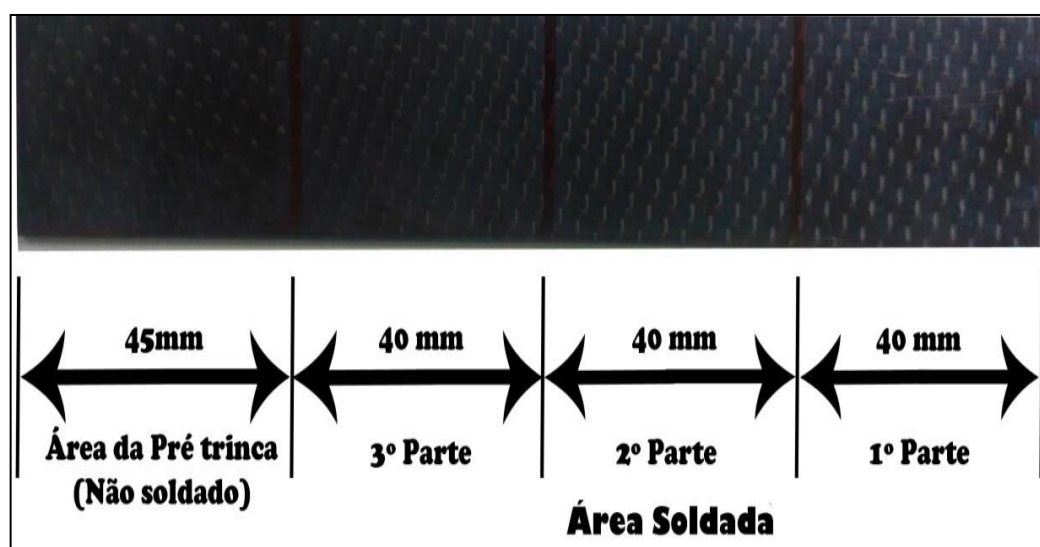
Figura 18 - Detalhe da dimensão da amostra utilizada no ensaio *End-Notched Flexure*.



Fonte: Produção do próprio autor.

As dimensões das amostras para o ensaio ENF foram baseadas segundo a norma ASTM D7905. Para esse tipo de ensaio, a norma exige uma pré-trinca com comprimento de 45 mm, necessária para o início e propagação da delaminação, com comprimento da amostra de 165 mm, e largura entre 20 mm e 25 mm, sendo ensaiados, no mínimo, cinco corpos de prova. Para o preparo destas amostras, foi utilizado o mesmo método de soldagem daquele aplicado para as amostras destinadas aos ensaios de DCB, ou seja, a soldagem por partes. A Figura 19 apresenta as dimensões utilizadas para este ensaio assim como as marcações realizadas no laminado. Para a soldagem destes corpos de prova foram utilizadas três malhas metálicas de 40 mm de largura, todas com os mesmos parâmetros de soldagem.

Figura 19 - Marcação das amostras nas regiões a serem unidas pelo processo de soldagem por resistência elétrica em compósitos para realização do ensaio ENF.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.5 ANÁLISES TÉRMICAS

Para o presente trabalho foram realizadas as análises de termogravimetria (TGA) e de análise termomecânica (TMA), visando à obtenção das características térmicas dos laminados soldados.

3.5.1 Análise Termogravimétrica (TGA)

Para a avaliação da temperatura de degradação da matriz polimérica PEI e, portanto, para se conhecer a temperatura máxima que poderá ser aplicada durante o

processo de soldagem, foi realizada a análise termogravimétrica (TGA) em um analisador modelo TG-DTA 6200 da marca SII- *Nanotechnology* (Figura 20), utilizando método dinâmico com aquecimento de 35°C até 1000°C, taxa de aquecimento de 10 °C/min e uma atmosfera de ar sintético (fluxo de 100 mL/min). A massa da amostra analisada foi de 17,067 mg.

Figura 20 - Equipamento termogravimétrico SII Exstar 6000.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.5.2 Análise termomecânica (TMA)

Com o intuito de se analisar a temperatura de transição vítrea (T_g) e o coeficiente de expansão térmica linear do compósito soldado, foi realizada a análise termomecânica do laminado PEI/fibra de carbono. O equipamento utilizado para esta finalidade foi o TMA/SS 6100 (*Thermo Mechanical Analysis*), SII- *Nanotechnology Inc.* – Seiko, modelo EXSTAR6000, *SW Muse Standard Analysis Versão 6.2U*, como ilustrado na Figura 21. Para a realização dessa análise, as amostras foram aquecidas de 30°C a 230°C, a uma taxa de 3 °C/min. As análises foram realizadas em triplicata.

Figura 21 - Equipamento termomecânico TMA/SS 6100.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.6 ENSAIOS MECÂNICOS

Ensaio mecânicos foram realizados visando à obtenção das características mecânicas e de fratura dos laminados soldados, frente a esforços de tração e cisalhamento.

3.6.1 Lap Shear

O teste de *Lap Shear* é o método mais utilizado para investigar a resistência à ruptura de juntas soldadas a partir do processo de soldagem por resistência elétrica. O método consiste na aplicação de força de tração até a ruptura em corpos de prova soldados medindo-se a tensão de ruptura da junta (STAVROV; BERSEE, 2005).

Para esta finalidade, as extremidades da amostra são geralmente polidas antes do ensaio, visando remover quaisquer irregularidades provenientes do processo de soldagem que pode influenciar nos resultados obtidos a partir deste ensaio (HOU et al., 1999). O cálculo para a medição da resistência de ruptura da junta soldada do material em estudo é apresentado pela equação (2) (HOU; FRIEDRICH, 1992).

$$\tau = \frac{F_{max} [N]}{L \cdot b [mm^2]} \quad (2)$$

Onde τ é a tensão da resistência ao cisalhamento [N/mm^2], L é o comprimento da sobreposição [mm], b é a largura da sobreposição [mm] e F_{max} é a força máxima de tração [N](STAVROV; BERSEE, 2005).

Os ensaios foram realizados na máquina universal de ensaios da SHIMADZU, modelo AG-X, com uma célula de carga de 50 kN. As amostras foram posicionadas nas garras da máquina de ensaio universal e tracionadas a 1,5 mm / min (0,05 in / min) até a falha ocorrer, como apresentado na Figura 22.

Figura 22 - Detalhe da amostra no momento da falha durante o ensaio *Lap Shear*.

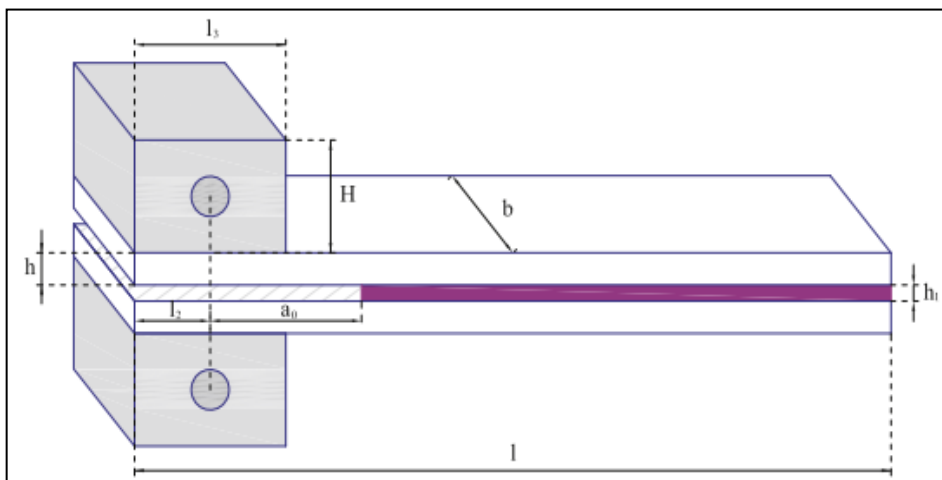


Fonte: Produção do próprio autor.

3.6.2 *Double Cantilever Beam (DCB)*

O ensaio DCB foi realizado como um ensaio secundário ao ensaio de ENF, que teve como objetivo analisar a eficiência do método de soldagem por partes utilizado nesse estudo. No qual, a partir da análise morfológica da fratura do laminado e do gráfico carga – deslocamento obtido pelo ensaio, foi observado se houve descontinuidades e defeitos na junção dos laminados por esse método. A Figura 23 ilustra a geometria do corpo de prova para o ensaio DCB. O ensaio é realizado à temperatura ambiente, sendo realizado com base na norma ASTM D5528, com as seguintes medidas dos corpos de prova: $a_0 = 50$ mm, $h = 2$ mm, $l = 125$ mm, $b = 25$ mm.

Figura 23 - Ensaio DCB para a medição da tenacidade à fratura interlaminar de compósitos.



Fonte: VALOROSO *et al.* (2013).

O ensaio de DCB foi realizado em uma máquina de ensaio *Shimadzu*, modelo AG-X, disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, a uma velocidade de 2 mm/min, utilizando uma célula de carga de 50 kN. Cinco amostras foram submetidas ao ensaio. Os blocos fixados na amostra de PEI/fibra de carbono são presos às garras da máquina de ensaio a partir de um suporte (Figura 24) para permitir a aplicação da força.

Figura 24 - Corpo de prova preso às garras da máquina de ensaio.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.6.3 *End-Notched Flexure (ENF)*

A delaminação é uma preocupação importante no contexto do comportamento estrutural de materiais compósitos. Sabe-se que a delaminação pode diminuir a rigidez e a resistência do material e promover a falha estrutural. O modo II de delaminação influencia fortemente uma ampla gama do comportamento estrutural sob carga fora do plano, especialmente aqueles que sofrem esforços de cargas na superfície, tais como o impacto (LEE, 1997a; WANG et al., 2009).

Embora o modo I (abertura) de delaminação ter sido extensivamente estudado e o teste DCB ser universalmente aceito, o modo II não foi tão bem estudado pela literatura científica para compósitos estruturais soldados, o que pode ser explicado por algumas dificuldades inerentes aos ensaios experimentais. Além disso, em muitas situações reais, as delaminações propagam-se predominantemente em modo II, como é o caso de placas de compósitos sob impacto a baixas velocidades (WANG et al., 2009; CHOI; CHANG, 1992).

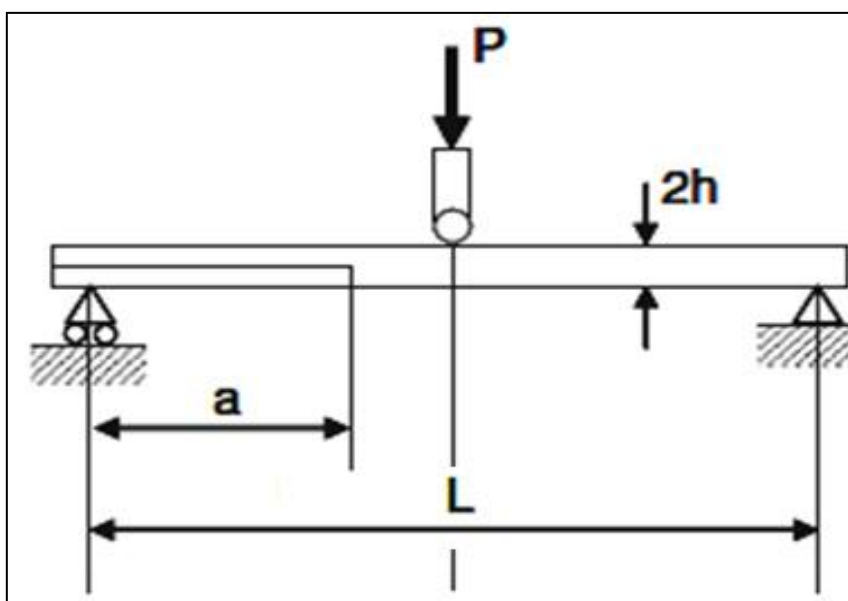
Problemas relacionados com o crescimento instável de trinca e o seu monitoramento durante a propagação dificultam uma medição rigorosa de G_{IIC} . A caracterização no teste da fratura no modo II é dificultada devido à carga aplicada, que dificulta uma visualização clara da ponta da trinca (WANG et al., 2009; CHOI; CHANG, 1992).

O modo de falha II, a nível macroscópico, cresce, em grande parte, em um plano entre as fibras como um resultado das tensões de cisalhamento nesse plano. A nível microscópico, a trinca tende a desviar-se do plano em favor das principais tensões máximas de tração (LEE, 1997a).

O ensaio ENF é um método utilizado para se medir a tenacidade à fratura interlaminar em modo II (carregamento por cisalhamento) em materiais compósitos. Este é, essencialmente, instável e produz apenas o valor de iniciação do modo II da tenacidade à fratura interlaminar. Como dito anteriormente, existem vários problemas inerentes aos testes habituais utilizados para a caracterização do modo II da fratura interlaminar como, por exemplo, a propagação de fissuras instáveis e dificuldades no monitoramento da trinca durante a propagação. Este ensaio é, essencialmente, um teste de flexão em três pontos, onde uma amostra é posicionada sobre dois apoios e uma força é aplicada no centro da peça (WANG et al., 2009).

Para este trabalho, o ensaio ENF foi realizado à temperatura ambiente, visando à obtenção do modo de falha II de fratura interlaminar. O ensaio foi realizado com base na norma ASTM D7905, com as seguintes medidas dos corpos de prova: $a = 45$ mm, $L = 100$ mm, $2h = 4$ mm, largura = 25 mm, sendo o comprimento total da amostra de 125 mm. A Figura 25 ilustra a geometria do corpo de prova para o ensaio ENF.

Figura 25 - Ensaio ENF para a medição da tenacidade à fratura interlaminar de compósitos.



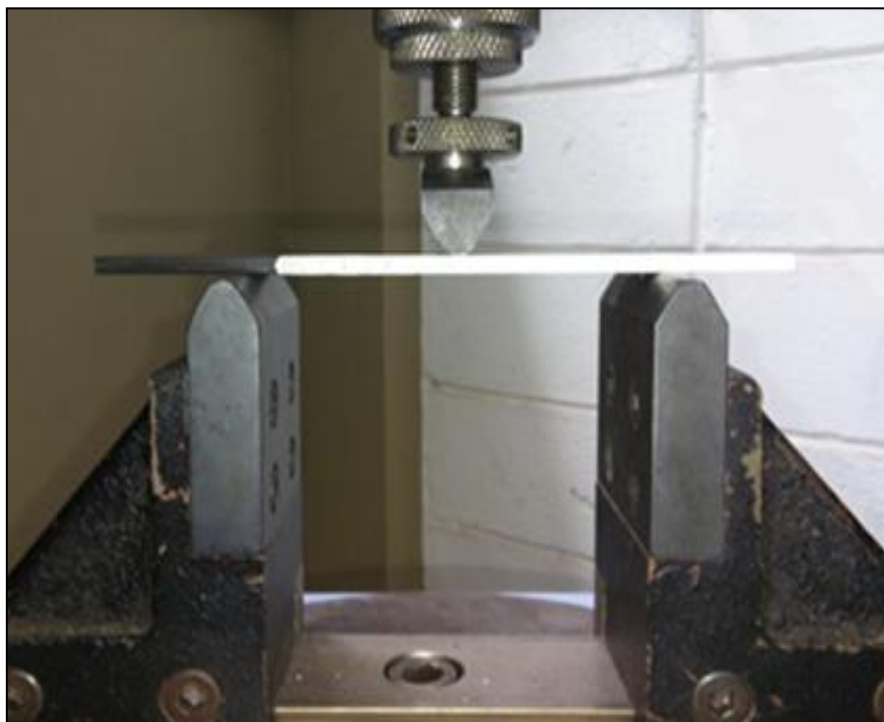
Fonte: Esquema adaptado de WANG et al. (2009).

O ensaio ENF foi realizado em uma máquina de ensaio *Shimadzu*, modelo AG-X, disponível no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, a uma velocidade de 1 mm/min, utilizando uma célula de carga de 5 kN. A taxa de energia da tenacidade à fratura interlaminar liberada em modo II (G_{IIc}), foi calculada segundo a equação (3):

$$G_{IIc} = \frac{9 \cdot a^2 \cdot P \cdot \delta}{2b \cdot (2L^3 + 3a^3)} \quad (3)$$

Onde: a = comprimento da trinca (m), P = força (N), δ = deslocamento (m), b = largura do corpo de prova (m), L = distância entre os apoios (m). Foram utilizados cinco corpos de prova de PEI/fibra de carbono soldados. A Figura 26 ilustra o corpo de prova no momento do ensaio de ENF.

Figura 26 - Imagem do ensaio ENF realizado.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.7 ANÁLISE MORFOLÓGICA

Como procedimento para o preparo das amostras destinadas às análises microscópicas, o material foi primeiramente embutido, visando analisar a qualidade da soldagem realizada, em resina poliéster da marca AROTEC tipo P1, utilizando um catalisador da marca AROTEC. Posteriormente, as amostras embutidas foram lixadas em lixas d'água com granulometria de 300, 600 e 1200, seguido de polimento com pasta de alumina de granulometria de 1 μm e 0,3 μm . Após os ensaios mecânicos de *Double Cantilever Beam*, *Lap Shear* e *End-Noched Flexure* (ENF), foi analisada a fratura dos laminados condicionados e não condicionados, visando analisar o efeito da propagação da trinca nos laminados soldados.

3.7.1 Microscopia óptica

Para a caracterização dos laminados, a região da soldagem foi analisada com o intuito de avaliar a eficiência do processo de soldagem realizado. Amostras após a realização dos ensaios mecânicos também foram avaliadas. Em ambos os casos estas amostras foram analisadas por microscopia óptica utilizando um Microscópio Lupa

Zeiss/Stemi 2000, como apresentado na Figura 27. Para as análises por microscopia óptica, os materiais utilizados foram: um microscópio óptico com aumento de 50x a 1000x do fabricante Olympus e um estereoscópio com aumento de 6,7x a 45x.

Figura 27 - Microscópio Lupa Zeiss/Stemi 2000.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.8 CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO

O condicionamento em câmara higrotérmica é um teste gravimétrico que controla a alteração do ganho de umidade no compósito em função do tempo pela medida da mudança de massa em amostras de acompanhamento (controle) completamente expostas à condição de climatização, até que estas alcancem o estado efetivo de equilíbrio de umidade (saturação) na estrutura do compósito. A exposição higrotérmica em câmara de climatização é baseada na norma ASTM D 5229 para materiais compósitos antes de serem submetidos a ensaios mecânicos (FARIA, 2008).

Para este trabalho de pesquisa, as amostras destinadas aos diferentes ensaios mecânicos foram inicialmente secas em uma estufa a vácuo da marca Quimis modelo Q819V2 pertencente ao Laboratório de Cerâmica do DMT, por um período de 30 horas na temperatura de 100°C. Após esse período de secagem, as amostras foram rapidamente removidas da estufa e pesadas em uma balança analítica, pertencente ao Laboratório de Compósitos do DMT.

Após esta etapa, as amostras foram transferidas para a câmara de climatização do fabricante Marconi modelo MA 835/UR disponível no Laboratório de Condicionamento Ambiental do Departamento de Materiais, da UNESP, Guaratinguetá, ilustrada na Figura 28. Semanalmente, amostras de controle foram pesadas na mesma balança analítica anteriormente apresentada, sendo construído um gráfico de ganho de massa em função do tempo de exposição.

Figura 28 - Câmara do condicionamento higrotérmico.



Fonte: Produção do próprio autor.

Na Tabela 7 encontram-se resumidos os ensaios que foram realizados após a climatização das amostras, como também a quantidade de corpos de provas submetidos ao condicionamento para cada caso.

Tabela 7 - Ensaios que foram realizados após a climatização e as quantidades das amostras utilizadas em cada caso.

Ensaio	Número de Amostras
<i>End-Notched Flexure</i>	5
<i>Lap Shear</i>	10

Fonte: Produção do próprio autor.

Durante o desenvolvimento desta etapa do estudo, o ganho de massa ocasionado pela absorção de água no decorrer do condicionamento higrotérmico foi periodicamente acompanhado durante um período de 1889 horas. Durante esse período, três amostras de controle foram periodicamente pesadas verificando o ganho de massa do material até a finalização do período estipulado para a estabilização da saturação da amostra.

O mecanismo de difusão de água em materiais é resultado da movimentação randômica das moléculas. Uma expressão para o cálculo do ganho de massa como função do tempo para o material totalmente exposto, em que o conteúdo de umidade e a temperatura são constantes, pode, teoricamente, ser classificado em três categorias (FARIA, 2008; RAZEIRA, 2008):

I - Difusão Fickiana em que a taxa de difusão é menor que a mobilidade dos segmentos de cadeias;

II - No outro extremo em que a taxa de difusão e mobilidade são maiores quando comparados a processos de relaxação das cadeias. Nessa situação, o processo de sorção é fortemente dependente da cinética de intumescimento da matriz polimérica;

III - Difusão anômala (não fickiano) que ocorre quando a mobilidade de permeação da água e relaxação dos segmentos das cadeias são comparáveis. Quando a difusão é analisada com os polímeros no estado vítreo ou em regiões próximas a temperatura de transição vítrea, em que os segmentos têm pouca mobilidade, este comportamento pode ser encontrado.

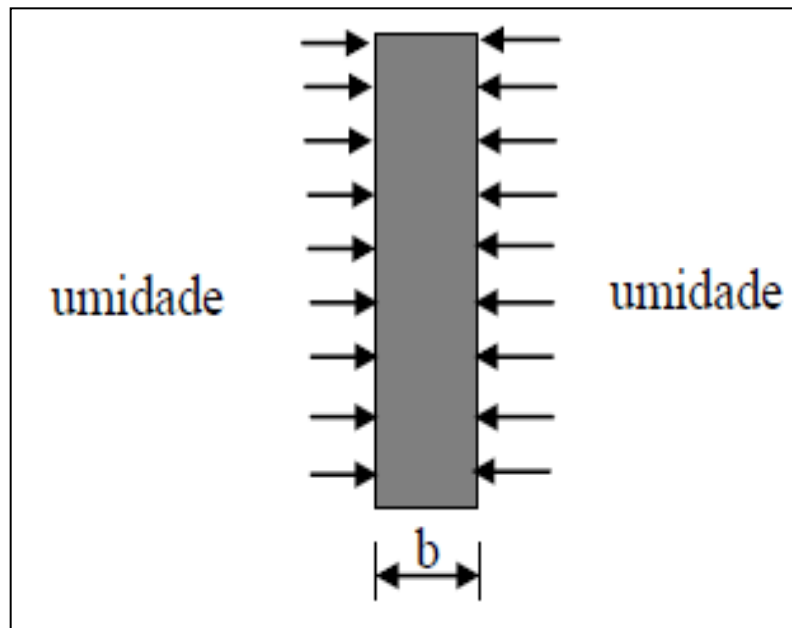
Para avaliar em qual caso se enquadra o material sob análise, pode-se considerar a curva de sorção em função do tempo representada pela equação (4):

$$M_t / M_\infty = k \cdot t^n \quad (4)$$

Onde M_t é relativo ao ganho de massa com relação ao tempo t , M_∞ é referente ao ganho de massa no equilíbrio e k e n são constante. Para sistemas fickianos $n \sim 1/2$, sistemas anômalos $1/2 < n < 1$ e se o comportamento segue o caso II, $n \geq 1$ (RAZERA, 2006; FARIA, 2008).

Para uma amostra com espessura “b”, exposta em um ambiente úmido, como apresentado na Figura 29, o coeficiente da difusão “D” pode ser obtido a partir da equação (5).

Figura 29 - Esquema de uma amostra sendo exposta a um ambiente úmido.



Fonte: FARIA (2008).

$$M_t / M_\infty = 4 / b (D / \pi)^{0,5} . t^{0,5} \quad (5)$$

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste Capítulo são apresentados os principais resultados provenientes deste estudo, com as respectivas discussões.

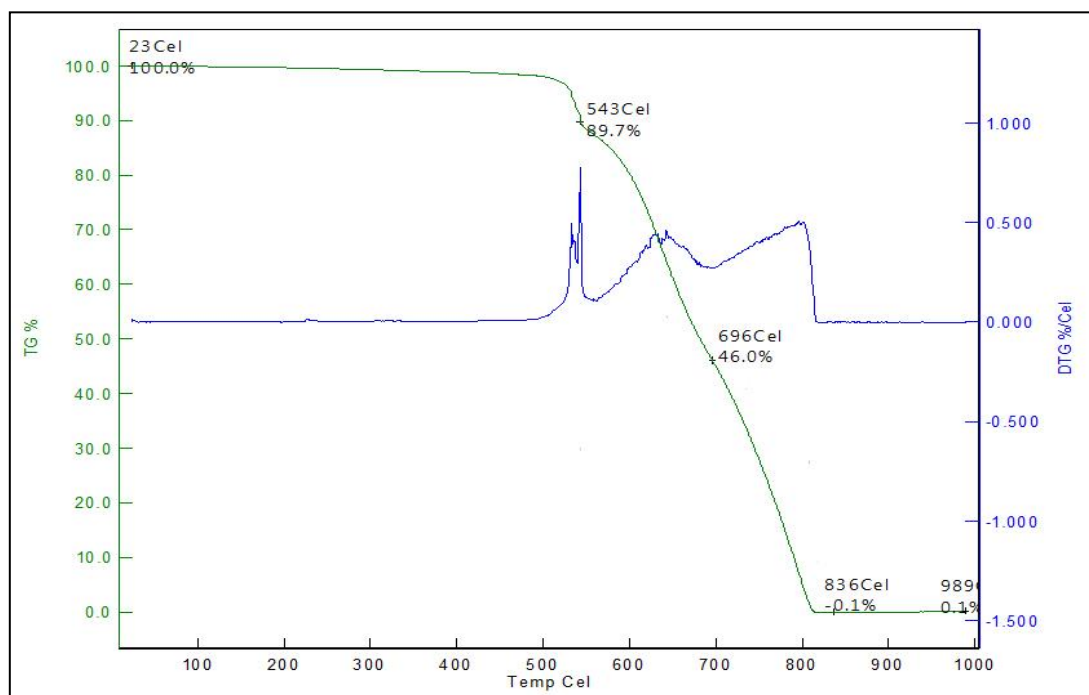
4.1 ANÁLISES TÉRMICAS

4.1.1 Análise Termogravimétrica (TGA)

O adequado controle da temperatura é um fator determinante para se obter aquecimento suficiente para que as peças formem juntas adequadas sem degradação do material. Quando se trata de soldagem de materiais poliméricos (termoplásticos), a temperatura não deve exceder valores muito acima da temperatura de transição vítrea do polímero presente na superfície diretamente em contato com o eletrodo, caso contrário, poderá ocorrer a degradação do material. Além disso, é importante levar em consideração o tempo de soldagem, sendo este definido como o tempo necessário para a corrente fluir, aquecendo o elemento resistivo a partir do efeito Joule e desenvolver a junção das peças (WAINER; BRANDI; DE MELO, 2008; MARQUES et al., 2010).

Com o objetivo de se conhecer a temperatura máxima que pode ser atingida durante o processo de soldagem por resistência elétrica, assim como analisar o comportamento termo-degradativo da matriz PEI, foram realizadas análises de TGA na amostra de compósito a ser soldada. Na Figura 30 são apresentados os resultados de TGA provenientes dos laminados PEI/fibra de carbono que foram submetidos, posteriormente, ao processo de soldagem por resistência elétrica. A partir dos resultados provenientes da Figura 30, foi possível observar que o início de degradação do material ocorre a 450°C e como a análise foi realizada sob atmosfera de ar sintético, o resíduo proveniente tanto da presença da fibra de carbono quanto da matriz polimérica foi quase nulo.

Figura 30 - Gráfico de TGA obtido para o compósito PEI/fibra de carbono.



Fonte: Produção do próprio autor.

4.2 DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS E MÉTODO DE SOLDAGEM PARA OS LAMINADOS

Os parâmetros de soldagem abordados nesse estudo, pelo processo de soldagem por resistência elétrica, são a corrente elétrica, o tempo de soldagem e a pressão aplicada durante a soldagem. A corrente elétrica a ser utilizada no processo de soldagem possui um limite inferior, acima do qual o aquecimento não é suficiente para promover a fusão da matriz na região de soldagem. Adicionalmente, o valor da corrente elétrica depende, principalmente, da área de contato dos eletrodos com a matriz polimérica e da temperatura de fusão/amolecimento da matriz polimérica. No entanto, há um limite superior de corrente elétrica que, se excedido, pode gerar penetrações excessivas da corrente na superfície do material, além do elevado aquecimento poder degradar a matriz polimérica (ABRAHÃO, 2015). Entretanto, para uma área de contato de maior dimensão, é de grande importância o aumento da intensidade da corrente elétrica, garantindo um processo de soldagem eficiente. Deste modo, o objetivo desta etapa é apresentar a determinação dos valores mais apropriados de pressão, corrente elétrica e tempo de soldagem a serem utilizados nesse trabalho, com variação da dimensão da área

de contato entre os eletrodos, com o intuito de se obter amostras para os ensaios mecânicos realizados neste estudo.

4.2.1 Processo de soldagem por resistência elétrica

Para este trabalho, inicialmente, foi realizado a soldagem preliminar dos laminados. Os parâmetros de soldagem utilizados foram baseados nos resultados provenientes do trabalho de ABRAHÃO (2015), onde se realizou um estudo envolvendo um planejamento experimental dos laminados para determinar as melhores condições de soldagem, baseando-se no maior valor de ruptura obtido a partir do ensaio de Lap Shear. Os valores dos parâmetros otimizados determinados experimentalmente, obtidos no trabalho de ABRAHÃO (2015), para o compósito PEI/fibra de carbono, foi com uma corrente elétrica de 30 A; uma pressão de 0,7 MPa e um tempo de soldagem de 50 s (Tabela 6). Porém, nesse estudo, foi realizado em amostras com área de contato com 25X100 mm² e, com os resultados provenientes nesse presente trabalho, foi observado que, para áreas maiores das amostras, não ocorre a soldagem com a utilização desses parâmetros otimizados.

No presente trabalho o primeiro critério adotado para a obtenção do valor de corrente elétrica máxima foi a observação visual, ou seja, se houve a degradação polimérica na junta soldada, baseando-se nas condições apresentadas no trabalho de ABRAHÃO (2015). Esse ensaio foi realizado dentro do limite de valores máximos e os valores otimizados pelo planejamento experimental, com a capacidade do sistema de soldagem construído. Desta forma, foi observado a não efetividade da soldagem para regiões de contato com dimensões de largura acima de 50 mm, devido à limitação do equipamento de soldagem. Assim, os valores preliminares, referentes aos testes para a obtenção da faixa de valores dos parâmetros de interesse no processo de soldagem por resistência elétrica do compósito PEI/fibra de carbono, são apresentados na Tabela 8. A partir dos resultados provenientes da soldagem preliminar, apresentados na Tabela 8, determinou-se o parâmetro de soldagem que foi utilizado neste trabalho para a soldagem dos laminados PEI/fibra de carbono a partir dos ensaios 11 e 13, com uma corrente de 50 A, pressão de 0,7 MPa, e um tempo de 80 s, sendo neste caso não observada a degradação do material e com a realização efetiva da junta soldada.

Tabela 8 - Ensaios preliminares para determinação dos valores para soldagem do laminado PEI/fibra de carbono.

Ensaio	Área (l x c) (mm ²)	Corrente (A)	Pressão (MPa)	Tempo (s)	Temperatur a máxima atingida (°C)	Situação após ensaio
1*	40 x 140	30	0,7	50	247,2	Não soldou
2	40 x 140	30	0,7	80	270,2	Não soldou
3	40 x 140	30	3,0	300	180,0	Não soldou
4	40 x 140	35	0,7	50	234,7	Não soldou
5	40 x 140	35	0,7	80	251,7	Não soldou
6	40 x 140	35	3,0	300	167,5	Não soldou
7	40 x 140	45	0,7	50	300,3	Parcialmente soldado
8	40 x 140	45	0,7	80	314,5	Parcialmente soldado
9	40 x 140	45	3,0	300	242,3	Não soldou
10	40 x 140	50	0,7	50	325,6	Parcialmente soldado
11	40 x 140	50	0,7	80	372,7	Soldou sem degradação
12	50 x 140	50	0,7	50	319,4	Parcialmente soldado
13	50 x 140	50	0,7	80	383,5	Soldou sem degradação
14	60 x 140	50	0,7	50	244,5	Não soldou
15	60 x 140	50	0,7	80	254,1	Não soldou

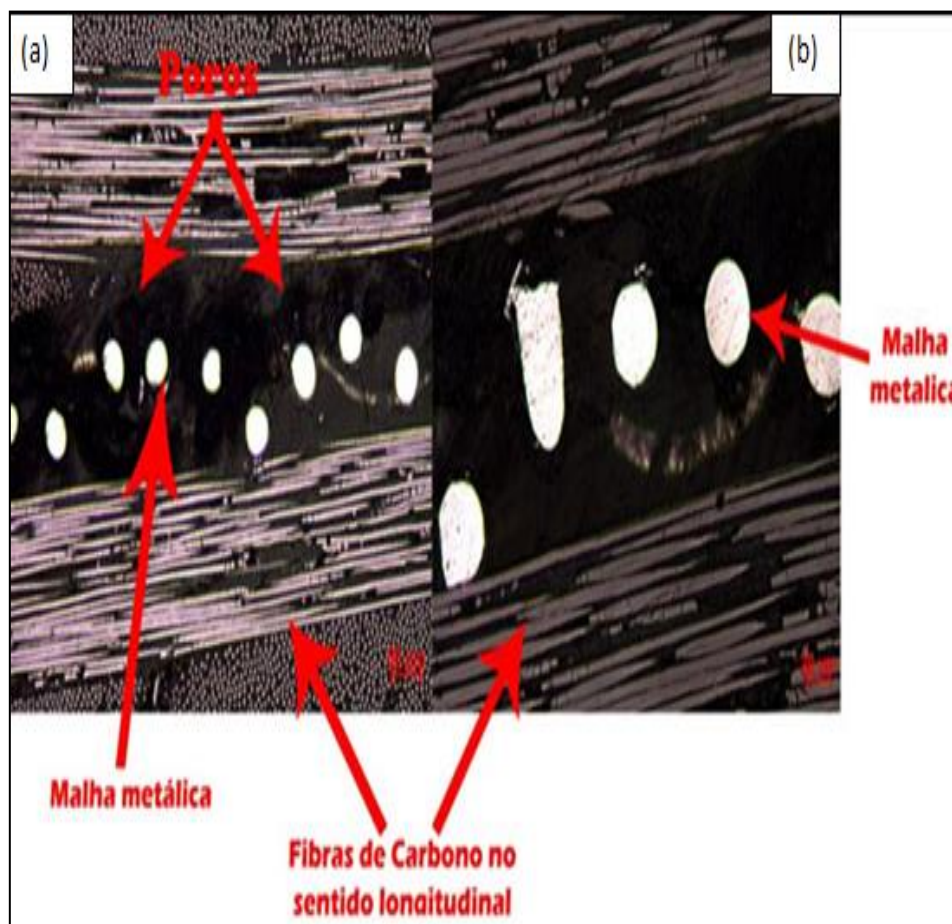
*Parâmetros otimizados obtidos no trabalho de ABRAHAO (2015).

Fonte: Produção do próprio autor.

4.2.2 Análise morfológica preliminar da junta

Antes de ser realizado qualquer tipo de ensaio que envolva o material soldado, foi necessário verificar a qualidade preliminar de soldagem. Como descrito no item 3.4.2, para produzir corpos de prova para alguns ensaios foi realizada a soldagem por partes. Para comprovar a efetividade desse método por partes no processo de soldagem, foi realizada a análise morfológica na região de encontro entre as duas malhas nos laminados soldados. A Figura 31 apresenta a morfologia do material soldado considerando-se: (a) ampliada em 10x (na seção longitudinal do material) e (b) ampliada em 20x (na seção transversal do material).

Figura 31 - (a) Morfologia do material soldado ampliada em 10x e (b) morfologia do material soldado ampliada em 20x.



Fonte: Produção do próprio autor.

Desta forma, as características de efetiva soldagem no compósito PEI/fibra de carbono foram confirmadas a partir das análises por microscopia óptica apresentadas na Figura 31, em que se verificou o recobrimento da malha metálica (elemento resistivo). Foi possível, ainda, observar a aparição de poros no material, podendo ser supostamente originados de um resultado da degradação térmica (evolução de gases) do laminado ou também pela presença de umidade no ar no qual, durante a solidificação do laminado, a evaporação da umidade dissolvida na resina do PEI, que pode ter causado o aparecimento da porosidade (ARRESE et al., 2010). A Figura 32 ilustra a morfologia indicada da região da amostra em que as duas malhas se encontram.

Figura 32 - Morfologia da região da amostra em que as duas malhas se encontram (20x).



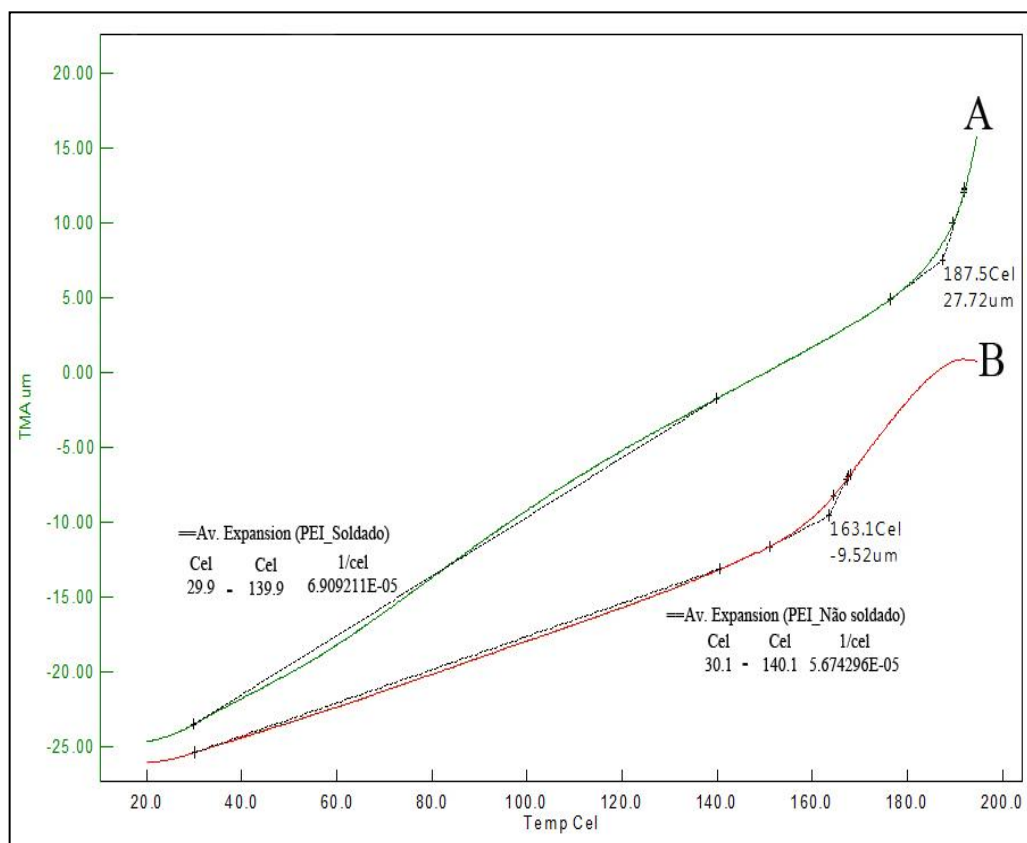
Fonte: Produção do próprio autor.

Observa-se, a partir da Figura 32, que houve uma consistente aderência entre as partes de malhas metálicas com o compósito, sugerindo a efetividade do método de soldagem por partes. As análises morfológicas das juntas soldadas foram realizadas com os parâmetros estabelecidos no presente trabalho.

4.2.3 Análise Termomecânica (TMA)

Com o objetivo de se analisar a temperatura de transição vítrea (T_g) do PEI/fibra de carbono soldados e não soldados e comparar os valores de T_g encontrados pelo método de TMA com os disponíveis em literatura pelo método de DMA (Análise Dinâmico-Mecânica) (ABRAHAO, 2015; FILHO, 2011; OLIVEIRA; GUIMARÃES; BOTELHO, 2009) a análise termomecânica foi realizada. A partir desta análise foi também realizado um estudo envolvendo possíveis variações do coeficiente de expansão térmica, quando comparados os laminados soldados e não soldados entre si. A Figura 33 apresenta as curvas de TMA obtidas para o compósito PEI/fibra de carbono com solda (A) e sem solda (B).

Figura 33 - Gráfico de TMA obtido para o compósito PEI/fibra de carbono.



Fonte: Produção do próprio autor.

A partir dos resultados obtidos da análise de TMA (Figura 33) pode ser concluído que o valor da temperatura de transição vítrea avaliado por esta metodologia para o compósito PEI/fibra de carbono soldado encontra-se próximo aos resultados encontrados na literatura para a avaliação desta propriedade por DMA (FILHO, 2011; ABRAHAO, 2015).

A determinação da temperatura de transição vítrea (T_g) por DMA pode ser realizada a partir de três princípios sendo estes: onset do módulo de armazenamento (E'); pico no módulo de perda (E'') e pico no módulo $\tan \delta$ (fator de perda). A razão adimensional entre os módulos de perda (E'') e de armazenamento (E') estabelece o amortecimento interno ou atrito interno das macromoléculas do polímero, ou seja, fator de perda $\tan \delta$, sendo essa medida comparativa da energia dissipada com a energia armazenada pelo material, considerado o indicador mais sensível de todos os movimentos moleculares que estão ocorrendo no material (MARINUCCI, 2011; ABRAHAO, 2015).

A Tabela 9 apresenta uma comparação entre os valores de T_g encontrados por TMA e os disponíveis em literatura a partir da avaliação por DMA (ABRAHAO, 2015), para as amostras do laminado PEI/fibras de carbono soldadas.

Tabela 9 – Comparação entre os valores de temperatura de transição vítrea obtida neste trabalho a partir do TMA, e disponíveis em literatura.

<i>Compósito</i>	<i>T_g por TMA (°C)</i>	<i>T_g por E' (°C) - DMA</i>	<i>T_g E'' (°C) - DMA</i>	<i>T_g $\tan \delta$ (°C) - DMA</i>
<i>PEI/carbono soldado</i>	<i>187,5</i>	<i>173,6</i>	<i>176,8</i>	<i>193,2</i>
<i>PEI/carbono não soldado</i>	<i>163,1</i>			

Fonte: ABRAHAO (2015).

Apesar de o método DMA ser considerado como a análise preferencial para se avaliar a temperatura de transição vítrea de materiais poliméricos (SOUZA, 2013; ABRAHAO, 2015) devido à sensibilidade de aproximadamente três ordens de grandeza superior a de outras técnicas disponíveis para esta finalidade, neste trabalho o método por TMA mostrou-se eficiente ao atingir valores aos encontrados pelo método de DMA, uma vez que a literatura reporta que a temperatura de transição vítrea para a matriz PEI é da ordem de 180°C a 217°C (OLIVEIRA; GUIMARÃES; BOTELHO, 2009) (Tabela 2). Entretanto, no laminado não soldado observou-se um valor de temperatura de transição vítrea menor daquele que é encontrado para a matriz PEI. Isso, possivelmente, pode ser explicado pela presença de fratura ou falha na matriz polimérica provenientes da própria fabricação do laminado.

A Figura 33 também apresenta os resultados de T_g para o compósito PEI/fibras de carbono não soldado, porém foi observada uma redução da T_g , de aproximadamente 15%, em comparação aos laminados soldados. Essa redução é provavelmente devido à presença da malha metálica que pode ter dificultado o movimento da cadeia polimérica, aumentando, assim sua temperatura de transição vítrea.

De acordo com a literatura, para a soldagem de polímeros termoplásticos, especificamente aqueles que são amorfos, como é o caso do PEI, a temperatura que se deve ter como referência para o processo de soldagem é a de transição vítrea (T_g) (ou seja, a soldagem deve ocorrer em temperatura superior a da T_g do material estudado), tendo o cuidado de não ultrapassar a temperatura de degradação do polímero em questão (ABRAHÃO, 2015; WISE, 1999). Como apresentado anteriormente, a temperatura de transição vítrea para o PEI encontra-se acima de 160°C e, desta forma, a

soldagem destes compósitos dever ser realizada entre as temperaturas de 160°C até 450°C (temperatura de degradação).

Ainda a partir da Figura 33, pode-se observar que o valor de α encontrado para o compósito soldado foi de $69.10^{-6}/^{\circ}\text{C}$, ou seja, maior do que do compósito de PEI/fibra de carbono não soldado (cerca de 23%), porém, ambos se encontram dentro da mesma ordem de grandeza. Este fato indica que a malha metálica não reduz o coeficiente de expansão térmica linear do compósito polimérico como era esperado (elemento metálico possui menor valor do coeficiente de expansão térmico linear) que, por sua vez, possui um valor de α menor (aço inox $11,7.10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) (NETO; PARDINI, 2006; CONEJO, 2015).

4.2.4 Análise qualitativa da soldagem a partir do ensaio DCB

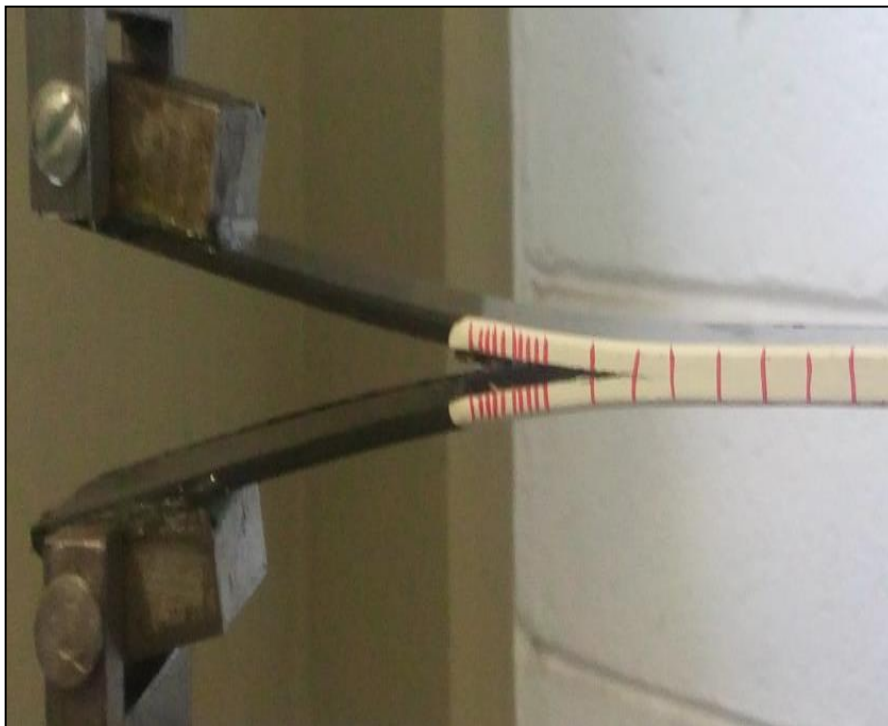
Materiais compósitos, tal como o laminado PEI/fibra de carbono, são utilizados na indústria aeronáutica, onde o fator de qualidade da soldagem é de grande importância para assegurar a vida útil em serviço desse material em estruturas desse tipo, já que são expostas a diversos ambientes agressivos. Realizar uma soldagem de qualidade requer muito cuidado e um estudo detalhado sobre o processo, não só para a futura aplicação do compósito, mas também para objetivar a realização de ensaios para se obter resultados contundentes para a aplicação efetiva do laminado (AGEORGES; YE, 2006; MOREIRA et al., 2015; REZENDE; BOTELHO, 2000).

O método de soldagem por partes, apresentado no item 3.4.2, foi desenvolvido e realizado neste trabalho com o objetivo de se obter as amostras necessárias para a realização dos ensaios mecânicos que necessitam de uma pré trinca. Entretanto, esse método pode gerar descontinuidades na soldagem do laminado devido à presença de mais de um elemento resistivo no mesmo material (soldagem em partes). Visando avaliar esse possível problema, foi realizado o ensaio DCB (preliminar ao ensaio ENF) onde, a partir dos resultados provenientes do gráfico carga por deslocamento e da análise da morfologia da fratura do material ensaiado, pode ser observado a propagação da delaminação na região interfacial entre o elemento resistivo e o compósito, mesmo na região de contato entre as malhas metálicas.

A Figura 34 exibe uma amostra submetida ao ensaio de DCB, apresentando a propagação da trinca em modo I (tração), na região adjacente ao elemento resistivo, no

momento em que se deslocava a uma distância de 20 mm. A propagação dessa trinca percorreu a amostra soldada até a sua ruptura total.

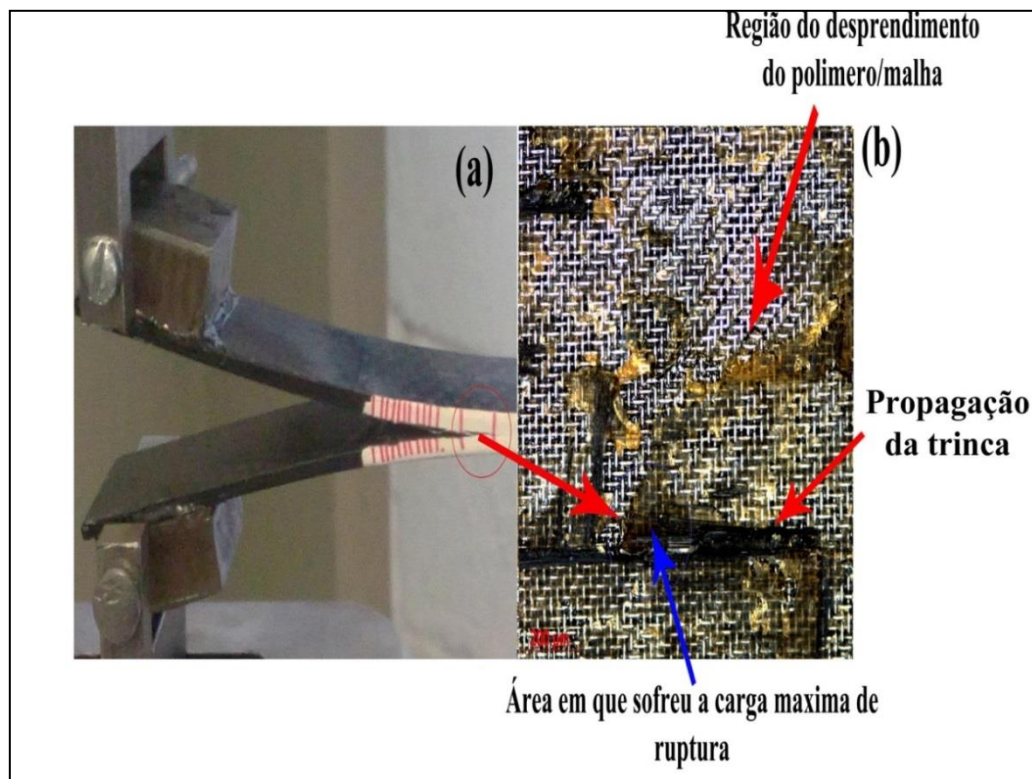
Figura 34 - Ensaio DCB: Propagação da trinca no laminado.



Fonte: Produção do próprio autor.

A Figura 35 (a) apresenta uma foto obtida no momento em que o material foi solicitado na carga máxima de ruptura no ensaio. A Figura 35 (b) ilustra esse momento de carga máxima quando a amostra é analisada em um microscópio com a ampliação de 20x. Pode-se observar, por meio da indicação das setas, a região em que carga máxima de ruptura é aplicada, com a continuação da propagação da trinca, também indicada pela seta.

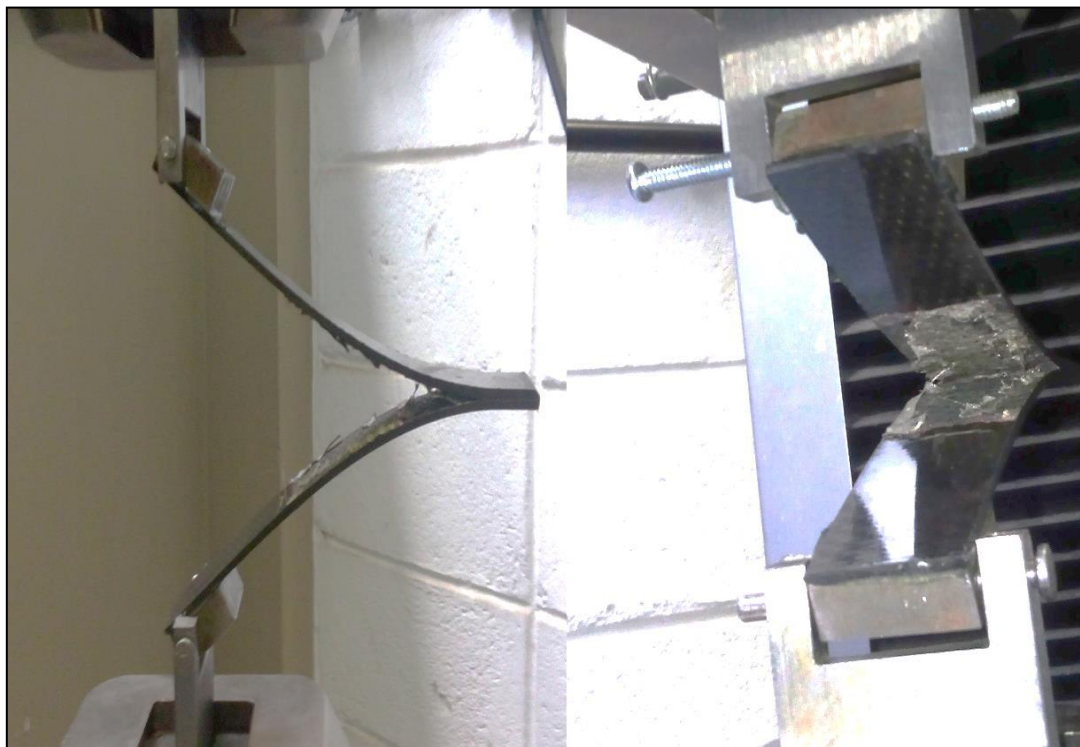
Figura 35 - Ensaio DCB: (a) Imagem obtida no momento em que o material é solicitado na carga máxima de ruptura; (b) Micrografia da superfície da trinca no momento de aplicação da carga máxima de ruptura (20x).



Fonte: Produção do próprio autor.

No trabalho realizado por (HOU et al., 1999), o modo de falha para a amostra soldada de PEI/fibra de carbono é descrito como coesivo ou interlaminar. Isto é, ocorre a fratura no interior do compósito ou ocorre a propagação a partir de um laminado através do elemento resistivo e, em seguida, em outro laminado. Entretanto, de acordo com a literatura (STAVROV; BERSEE, 2005), o teste DCB provou ser pouco confiável quando realizado em amostras de resistência soldada, pois é observado que a propagação da trinca muitas vezes ocorre no interior dos próprios laminados e não na região interfacial entre a malha metálica e o laminado, sendo essa a principal razão pela qual o DCB é normalmente utilizado como um teste secundário para o teste de *Lap Shear*. No caso desse trabalho, o ensaio DCB foi utilizado como um teste secundário para o ensaio ENF (STAVROV; BERSEE, 2005), embora os resultados obtidos tenham sido satisfatórios no que diz respeito à propagação da trinca. A Figura 36 ilustra a fratura do laminado a partir do ensaio DCB.

Figura 36 - Abertura do modo I do laminado PEI/fibra de carbono submetido ao ensaio de DCB.

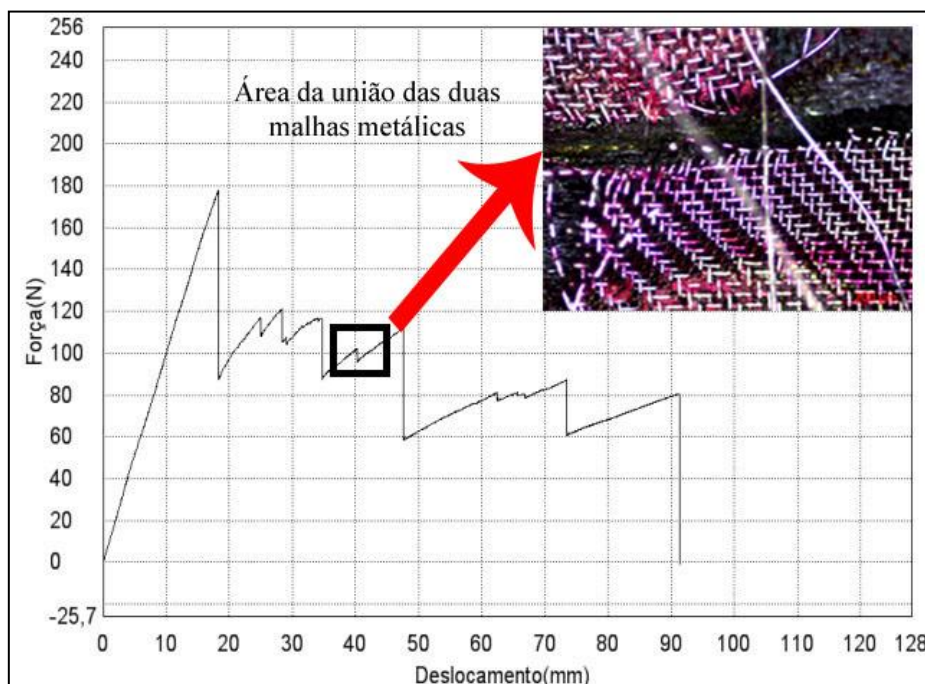


Fonte: Produção do próprio autor.

Desta forma, o método de soldagem por partes utilizado neste trabalho mostrou-se efetivo por não demonstrar propagação da trinca no interior dos próprios laminados, problemas estes citados por STAVROV e BERSEE (2005), pois a trinca se propagou no próprio elemento resistivo, como ilustrado pela Figura 36.

Com a realização do ensaio de DCB, foi obtida a curva carga em função do deslocamento como apresentado na Figura 37. Por meio desta curva, foi possível concluir que o método de soldagem por partes, utilizado nesse estudo, foi eficiente, apresentando uma curva carga em função do deslocamento da amostra ensaiada ilustrada pela Figura 37. Uma descontinuidade na soldagem do elemento resistivo era esperada devido a esse método utilizar duas malhas (ensaio DCB) em uma amostra. Observa-se, a partir da morfologia (ampliada em 20x) na região da divisa das duas malhas metálicas (deslocamento = 40 mm) indicada pela seta na Figura 37, que não houve uma fratura considerável nesse ponto, havendo a fratura total do material com um deslocamento da trinca a 90 mm.

Figura 37 - Curva carga em função do deslocamento obtida a partir do ensaio de DCB para uma amostra de PEI/fibra de carbono.



Fonte: Produção do próprio autor.

4.3 CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO

Os efeitos da umidade e temperatura devem ser sempre considerados nos projetos de laminados para aplicação estrutural. Vários estudos demonstraram os efeitos negativos da água absorvida e da exposição a variações súbitas de temperatura sobre as propriedades físicas e mecânicas dos materiais compósitos. Quando são utilizados materiais compósitos, principalmente envolvendo aplicações estruturais, os aspectos ambientais devem ser cuidadosamente considerados. Isto se aplica, em particular, ao fenômeno mais comum de absorção de umidade em compósitos, que se tornou uma das principais limitações para seu uso industrial. A umidade penetra na matriz polimérica pelo processo de difusão até que o equilíbrio seja atingido, sendo esse mecanismo acentuado pelo aumento da temperatura (OLIVEIRA; GUIMARÃES; BOTELHO, 2009; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010).

A Figura 38 apresenta os resultados obtidos referentes à absorção de umidade dos laminados de PEI/fibra de carbono não soldados e soldados. Para ambos os casos, a porcentagem de ganho de massa se encontra no gráfico em função da raiz quadrada do tempo de exposição em condicionamento higrotérmico.

A análise dos dados apresentados na Figura 38 indica que a concentração de umidade nas amostras de controle dos laminados dos compósitos de PEI/fibra de carbono não soldados e soldados no condicionamento higrotérmico aumenta linearmente com o tempo na primeira semana de exposição. Nesta etapa, as amostras absorvem água mais rapidamente, alcançando um estado conhecido como pseudo-equilíbrio (FARIA, 2008).

A água permanece no compósito como água livre e tende com o tempo a penetrar na matriz polimérica pelo gradiente de concentração (difusão). Com a contínua exposição, o processo de absorção de umidade se torna mais lento. A literatura atribui a esse período como o início do processo de relaxação da cadeia polimérica e o preenchimento higrotérmico dos vazios existentes (FARIA, 2008; CANDIDO, 2001).

A difusão é um processo que precisa ser considerado na absorção de umidade, sendo este facilitado pela presença de água livre no interior da amostra. A água pode se posicionar entre as cadeias poliméricas, agindo de modo a aumentar o volume livre da matriz polimérica. Nessa situação, pode ocorrer a expansão destas cadeias macromoleculares por plasticização, com uma conseqüente redução das ligações secundárias (geralmente forças de van der Waals) do material, pois as moléculas de água afastam as cadeias poliméricas, permitindo uma maior mobilidade das cadeias entre si (ARICI, 2007; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; COSTA, 2011; DAMATO, 2010).

De acordo com a literatura (ARICI, 2007; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010), a umidade absorvida nos compósitos de matriz polimérica pode reduzir a resistência mecânica e a rigidez do laminado, devido ao efeito da plasticização da matriz, tornando o material mais dúctil, enfraquecendo a interface fibra/matriz e, conseqüentemente, havendo o descolamento da interface fibra/matriz e a degradação da estrutura do laminado. Essas reduções nas propriedades mecânicas são particularmente significativas em temperaturas elevadas. De fato, a interface fibra/matriz é o fator determinante do mecanismo de degradação dos compósitos, especialmente em condições úmidas. Assim, a presença de umidade no compósito pode causar mudanças significativas nas características físico-químicas da matriz. Conseqüente a essa absorção de umidade, os valores da T_g da matriz polimérica do laminado podem ser reduzidos devido ao efeito de plasticização, que aumenta a mobilidade da cadeia de polímero na região amorfa (ARICI, 2007; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; COSTA, 2011).

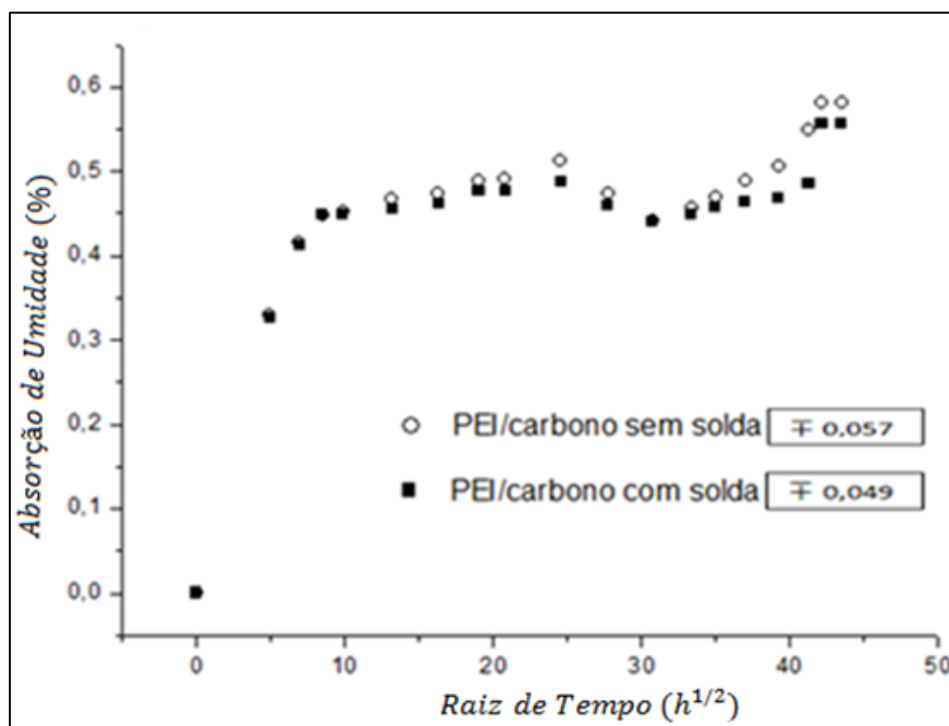
Outro mecanismo comum de entrada de umidade em materiais compósitos é a capilaridade. A capilaridade na matriz ocasiona a nucleação e o crescimento de trincas devido ao transporte de umidade através de microtrincas e vazios. As fibras, em geral não são afetadas, uma vez que a matriz as protege do ambiente externo (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; FARIA, 2008).

O cálculo da absorção de umidade em cada compósito exposto à climatização é definido como o ganho médio de massa expresso pela equação (6), conforme descrito na norma ASTM D 5229/D 5229- 04.

$$\% \text{ umidade} = \frac{\text{massa da amostra umida} - \text{massa da amostra seca}}{\text{massa da amostra seca}} * 100 (\%) \quad (6)$$

Para materiais compósitos soldados como realizado neste trabalho, não foi encontrado nenhum estudo referente a análise do efeito da umidade com relação às juntas soldadas. Como neste trabalho utilizou-se a análise de juntas soldadas constituídas de laminados de matriz PEI, os resultados encontrados e discutidos nesta seção serão comparados a estudos de compósitos sem solda. A importância do presente estudo é grande, pois além de contribuir para a pouca literatura existente, este estudo revela o comportamento de juntas soldadas de compósitos PEI.

Figura 38 - Resultados do ganho de massa em câmara de climatização.



Fonte: Produção do próprio autor.

A partir da Figura 38 observa-se o aumento linear com o tempo da primeira semana de exposição, sendo que a saturação de umidade do compósito PEI/fibra de carbono não soldado é atingida após aproximadamente 73 dias de condicionamento higrotérmico ($\sim 44 h^{1/2}$), alcançando uma absorção máxima de umidade de 0,58% em massa. Entre o primeiro até o 25° dia de condicionamento, as amostras apresentaram um ganho gradativo da massa. Como pode ser observada, a saturação de umidade é atingida em um mesmo período para ambas as amostras, soldadas e não soldadas, ou seja, em aproximadamente 73 dias de condicionamento higrotérmico ($\sim 44 h^{1/2}$), alcançando uma absorção máxima de umidade de 0,55% em massa. Entre o primeiro até o 25° dia de condicionamento, as amostras apresentaram um ganho gradativo da massa.

Como pode ser evidenciado, praticamente não ocorreram variações significativas no ganho de umidade após a soldagem do compósito de matriz PEI, desta forma, conclui-se que a presença da malha metálica não influencia significativamente neste processo.

A matriz PEI é um termoplástico amorfo, possui baixa compactação das cadeias poliméricas e elevada quantidade de volumes livres. Embora a natureza da matriz, (principalmente a sua polaridade) seja um fator dominante no processo de absorção, o tipo e a orientação das fibras, a sequência de empilhamento das camadas e o acabamento da borda livre do compósito também podem influenciar no processo de difusão da umidade no material (FARIA, 2008; DAMATO, 2010).

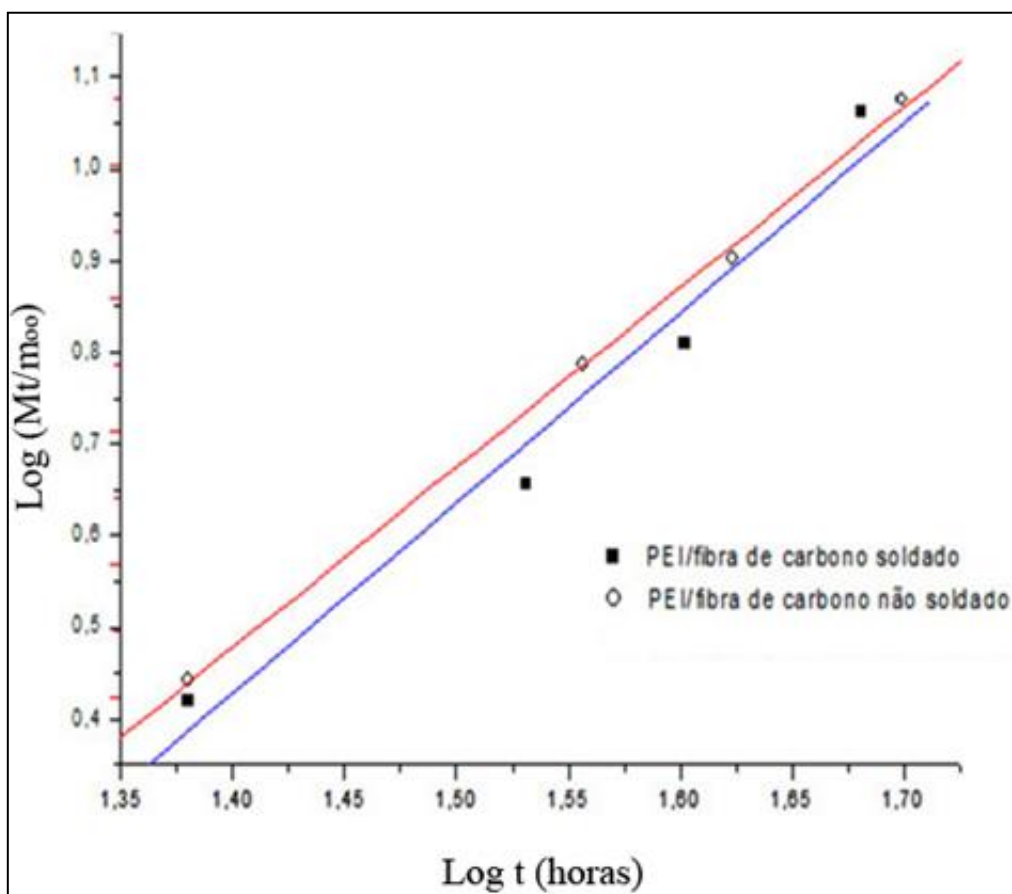
Comparativamente à absorção de umidade de outros tipos de matriz polimérica, os laminados de PEI absorvem mais umidade. No trabalho realizado por FARIA (2008), para os laminados de PPS/fibras de carbono, obteve-se uma absorção máxima de umidade de 0,084%. No trabalho realizado por BATISTA (2015), para compósitos PEEK/fibras de carbono, foi encontrado um valor máximo de absorção de umidade de 0,14%. Esses valores máximos de porcentagem de absorção de umidade encontrados pelos autores são bem inferiores se comparado ao valor obtido para o laminado PEI, tanto não soldado (0,58%) como para o material soldado (0,55%). Isso se deve, provavelmente, ao fato da característica polar em que a ligações orgânicas que formam o PEI.

A permeabilidade à água de uma composição em geral, no entanto, é decidida principalmente pela polaridade do material como também pela natureza das fibras e a qualidade da interface entre estes dois constituintes. Muitas matrizes poliméricas absorvem a umidade reversivelmente por difusão Fickiana. Entretanto, as

complexidades envolvidas na estrutura química da resina e de sua microestrutura atribuídas à polaridade e impureza podem causar esse processo não-Fickiano. Essa água absorvida pode provocar o efeito de plasticização da matriz e também trincas através da dilatação das cadeias poliméricas. Além disso, a difusão de água pode reduzir a força de ligação, rompendo as ligações na matriz (POTHAN, 2004).

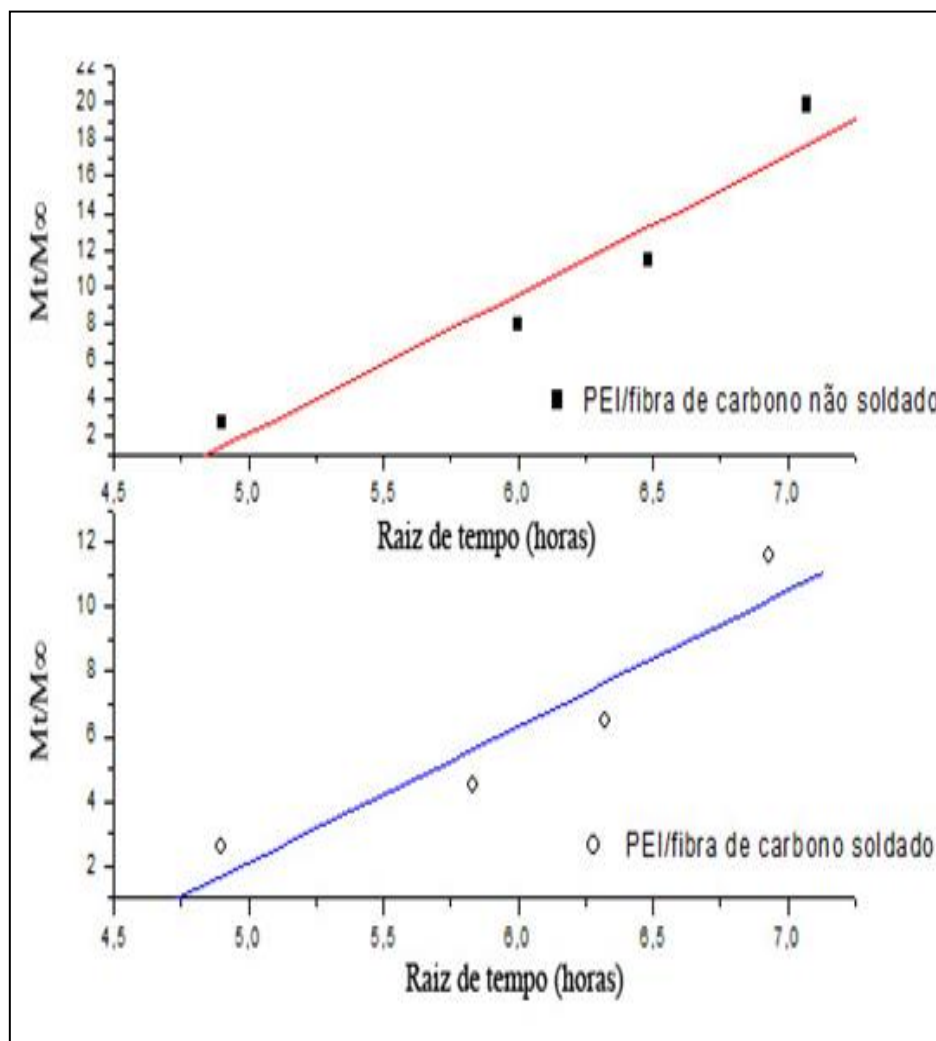
Assim, foi realizado o estudo do comportamento Fickiano das amostras de PEI/fibra de carbono soldadas e não soldadas. As Figuras 39 e 40 apresentam os gráficos obtidos utilizando as equações 4 e 5 e os pontos a partir dos quais se faz regressão linear para obtenção dos valores de n , k e D para o compósito PEI/fibra de carbono soldado e não soldado, valores que são apresentados pela Tabela 10.

Figura 39 - Avaliação dos parâmetros Fickianos no compósito não soldado e soldado.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 40 - Avaliação de difusividade do ganho de massa em função da raiz do tempo para os laminados soldados e não soldados.



Fonte: Produção do próprio autor.

Tabela 10 - Coeficiente de difusão e valores de n e k para os laminados PEI/carbono.

Laminados	n	k (g/g. h ²)	D x 10 ⁷ (cm ² /min)
PEI/carbono não soldado	0,43	3,50	1,44
PEI/carbono soldado	0,40	3,33	1,10

Fonte: Produção do próprio autor.

A partir da análise dos gráficos disponíveis nas Figuras 39 e 40 e dos resultados obtidos na Tabela 10, pode-se verificar que, tanto para as amostras soldadas como para as amostras não soldadas, estas apresentaram um comportamento de sorção qualificado como anômalo, ou seja, quando $n < 0,5$. Segundo a literatura, amostras que apresentam valores de $n < 0,5$ devem ser novamente avaliadas a partir de um segundo teste, considerando que a região de maior ganho de umidade deve ser avaliada a partir do

gráfico de ganho de massa $\times t^{\frac{1}{2}}$ (Figura 40). Quando o comportamento apresenta um perfil linear significa se trata de um sistema com comportamento Fickiano (FARIA, 2008).

Como observado a partir da Figura 40, para ambas as amostras é apresentado um comportamento típico Fickiano, devido ao ajuste dos pontos de ganho de massa no equilíbrio se apresentarem de forma linear. Isso se deve ao fato do equilíbrio de sorção ser rapidamente estabilizado, onde após a estabilização do equilíbrio, o aumento de absorção de umidade se torna independente da cinética de intumescimento (FARIA, 2008; RAZEIRA, 2008; POTHAN, 2004).

Comparando o coeficiente de difusão dos laminados PEI/fibras de carbono não soldado com o soldado na Tabela 10, observa-se que este parâmetro assume um valor maior para os laminados não soldados. No laminado não soldado, a difusão da água deve ocorrer preferencialmente nos volumes livres entre os pontos de entrecruzamento da matriz polimérica, permitindo uma maior acomodação de moléculas pequenas, como da água, entre suas cadeias poliméricas. Associado ao processo de absorção de umidade pela matriz polimérica, dentre os mecanismos de absorção, é importante considerar os mecanismos de capilaridade e o transporte através de microtrincas e vazios, como citados anteriormente (FARIA, 2008).

O mecanismo de capilaridade envolve o fluxo de água ao longo da interface/matriz seguido pela difusão através da interface até a matriz polimérica. O transporte de umidade por meio de microtrincas envolve tanto o fluxo como o armazenamento de água nos vazios e em outras formas de microdefeitos e microvazios. Como o fluxo de água é proporcional ao gradiente de concentração, amostras expostas a ambientes com maiores teores de umidade podem apresentar maiores valores de absorção de umidade. Esta difusão pode ainda gerar a entrada de umidade para regiões de volume livre, resultando em um processo de inchamento da matriz polimérica. Apesar desses defeitos, a soldagem reduz o coeficiente de difusão, isso se deve ao fato da presença do elemento resistivo, que pode ter filtrado a passagem da difusão a partir das fibras para a matriz polimérica, diferentemente para os laminados não soldados, ocasionando maiores presenças de mecanismos de absorção de umidade, através da polaridade da matriz. Isso explica o fato dos laminados não soldados terem um valor de coeficiente de difusão maior se comparados aos laminados soldados (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010, FARIA, 2008).

Já, o valor de k está relacionado à ligação do material por água (POTHAN, 2004). Como os laminados soldados e não soldados são formados pela mesma matriz polimérica, é esperado que os valores de k não difiram muito entre si. Comparando-se os valores de k para os laminados PEI/fibra de carbono soldado e não soldado, observa-se que a presença do elemento resistivo reduz o valor de k , devido à presença da malha metálica. Dessa forma, foi confirmado que a influência da soldagem no compósito PEI/fibra de carbono reduz o processo de absorção da umidade no material pelo fato do elemento metálico presente na região da união dos dois materiais. Tanto as características da matriz polimérica, como o efeito da soldagem e do elemento resistivo presente no laminado, podem influenciar diretamente nessa característica de absorção do laminado.

4.4 ANÁLISES MECÂNICAS

Análises mecânicas foram realizadas no laminado PEI/fibra de carbono soldados condicionados e não condicionados com o objetivo de avaliar a qualidade da soldagem e a influência da umidade nesses materiais soldados.

4.4.1 *Lap Shear*

Com os resultados obtidos a partir dos ensaios preliminares de *Lap Shear*, baseando-se nos resultados obtidos pelo planejamento experimental realizado e publicados por ABRAHÃO (2015), este ensaio foi novamente realizado visando à obtenção dos valores da resistência máxima de ruptura na solda. De forma a manter uma relação desse ensaio com todos os ensaios mecânicos realizados nesse trabalho, para a obtenção dos corpos de prova aqui utilizados foram mantidos os mesmos parâmetros de soldagem. A Tabela 11 apresenta os valores obtidos de *Lap Shear* em 10 corpos de prova soldados sem condicionamento e com condicionamento.

Tabela 11 - Valores obtidos de *Lap Shear* para compósitos PEI/fibra de carbono soldados.

Ensaio	<i>Lap Shear</i> (MPa)	<i>Lap Shear Condicionadas</i> (MPa)
1	18,5	16,7
2	21,2	17,3
3	19,1	18,9
4	20,8	18
5	20,3	18,6
6	21,9	17,5
7	20,3	15,8
8	22,3	17,6
9	18,8	17,3
10	20,5	15
Média	20,4	17,4
Desvio Padrão	1,3	1,2

Fonte: Produção do próprio autor.

Pode-se observar, a partir da Tabela 11, que os valores mínimo e máximo obtidos pelo ensaio de *Lap Shear* das amostras não condicionadas foi de 18,52 MPa e 22,39 MPa, respectivamente. Considerando os compósitos condicionados, estes valores foram de 15,00 MPa e 18,90 MPa, respectivamente. Com o objetivo de se comparar estes valores aos disponíveis em literatura, a Tabela 12 apresenta valores de resistência por *Lap Shear* do compósito PEI/fibra de carbono soldado sem condicionamento, obtidos por diversos autores.

]

Tabela 12 - Principais valores de *Lap Shear* encontrados na literatura para laminados de PEI/fibra de carbono soldados por resistência elétrica.

Potência de entrada (kw/m ²)	Corrente (A)	Pressão (MPa)	Tempo (s)	<i>Lap Shear</i> (MPa)	Referência
100	31,50	0,7	30	34,46	ABRAHAO (2015)
69	NI*	0,5	90	24	AGEORGES, YE e HOU (2000)
NI*	6,1	0,4	120	20	AGEORGES, YE (2001)
54	NI*	0,6-0,9	80	17,8	SIERKSMA (2002)
80-90	NI*	0,8	50-90	30	NINO et al. (2009)
80	45	0,8	55	32,04	SHI, VILLEGAS, BERSEE (2013)
80-150	32	0,2-0,4	NI*	15-33,19	HOU et al. (1999)

NI* Não informado pelo autor.

Fonte: Produção do próprio autor.

Na Tabela 12, AGEORGES, YE e HOU (2000), SIERKSMA (2002) e NINO et al. (2009) não mencionam a corrente utilizada em seus estudos. Os autores encontraram valores de *Lap Shear* de 24, 20 e 30 MPa, respectivamente; NINO et al. (2009) obteve o maior resultado em comparação aos autores devido a um aprofundamento maior nos experimentos e, possivelmente a realização de uma maior quantidade de ensaios, comparação aos demais autores. O trabalho de SHI, VILLEGAS, BERSEE (2013), foi baseado nos resultados obtidos por estudos anteriores dos autores mencionados na Tabela 12 e, como resultado, foi encontrado o maior valor de *Lap Shear* de 32,04 MPa. Finalmente, HOU et al. (1999), não mencionou o parâmetro tempo de soldagem em seu trabalho, considerando a não influência desse parâmetro no resultado, contudo obteve-se valores de *Lap Shear* entre 15,00 e 33,19 MPa. Comparando-se com o maior valor encontrado de *Lap Shear* no trabalho (22,32 MPa) e o valor da média (20,39 MPa), observa-se que os valores alcançados nesse estudo estão próximos aos reportados na literatura disponível.

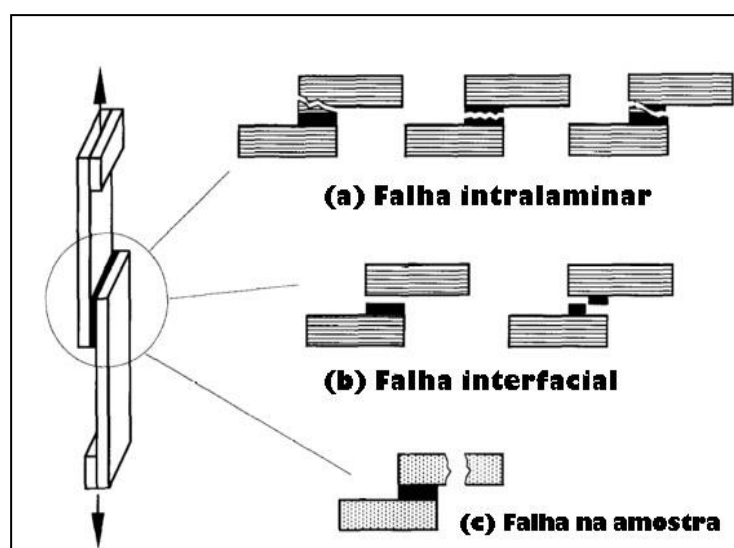
Muitos estudos têm sido realizados sobre a resistência a tensão de ruptura da junta e resistência à fratura interfacial de juntas de laminados soldados, enquanto poucos trabalhos de investigação foram relatados na literatura sobre os efeitos higrotérmicos sobre as propriedades das juntas soldadas. Para analisar o crescimento da delaminação em estruturas de compósitos, uma compreensão dos efeitos higrotérmicos sobre a resistência a delaminação é necessário (ASP, 1998).

Ainda, de acordo com a Tabela 11, quando comparada as médias dos valores obtidos nas amostras não condicionadas (20,4 MPa) e as amostras condicionadas (17,4 MPa), é observada uma redução da resistência da tensão de ruptura. Essa redução na resistência foi proveniente da absorção de umidade pelo material, através da presença de microtrincas, poros e vazios e pela interface fibra/matriz. A presença desses defeitos pode ser explicada por diversos fatores que devem estar ocorrendo simultaneamente tais como: maior número de interfaces devido à existência de fibras de carbono e a malha metálica; eventuais problemas relacionados com o efeito de borda livre; a presença da malha metálica, que pode induzir a microtrincas e facilitar o processo de capilaridade ao longo de toda sua extensão, e a existência de poros resultante do processo de solidificação da matriz polimérica (COSTA, 2011).

4.4.1.1 Análise da fratura do ensaio de *Lap Shear*

A observação visual do modo de falha de amostras ensaiadas por *Lap Shear* fornece informações importantes sobre a qualidade da solda utilizada. Desta forma, de acordo com a literatura (DE OLIVEIRA et al., 2012; HOU; FRIEDRICH, 1992; YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004), três tipos de modos de falha podem ocorrer durante o ensaio de *Lap Shear* em compósitos, sendo estes: intralaminar; interfacial e fratura da amostra, como apresentado na Figura 41.

Figura 41 - Modos de falha comumente encontrados durante o ensaio de *Lap Shear* em compósitos: (a) intralaminar; (b) interfacial e (c) fratura.



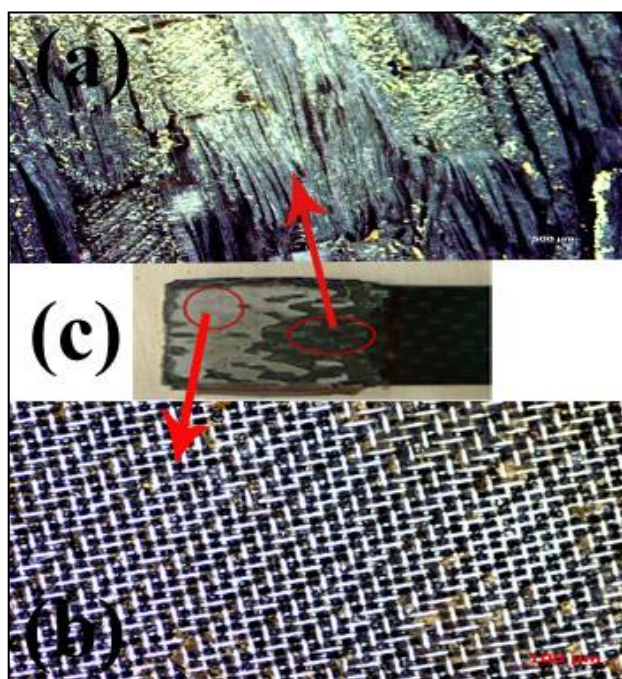
Fonte: Esquema adaptado de HOU; FRIEDRICH (1992).

O modo de falha intralaminar é considerado quando a fratura ocorre na estrutura com grandes quantidades de material, no elemento de aquecimento (rompimento do elemento de aquecimento) ou em ambos. Este tipo de falha geralmente é acompanhado de maiores valores de resistência do teste de *Lap Shear* ou implicando, assim, em melhor qualidade da solda (STAVROV; BERSEE, 2005).

A falha interfacial ocorre na interface entre o laminado e o elemento de aquecimento, ou resistivo. Neste caso, valores mais baixos de resistência mecânica são observados durante o ensaio, sendo estes geralmente utilizados como parâmetro de resposta a baixa eficiência do processo de soldagem (AGEORGES, 2000; AGEORGES et al., 1998; HOU; FRIEDRICH, 1992).

A partir da análise morfológica, pode-se evidenciar que a fratura na região soldada provocou o desprendimento das fibras com a malha metálica, como evidenciada pela Figura 42. Tanto a região de desprendimento entre a malha metálica e o polímero, quanto à região da união entre a malha metálica e o polímero, são indicadas pelas setas na Figura 42 (a) e (b), respectivamente.

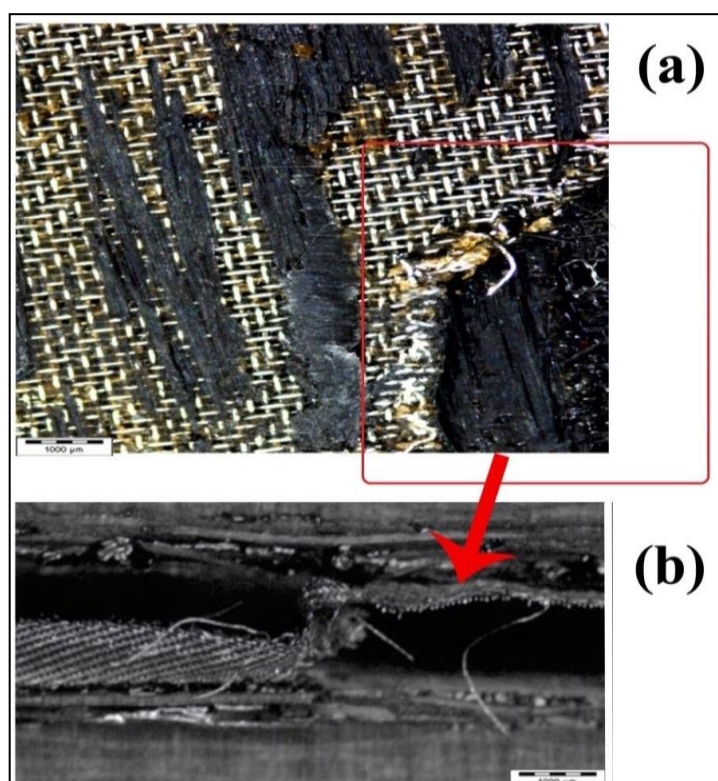
Figura 42 - Microscopia, com ampliação de 20x, da região fraturada após a realização do ensaio mecânico de *Lap Shear*: (a) região entre a malha metálica e o polímero; (b) região da união entre a malha metálica e o polímero; (c) corpo de prova de um laminado PEI/fibra de carbono fraturado após o ensaio.



Fonte: Produção do próprio autor.

A partir deste estudo foi verificado que o desprendimento da malha metálica ocorreu em ambas às regiões ensaiadas, como comprovado na Figura 42 (a) e (b). Isto pode ser explicado devido ao carregamento mecânico durante o ensaio de *Lap Shear* ter ocorrido em sentidos oposto. Pode-se observar que o tipo de falha obtido pelo ensaio *Lap Shear* é do tipo intralaminar. Este tipo de falha geralmente é acompanhado de maiores valores de resistência do teste de *Lap Shear*, implicando, assim, melhor qualidade da solda (STAVROV; BERSEE, 2005). A Figura 43 (a) ilustra a fratura de *Lap Shear* por microscopia óptica, região onde ocorreu a fratura intralaminar, indicada pela seta na Figura 43 (b), onde se observa mais claramente a característica de falha do ensaio.

Figura 43 - Imagens morfológicas do PEI/fibra de carbono fraturado: (a) Micrografia da região fraturada após a realização do ensaio mecânico de *Lap Shear* (10x); (b) Micrografia da fratura intralaminar do ensaio de *Lap Shear* (20x).



Fonte: Produção do próprio autor.

4.4.2 Avaliação da soldagem a partir do ensaio ENF

A pesquisa sobre a propagação da trinca em compósitos tornou-se o foco de diversos autores nos últimos anos. A caracterização da fratura da trinca em compósitos

não é fácil de realizar. De fato, é experimentalmente difícil induzir o crescimento da delaminação a alta velocidade de uma maneira simples e controlada. A presença de uma trinca em uma estrutura normalmente induz altas concentrações de tensão na ponta da trinca e a mecânica da fratura provê meios pelos quais o campo de tensões na ponta da trinca bem como as deformações elásticas podem ser caracterizados (LIU et al., 2015; SHOKRIEH; SALAMAT-TALAB; HEIDARI-RARANI, 2014).

O efeito da trinca no material pode ser visto de duas formas diferentes. Na primeira estes podem ser considerados como não homogêneos analisando-se a trinca em uma escala microscópica, o que leva em conta as propriedades mecânicas de cada fase em separado uma vez que a ponta da trinca afeta somente uma delas por vez. Outra maneira é considerar o material como sendo anisotrópico, onde suas propriedades são determinadas por uma combinação das propriedades individuais dos constituintes (LEE, 1997a; SHOKRIEH; SALAMAT-TALAB; HEIDARI-RARANI, 2014).

A determinação da resistência à fratura dos compósitos é de fundamental importância na predição da propagação da delaminação em estruturas feitas por esses materiais. Além disso, a delaminação por impacto é regida, principalmente, pelo modo de fratura no modo II (LEE, 1997a; SHOKRIEH; SALAMAT-TALAB; HEIDARI-RARANI, 2014).

Assim como discutido no item 2.5, a delaminação é uma preocupação importante no contexto do comportamento estrutural de materiais compósitos. Sabe-se que a delaminação pode diminuir a rigidez e a resistência do material e promover a falha estrutural. O surgimento e o crescimento da delaminação é regulada pela resistência à fratura interlaminar do material (KIM; YE, 2004; MATHEWS; SWANSON, 2007; WANG et al., 2009).

A resistência à fratura medida para a maioria dos materiais é significativamente menor que as previstas a partir de cálculos teóricos baseados nas energias de trincas. Essa diferença pode ser explicada pela presença de defeitos ou trincas microscópicas, que sob condições normais sempre existem na superfície e no interior do corpo de um material. Esses defeitos geralmente são considerados como um fator negativo para a resistência à fratura, pois uma tensão aplicada pode ser amplificada ou concentrada na extremidade do defeito, onde a magnitude dessa amplificação depende da orientação e da geometria da trinca (CALLISTER, 2012).

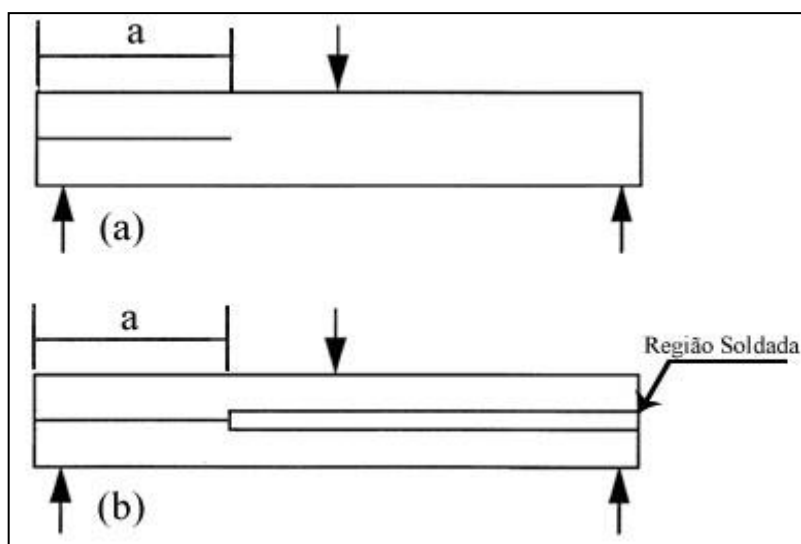
O dano através da extremidade da trinca, sob a forma de microtrincas, é refletido frequentemente nas superfícies de fratura no modo de falha II, sendo então derivada a

partir da magnitude das tensões na extremidade da trinca, assim como é explicado nos princípios da mecânica da fratura. A propagação das microtrincas resulta na propagação da trinca macroscópica e está relacionada com o modo II de tenacidade à fratura ou a taxa de energia da tenacidade à fratura interlaminar liberada em modo II (G_{IIc}) (LEE, 1997a; OUYANG; LI, 2009).

Do ponto de vista dos mecanismos de falha envolvidos, o comportamento da deformação e da fratura entre a resina e as fibras, a nível microscópico, deve controlar criticamente a propagação da trinca macroscópica do compósito, relacionadas com este modo de falha (LEE, 1997a; SHARMA; RAO; BIJWE, 2009).

Desta forma, para analisar a falha no modo II de delaminação, foi realizado o ensaio de ENF, que consiste em analisar amostras com um comprimento pré-estabelecido de pré trinca (necessário para o início da propagação da trinca), sendo sujeitas a um carregamento simples de flexão em três pontos, como apresentado na Figura 44 (a). A Figura 44 (b) apresenta uma amostra do laminado soldado pelo processo de resistência elétrica, para a realização do ensaio ENF.

Figura 44 - (a) Configuração da amostra do ensaio ENF; (b) Amostra soldada para a realização do ensaio ENF.



Fonte: Esquema adaptado de LEE (1997a).

Onde: a = Comprimento da pré-trinca.

Na Figura 44 (b), as amostras do laminado PEI/fibras de carbono foram soldadas na região indicada pela seta, com a região da pré-trinca não sendo soldada. A

propagação da delaminação é frequentemente denominada por fratura de modo II. A caracterização da fratura interlaminar é fundamental para prever com precisão a susceptibilidade dos materiais compósitos à delaminação. No entanto, como mencionado anteriormente, existem vários problemas inerentes aos testes habituais empregados para a caracterização da fratura interlaminar no modo II, como por exemplo, a propagação de trincas instáveis e a dificuldade no monitoramento da trinca durante a propagação (DE MOURA, 2008; WANG et al., 2009).

Para este trabalho, o ensaio ENF foi realizado em cinco amostras de PEI/fibra de carbono, visando a avaliação da tenacidade à fratura interlaminar no modo de falha II, G_{IIc} . Na Tabela 13 são apresentados os valores obtidos do ensaio de ENF em laminados PEI/fibra de carbono soldados condicionados e não condicionados, apresentando os valores da força necessária para iniciar a propagação da trinca e, conseqüentemente, a obtenção do valor na energia crítica necessária para propagar a trinca no modo de falha II, G_{IIc} .

Tabela 13 - Resultados obtidos a partir do ensaio de ENF para o laminado PEI/fibra de carbono soldado.

PEI/fibra de carbono Soldado	Tenacidade à Fratura Interlaminar G_{IIc} (J/m ²)	Tenacidade à Fratura Interlaminar G_{IIc} (J/m ²) - Condicionadas
1	1171,4	1374,5
2	2089,8	1030,1
3	1628,5	927,3
4	1610,4	1107,9
5	1986,4	791,3
Média	1697,3	1046,2
Desvio Padrão	362,7	218,5

Fonte: Produção do próprio autor.

Como mencionado anteriormente, não há na literatura muitos resultados provenientes da tenacidade à fratura interlaminar G_{IIc} de laminados soldados, seja pelo processo de resistência elétrica ou por outro método de soldagem. Comparando-se com a média do valor dos resultados obtidos da tenacidade à fratura interlaminar encontrado por YUAN et al. (2001), a energia crítica necessária para se propagar a trinca em Modo II para os laminados PEI/fibra de carbono soldados (1697,3 J/m²) encontra-se dentro do

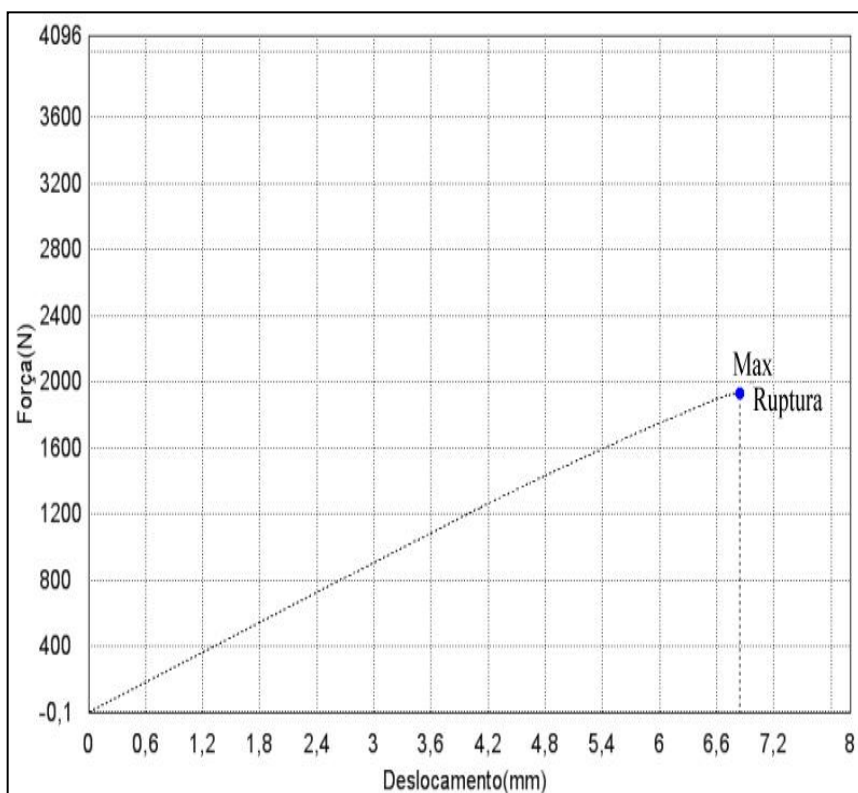
valor médio encontrado pelo autor (670 – 1862 J/m²). Com esse resultado adquirido no estudo, comprova-se a eficiência do método soldagem por partes utilizado neste trabalho, onde descontinuidades, que eram esperadas devido ao método, não influenciaram no resultado de fratura, obtendo-se a propagação da trinca esperada com os resultados satisfatórios aqueles aos encontrados na literatura.

Na Tabela 13, os valores médios encontrados da resistência à tenacidade a fratura interlaminar para os compósitos condicionados (1046,2 J/m²), em comparação aos não condicionados (1697,3 J/m²), demonstram que houve uma redução em sua resistência. O motivo dessa redução está relacionado à redução da resistência da interface fibra/matriz, devido à presença do elemento resistivo que, como já explicado anteriormente, altera o processo de difusão de umidade.

Os principais ataques ambientais estão relacionados com a temperatura, a umidade, radiação e o contato com vários tipos de produtos químicos. O efeito da água sobre a resistência à delaminação de compósitos é bastante complexa tal como refletido por dados conflitantes na literatura. Em particular, o efeito da água deve ser sempre tido em conta, visto que a umidade está sempre presente na atmosfera. Em se tratando disso, a umidade influencia diretamente nas características dos compósitos estruturais, tais como: dilatação da cadeia polimérica e a acumulação de tensões residuais; a ruptura da interface fibra/matriz; alteração do estado de tensão do laminado e a criação de microtrincas. (JIANG et al., 2014; ZENASNI, 2006; ZENASNI et al., 2004).

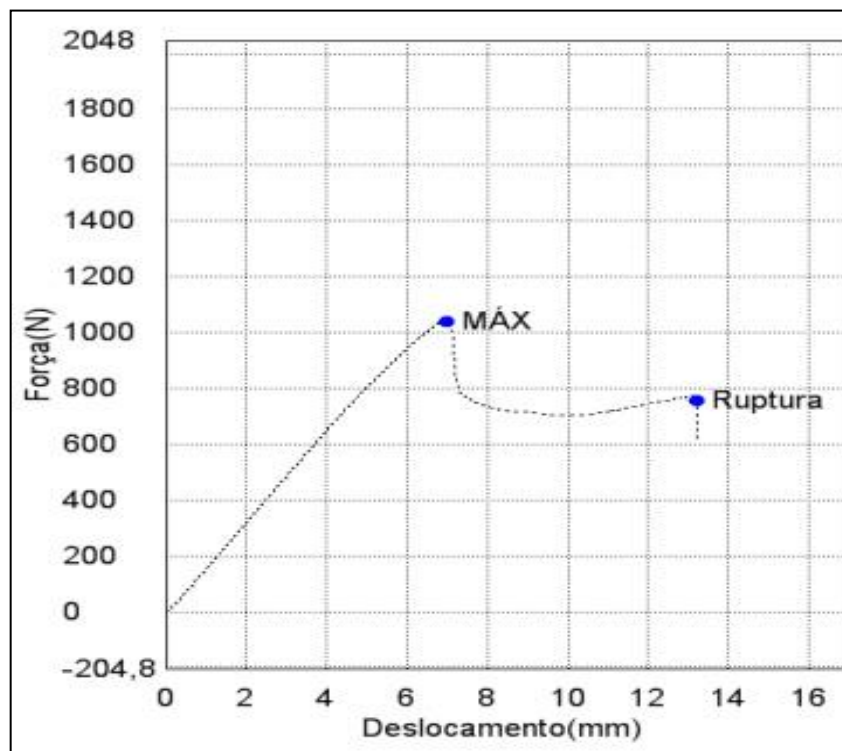
O gráfico de carga-deslocamento, típico dos ensaios de ENF, das amostras soldadas não condicionadas e condicionadas, é apresentado nas Figuras 45 e 46, respectivamente.

Figura 45 - Gráfico carga-deslocamento das amostras não condicionadas.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 46 - Gráfico carga-deslocamento das amostras condicionadas.



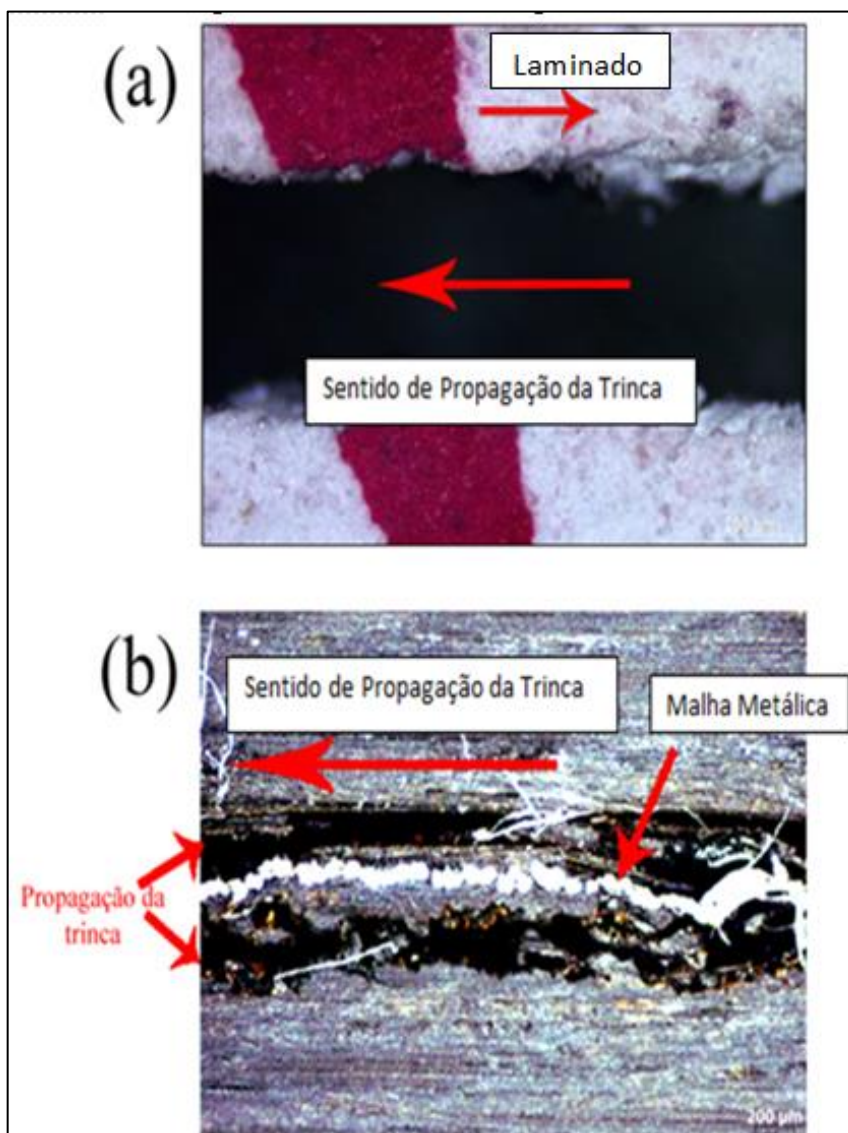
Fonte: Produção do próprio autor.

Comparando as Figuras 45 e 46, pode-se observar a diferença entre as curvas das duas amostras soldadas. A amostra soldada sem condicionamento (Figura 45) chega a uma carga máxima de quase 2000 N, com ruptura abrupta do material e um deslocamento de 6,8 mm. Isso se deve ao fato da trinca ter se propagado de uma forma retilínea na direção do plano dos laminados unidos adjacentes ao elemento resistivo e, após sofrer a carga máxima, a trinca se deslocou ao plano de tensão em que era aplicada a carga do ensaio, ocorrendo à fatura abrupta do material.

Já na Figura 46 obteve-se um valor de carga máxima de 1000 N, com um deslocamento de 13,2 mm. Essa carga baixa ocorre, provavelmente, devido aos efeitos da umidade no material, em que acumulação de tensões residuais e formação de microtrincas e microvazios, através do efeito de plasticização. Pode-se observar também o menor deslocamento da trinca para as amostras soldadas não condicionadas. Esse fato provavelmente ocorre devido aos campos de compressão causados pela aplicação de carga durante a flexão do material que, na ponta da trinca, dificulta sua abertura e propagação. Entretanto, para as amostras soldadas condicionadas, houve um maior deslocamento da trinca em virtude de possuir mais nucleadores para a propagação das trincas (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; YUAN et al., 2001).

A Figura 47 (a) e (b) ilustra o processo de propagação da trinca para os laminados soldados não condicionados como descrito anteriormente a partir da análise morfológica da fratura, ampliadas em 5X e 20X, respectivamente.

Figura 47 – Morfologia da propagação da trinca no laminado soldado submetido a forças de cisalhamento: (a) ampliação em 5x; (b) ampliação em 20x.



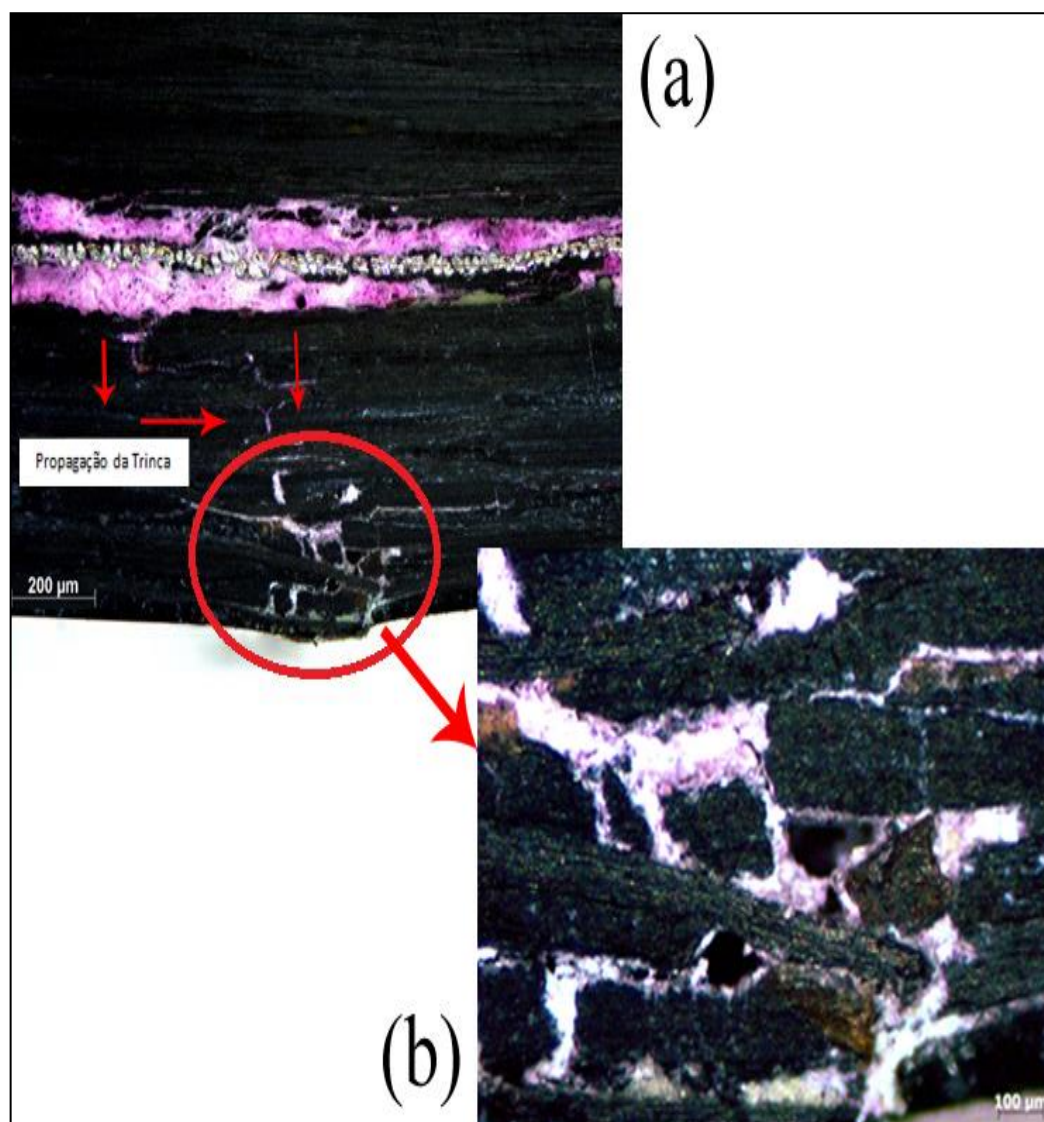
Fonte: Produção do próprio autor.

Pôde-se observar a partir da Figura 47 (a) que a trinca se propaga de forma retilínea, no sentido da força de cisalhamento (indicada pela seta). A Figura 47 (b) apresenta o comportamento em que a trinca se propaga quando submetida a tensões de cisalhamento, ilustrando que esta se propaga em direção do plano dos laminados unidos adjacentes ao elemento resistivo, como dito anteriormente.

A essa falha abrupta do laminado citado, a Figura 48 (a) e (b) apresenta o momento em que a fratura acontece e como ocorre a propagação da trinca. A Figura 48 (a) exhibe, evidenciado por setas, o percurso da trinca que ocorre no sentido da maior força de tensão em que o material está sendo submetido. A Figura 48 (b) ilustra a

delaminação das camadas (falha interlaminar) dos laminados soldados em resposta a essa propagação da trinca, numa ampliação maior e mais detalhada.

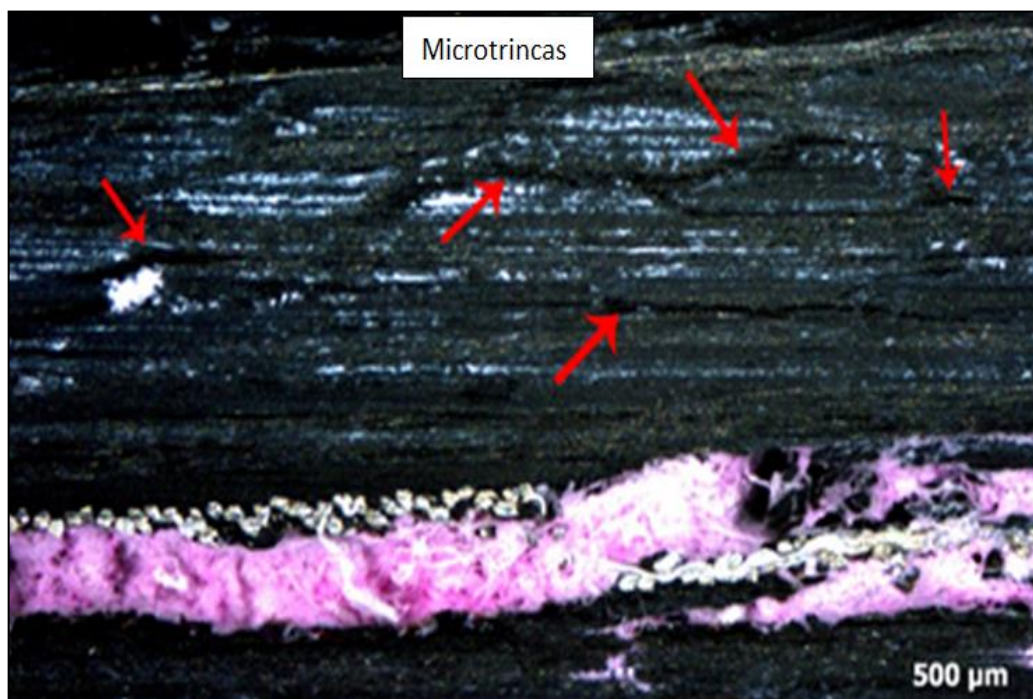
Figura 48 - Propagação da trinca no laminado soldado no momento da fratura: (a) ampliação de 10x e (b) ampliação de 20x.



Fonte: Produção do próprio autor.

Já para laminados soldados condicionados, a Figura 49 exhibe a formação de microtrincas provenientes da resposta do material a tensões de cisalhamento, antes da fratura completa do laminado. Essa formação se dá pelo fato do material ter sido exposto a umidade, caracterizado por diversas microtrincas formadas no laminado, como sendo indicadas pelas setas na Figura 49.

Figura 49 – Morfologia dos laminados PEI/carbono condicionados (10x), com o surgimento de microtrincas.

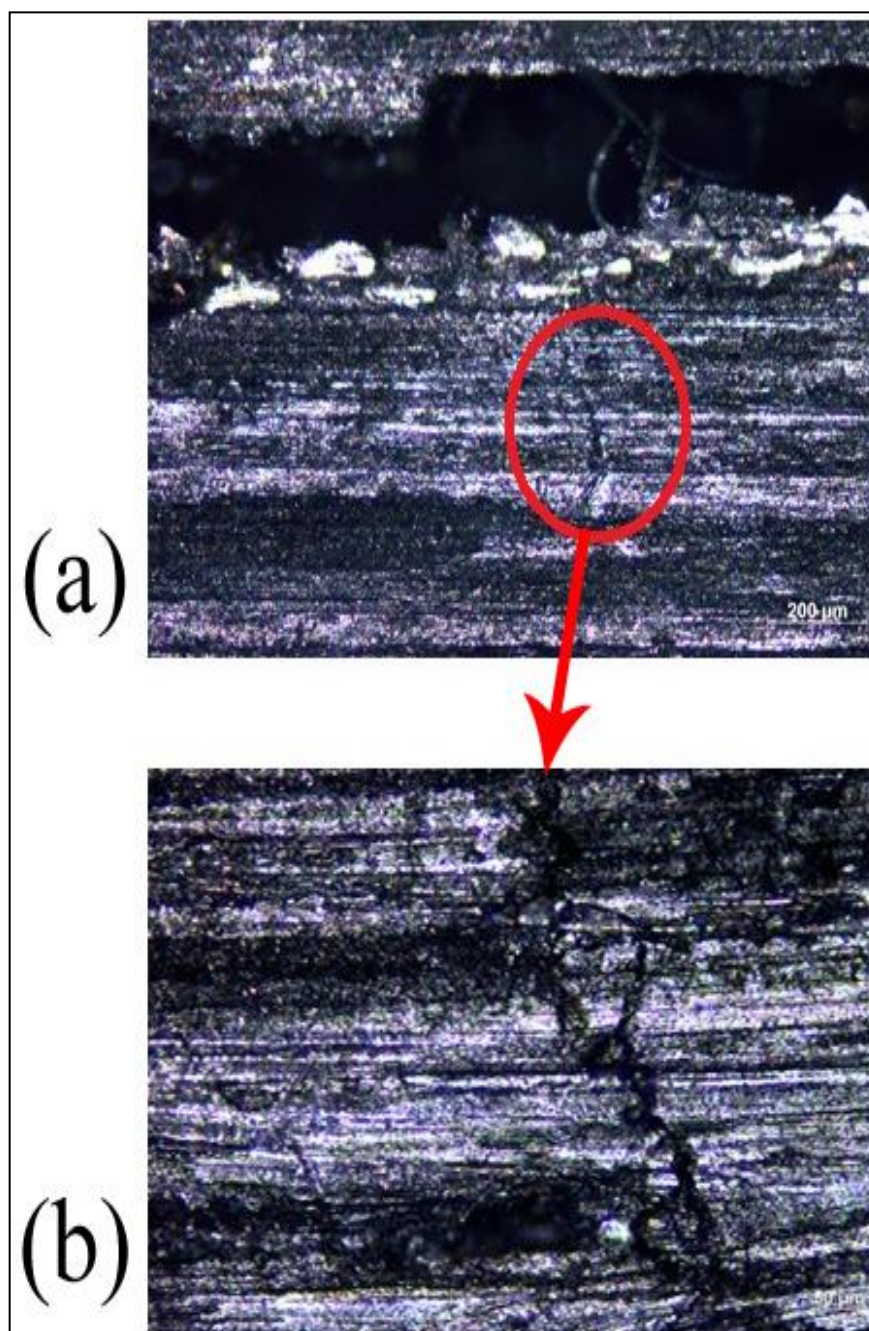


Fonte: Produção do próprio autor.

A Figura 50 (a) e (b) exibe a propagação de trincas no laminado condicionado antes de sua fratura completa no ensaio. Pode-se observar que há diversas formações de trincas e microtrincas, como apresentadas pelas Figuras 49 e 50, durante a realização do ensaio. Isso possivelmente explica a diferença da resistência à tenacidade à fratura interlaminar do laminado não condicionado e condicionado, 1697,3 e 1046,2 J/m², respectivamente. A ruptura do laminado, através de microvazios e microtrincas, pela consequente absorção da umidade pelo material, diminui consideravelmente sua resistência à propagação da fratura, aumentando e facilitando ainda mais sua propagação e formação. A nível microscópico, a trinca tende a desviar-se do plano em favor das principais tensões máximas de cisalhamento a qual o material foi submetido (LEE, 1997a).

Em geral, os processos de fratura em compósitos são complexos. Estudos realizados em várias aplicações de compósitos têm mostrado que durante a fratura diversos mecanismos podem ocorrer simultaneamente tais como trincas na matriz, deslizamento e rompimento das fibras, delaminações e descolamentos interfaciais entre fibras e matriz (LEE, 1997b; O'BRIEN, 2001; SHOKRIEH; SALAMAT-TALAB; HEIDARI-RARANI, 2014).

Figura 50 - Morfologia da propagação de trincas no laminado soldado condicionado: (a) ampliação de 5x; (b) ampliação de 10x.



Fonte: Produção do próprio autor.

Na Tabela 14 são apresentados os valores disponíveis na literatura da tenacidade à fratura interlaminar em modo II de laminados PEI/fibra de carbono e PEI/fibra de vidro não soldados condicionados e não condicionados higrotermicamente, utilizando-se o valor da carga máxima obtida no ensaio, assim como feito nesse estudo.

Tabela 14 - Valores de tenacidade à fratura interlaminar para laminados não soldados.

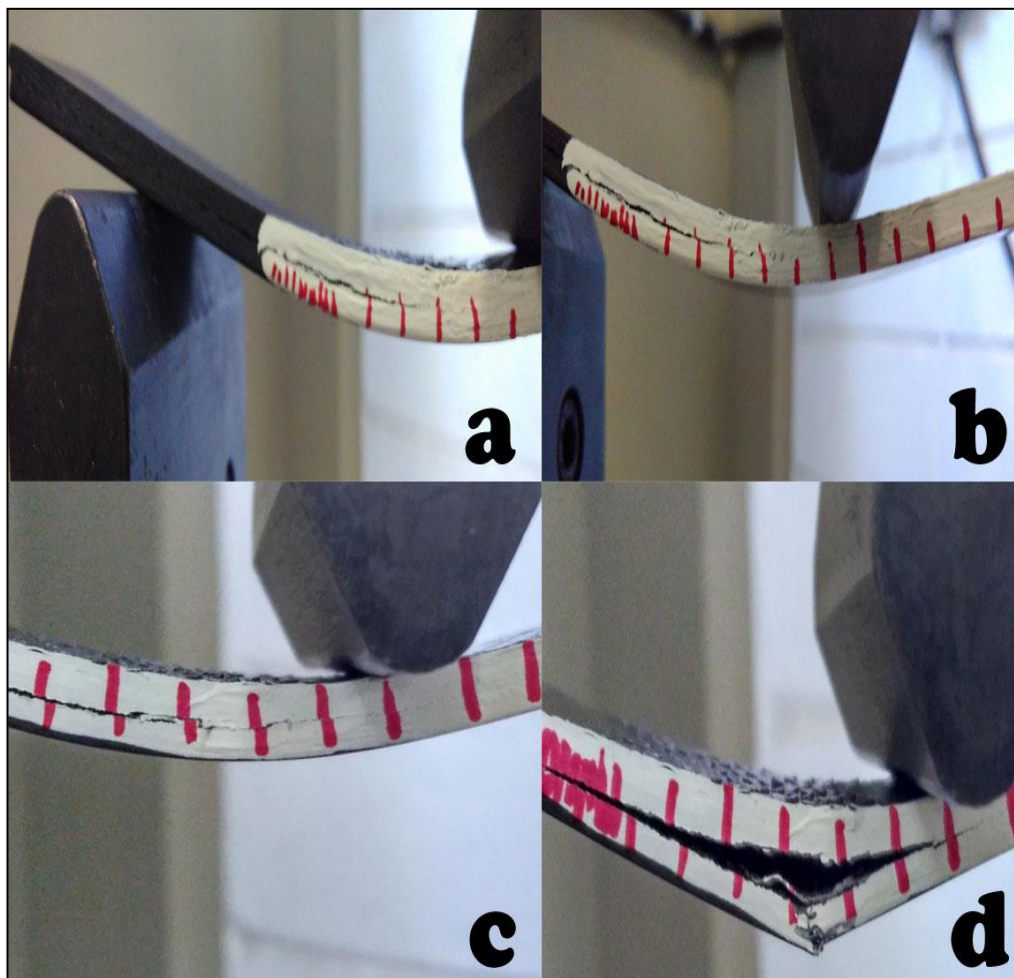
Materiais	Tenacidade à Fratura Interlaminar G_{IIc} (J/m²)
PEI/fibra de carbono	2111 – 2874 (YUAN et al., 2001).
PEI/fibra de vidro	3206 – 4339 (YUAN et al., 2001).
PEI/fibra de carbono	4470 – 6010 (SHI; VILLEGAS; BERSEE, 2013)
PEI/fibra de carbono condicionados	1400 (ZENASNI, 2006)
PEI/fibra de vidro condicionados	2400 (ZENASNI, 2006)

Fonte: YUAN et al. (2001); SHI; VILLEGAS; BERSEE (2013); ZENASNI (2006).

Pode-se observar a partir dos resultados disponíveis nas Tabelas 13 e 14 que os valores encontrados para os laminados não soldados possuem uma resistência a delaminação maior que para aqueles soldados neste trabalho, como esperado. A explicação a essa redução na tenacidade à fratura, pode estar relacionada a formação de tensões residuais, por consequência do resfriamento ao final da soldagem; formação de nucleadores de trincas, como microtrincas e microvazios, através da solidificação da matriz ou aquecimento durante a união com o elemento resistivo e aparição dos poros originados da própria matriz do laminado, facilitando a propagação da trinca. As amostras soldadas e condicionadas deste estudo possuem também valores de tenacidade à fratura inferiores aos encontrados na literatura, onde o valor médio observado (1046,2 J/m²) é menor se comparado aos valores apresentados na Tabela 4 (1400 e 2400 J/m²) (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; YUAN et al., 2001).

O ensaio de ENF realizado neste estudo é ilustrado pela Figura 51, onde foi fotografado em detalhes o processo de crescimento da trinca durante o ensaio até a ruptura do material soldado.

Figura 51 - Ensaio ENF realizado no compósito PEI/fibra de carbono: (a) crescimento inicial da trinca; (b) crescimento contínuo da trinca da ruptura; (c) detalhe aproximado da trinca antes da ruptura; (d) ruptura do material.



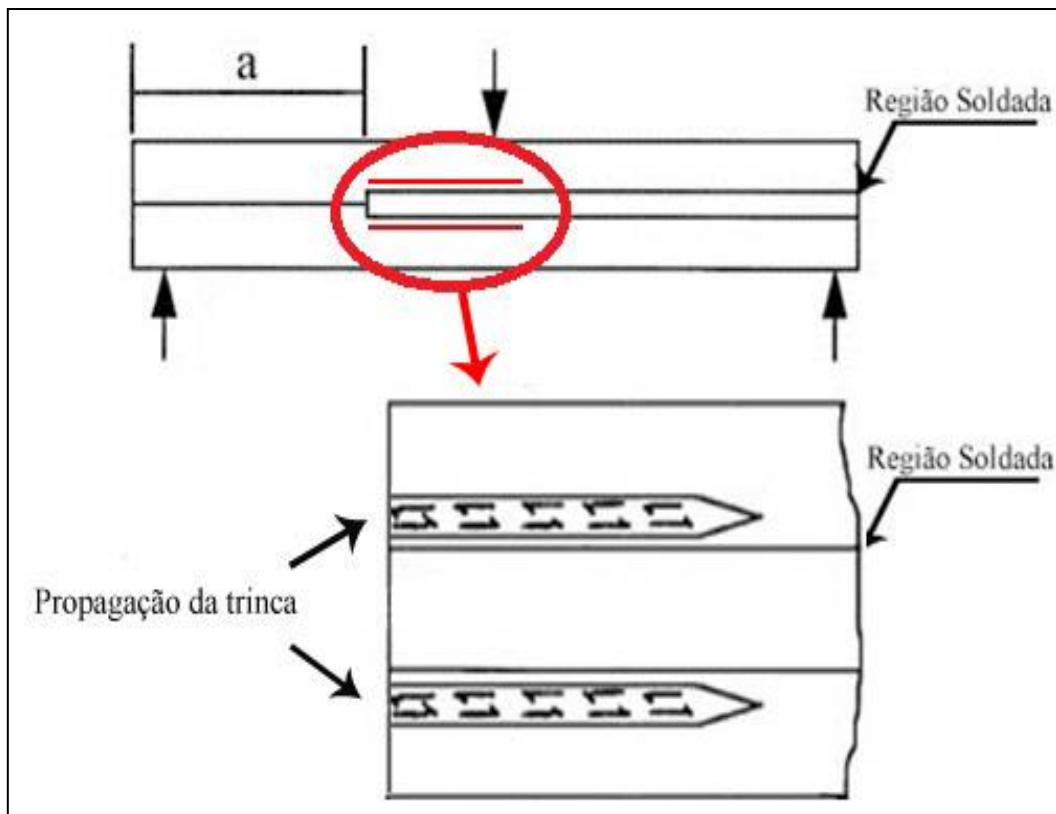
Fonte: Produção do próprio autor.

Na Figura 51 (a) é apresentada a foto do início do crescimento da trinca, onde esta havia percorrido 15 mm. A Figura 51 (b) ilustra o crescimento contínuo da trinca, crescimento esse que se manteve no centro da amostra soldada (na região de união dos laminados), com a trinca percorrendo 20 mm. A Figura 51 (c) apresenta a trinca antes da ruptura do material, podendo-se observar a trinca percorrendo em torno de 25 mm. Finalmente, a Figura 51 (d) mostra o momento que o material sofre o carregamento total e, conseqüentemente, a sua ruptura, sendo que o comprimento final da trinca observada no momento da falha chegou a 35 mm.

O modo II de delaminação em compósitos laminados é um modo de falha importante a ser considerado, pois essa fratura é controlada pela matriz, sendo induzida por tensões de cisalhamento fora do plano frequentemente encontrado em estruturas de

compósitos. A Figura 52 apresenta essa propagação de falha da trinca no plano do laminado entre as regiões que foram unidas pelo processo de soldagem.

Figura 52 - Propagação de falha da trinca no laminado soldado ao nível macroscópico.



Fonte: Esquema adaptado de LEE (1997a).

No esquema da Figura 52, observa-se o crescimento da trinca nos laminados, tanto condicionados como não condicionados, através da falha em modo II ao nível macroscópico, propagando-se em direção do plano dos laminados unidos adjacentes ao elemento resistivo na região, sendo essa forma de propagação realizada em grande parte em um plano entre as fibras como resultadas das tensões de corte nesse plano (LEE, 1997a). A Figura 53 ilustra a morfologia do laminado soldado não condicionado (ampliação de 5x), em que ocorre esse crescimento da trinca, podendo ser avaliada visualmente a situação que foi descrita pelo esquema da Figura 52.

Figura 53 - Análise morfológica do laminado soldado não condicionado, indicando o caminho de propagação da trinca, com ampliação de 5x.



Fonte: Produção do próprio autor.

5. CONCLUSÃO

Baseando-se nos resultados encontrados neste trabalho, são apresentadas as seguintes conclusões:

O processo de soldagem por resistência elétrica pode ser utilizado com sucesso a partir das condições dos parâmetros assim como o método de soldagem por partes utilizado nesta dissertação. A partir dos resultados obtidos, tanto do ensaio por DCB como das análises morfológicas, pode ser concluído que a adesão da malha metálica na região soldada é satisfatória, evidenciando-se que o método de soldagem por partes é eficiente.

A janela de processamento que pode ser utilizada para a realizada da soldagem por resistência elétrica para compósitos de PEI/fibras de carbono é de 160 a 450°C. Esta conclusão encontra-se baseada nas temperaturas de transição vítrea e degradação da matriz polimérica, obtidas a partir das análises de TMA e TGA.

Os ensaios mecânicos de *Lap Shear* e *End-Notched Flexure (ENF)* realizados no compósito PEI/fibra de carbono, auxiliaram para a conclusão de que o processo de soldagem foi realizado com sucesso, uma vez que foram obtidos valores máximos de ruptura a forças de tração e cisalhamento com valores similares aqueles disponíveis em literatura.

Para laminados soldados e não condicionados, a média dos valores de ruptura encontrada no estudo a partir do ensaio de *Lap Shear* foi de 20,4 MPa, enquanto na literatura encontra-se valores ruptura de *Lap Shear* entre 15 – 34 MPa. A média dos valores da tenacidade à fratura interlaminar do modo II (cisalhamento no plano) encontrados no estudo (1697,3 J/m²) também foi similar a valores disponíveis em literatura (670 – 1862 J/m²).

A partir da análise morfológica dos laminados soldados após esses ensaios, observa-se que o tipo de falha obtido pelo ensaio *Lap Shear* é do tipo intralaminar, com o rompimento do elemento de aquecimento. Já para a análise morfológica de laminados fraturados após a realização do ensaio ENF, a trinca se propaga em direção do plano dos laminados unidos adjacentes ao elemento resistivo.

Quando condicionados em câmara higrotérmica durante um período de 1775 horas, o laminado PEI/fibra de carbono soldado apresenta uma absorção máxima de umidade próxima a 0,55%, sendo esse um valor muito elevado se comparado aos valores disponíveis em literatura para os compósitos de PEI/fibra de carbono, PPS/fibra

de carbono e PPS/fibra de vidro. Para o laminado PEI/fibra de carbono não soldado obtém-se uma absorção máxima superior a 0,58%, isso se deve ao fato de que a variação na absorção de umidade encontra-se relacionada com a soldagem realizada no laminado.

As amostras dos laminados PEI/fibras de carbono soldados e não soldados quando submetidas ao condicionamento higrotérmico apresentaram um comportamento Fickiano. As amostras não soldadas apresentam maiores valores de tendência à absorção de umidade se comparados às amostras soldadas, isso se deve ao fato da presença da malha metálica presente na união dos laminados, que pode agir como uma espécie de filtro para a passagem da umidade na região de absorção da junta.

A influência da umidade absorvida na degradação das propriedades mecânicas dos laminados soldados pode ser observada nos resultados de *Lap Shear*, uma vez que é observada uma redução desta propriedade em materiais expostos ao condicionamento higrotérmico.

O valor da energia crítica necessária para se propagar a trinca em Modo II para os laminados PEI/fibra de carbono soldados condicionados higrotermicamente é reduzido em comparação aos laminados não condicionados. Essa redução na resistência é proveniente da absorção de umidade pelo material, facilitando a ação da capilaridade, provocando, assim, o aumento do fluxo de umidade através da presença de microtrincas, poros e vazios pela interface fibra/matriz.

A partir da análise morfológica da região de fratura gerada pelo ensaio de ENF, o laminado apresenta diversas microtrincas que se propagam nas camadas entre as fibras e a matriz, sendo essa propagação um resultado da movimentação da trinca macroscópica, que está relacionada com o modo II de tenacidade à fratura, com a redução do valor dessa resistência, devido à absorção da umidade, trinca macroscópica se propagou facilmente, aumentando-se a presença de microtrincas, poros e vazios, com o maior aumento no fluxo de umidade.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para trabalhos futuros podem ser enumeradas:

- Estudo do condicionamento por radiação UV, salinidade e choque térmico nas propriedades mecânicas e térmicas de laminados de PEI/fibras de carbono soldados;
- Avaliação da tenacidade à fratura a partir de ensaios de impacto de laminados soldados de PEI/fibras de carbono;
- Estudo envolvendo ensaios de tenacidade à fratura em modo misto I e II;
- Verificação da resistência química dos laminados PEI/fibras de carbono;
- Realização da soldagem de superfícies curvas;
- Estudo da interdifusão (reptação) na soldagem de materiais termoplásticos;
- Alternativa à obtenção da pré trinca para os compósitos soldados.

5.2 PRODUÇÃO CIENTÍFICA GERADA

• O trabalho denominado “**Avaliação de propriedades térmicas PEI/fibra de carbono soldado e não soldado para aplicações aeronáuticas**” apresentado no congresso da Jornada Científica da Pós-Graduação da UNESP.

• O artigo denominado “**Avaliação dos parâmetros tempo, corrente e pressão na soldagem por resistência elétrica de compósitos PEI/fibras contínua: influência na resistência mecânica**” foi publicado na Revista Matéria, ISSN 1517-7076 artigo 11621, pp.530-543, 2015.

O artigo denominado “**Avaliação da Resistência Interlaminar do Compósito PEI/Fibras de Carbono Soldado pelo Método de Resistência Elétrica**” foi submetido na revista *soldagem e inspeção*.

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. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.
- AGEORGES, C. et al. Characteristics of resistance welding of lap shear coupons. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 29, n. 8, p. 911–919, 1998.
- AGEORGES, C. Experimental investigation of the resistance welding of thermoplastic-matrix composites. Part II: optimum processing window and mechanical performance. **Composites Science and Technology**, v. 60, n. 8, p. 1191–1202, 2000.
- AGEORGES, C.; YE, L. Resistance welding of thermosetting composite / thermoplastic composite joints. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 32, n. 2001, p. 1603–1612, 2006.
- AGEORGES, C.; YE, L.; HOU, M. Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part I: heating element and heat transfer. **Composites Science and Technology**, v. 60, n. 7, p. 1027–1039, 2000.
- ANDRIYANA, A.; BILLON, N.; SILVA, L. Mechanical response of a short fiber-reinforced thermoplastic: Experimental investigation and continuum mechanical modeling. **European Journal of Mechanics, A/Solids**, v. 29, n. 6, p. 1065–1077, 2010.
- ARICI, A. A. Effect of Hygrothermal Aging on Polyetherimide Composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 26, n. 18, p. 1937–1942, 2007.
- ARRESE, A. et al. A new method for determining mode II R-curve by the End-Notched Flexure test. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, n. 1, p. 51–70, 2010.
- ASP, L. E. The effects of moisture and temperature on the interlaminar delamination toughness of a carbon/epoxy composite. **Composites Science and Technology**, v. 58, n. 6, p. 967–977, 1998.
- BALEY, C. et al. Application of Interlaminar Tests to Marine Composites. A Literature Review. **Applied Composite Materials**, v. 11, n. 2, p. 99–126, 2004.
- BISMARCK, A.; HOFMEIER, M.; DÖRNER, G. Effect of hot water immersion on the performance of carbon reinforced unidirectional poly(ether ether ketone) (PEEK) composites: Stress rupture under end-loaded bending. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 38, n. 2, p. 407–426, 2007.
- BOTELHO, E. C.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. Evaluation of hygrothermal effects on the shear properties of Carall composites. **Materials Science and Engineering A**, v. 452-453, p. 292–301, 2007.

BOTELHO, E. C.; REZENDE, M. C. Caracterização Mecânica de Compósitos de Poliamida/Fibra de Carbono Via Ensaio de Cisalhamento Interlaminar e de Mecânica da Fratura. **Polímeros**, v. 12, n. 3, p. 153–163, 2002.

CALLISTER, JR. W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. 817 p.

CAMPOS, K. A. **Avaliação do comportamento de superfícies de fratura por fractais mistos em materiais de diferentes classes**. 2014. 134 f. (Doutorado em Engenharia Mecânica - Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

CÂNDIDO, G. M. **Influência do Condicionamento Ambiental na Resistência à Delaminação de Borda Livre em Compósitos Avançados**. 2001. 200 f. Tese (Doutorado em Ciência – Tecnologia de Fabricação) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2001.

CÂNDIDO, G. M. et al. Fractografia de compósito estrutural aeronáutico submetido à caracterização de tenacidade à fratura interlaminar em modo I. **Polímeros**, v. 22, n. 1, p. 41–53, 2012.

CHEN, Q. et al. Fabrication and mechanical properties of hybrid multi-scale epoxy composites reinforced with conventional carbon fiber fabrics surface-attached with electrospun carbon nanofiber mats. **Composites Part B: Engineering**, v. 44, n. 1, p. 1–7, 2013.

CHOI, H. Y.; CHANG, F. K. A model for predicting damage in graphite/epoxy laminated composites resulting from low-velocity point impact, **J Compos Mater**, v. 26, p. 2134 – 2169, 1992.

CONEJO, L. D. S. **Obtenção e caracterização térmica de compósitos nanoestruturados de resina fenol-furfurílica/cnt**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

COSTA, A. P. **Efeito do condicionamento ambiental em compósitos soldados de PPS/fibras contínuas**. 2011. 129 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

COSTA, A. P.; BOTELHO, E. C.; PARDINI, L. C. Efeito da degradação ambiental nas propriedades de cisalhamento de compósitos PPS/fibra de carbono. **Polímeros**, v. 21, n. 3, p. 161–167, 2011.

DAMATO, C. A. **Efeito do condicionamento ambiental nas propriedades de cisalhamento e viscoelásticas de compósitos híbridos metal-fibra**. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

DANDY, L. O. et al. Counting carbon fibres by electrical resistance measurement. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 68, p. 276–281, 2015.

DE BAERE, I. et al. Study of the mode I and mode II interlaminar behaviour of a carbon fabric reinforced thermoplastic. **Polymer Testing**, v. 31, n. 2, p. 322–332, 2012.

DE GREEF, N. et al. Direct growth of carbon nanotubes on carbon fibers: Effect of the CVD parameters on the degradation of mechanical properties of carbon fibers. **Diamond and Related Materials**, v. 51, p. 39–48, 2015.

DE MOURA, M. F. S. F. Interlaminar Mode II Fracture Characterization. **Delamination Behaviour of Composites**, p. 310–326, 2008.

DE OLIVEIRA, P. H. F. et al. Feasibility Study of the Friction Spot Welding (FSpW) Process in Thermoplastics. **Soldagem & Inspecao**, v. 17, n. 2, p. 96–103, 2012.

DENG, S. et al. Thermoplastic–epoxy interactions and their potential applications in joining composite structures – A review. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 68, p. 121–132, 2015.

EARL, J. S.; SHENOI, R. A. Hygrothermal ageing effects on FRP laminate and structural foam materials. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 35, n. 11, p. 1237–1247, 2004.

FARIA, M. C. M. **Avaliação do efeito higrotérmico nas propriedades mecânicas de compósitos de pps/fibras contínuas**. 2008. 166 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

FARIA, M. C. M. DE; CIOFFI, M. O. H.; BOTELHO, E. C. Análise do efeito higrotérmico no comportamento em fadiga de compósitos de PPS/fibras de carbono. **Polímeros**, v. 22, n. 1, p. 7–12, 2012.

FERNANDEZ VILLEGAS, I.; VIZCAINO RUBIO, P. On avoiding thermal degradation during welding of high-performance thermoplastic composites to thermoset composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 77, p. 172–180, 2015.

FILHO, S. T. Rebitagem por fricção (“FricRiveting”). Desenvolvimento de uma nova técnica de união para juntas híbridas do tipo polímero-metal. Parte I: Processo e Microestrutura. **Soldagem e Inspeção**, v. 55, n. 4, p. 387–395, 2011.

GREENHALGH, E. S. **Failure analysis and fractography of polymer composites**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2009. 595 p.

HARPER, C. A. **Handbook of plastics, elastomers and composites**. 3^o ed. New York: Mac graw - Hill, 1996. 757 p.

HOU, M.; FRIEDRICH, K. Resistance welding of continuous glass fibre-reinforced polypropylene composites. **Composites Manufacturing**, v. 3, n. 3, p. 153–163, 1992.

HOU, M. Resistance welding of carbon fibre reinforced thermoplastic composite using alternative heating element. **Composite Structures**, v. 47, n. 1-4, p. 667–672, 1999.

HOU, M. et al. Resistance welding of carbon fibre reinforced thermoplastic composite using alternative heating element. **Composite Structures**, v. 47, n. 1999, p. 667–672, 1999.

HOU, M.; FRIEDRICH, K. Resistance welding of continuous glass fibre-reinforced polypropylene composites. **Composites Manufacturing**, v. 3, n. 3, p. 153–163, 1992.

HULL, D. **Fractography: observing, measuring, and interpreting fracture surface topography**. 2^o ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1996. 326p

JIANG, X. et al. Effects of hygrothermal aging on glass-fibre reinforced polymer laminates and adhesive of FRP composite bridge: Moisture diffusion characteristics. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 57, p. 49–58, 2014.

KAPPMAYER, G. et al. Modern machining of advanced aerospace alloys-Enabler for quality and performance. **Procedia CIRP**, v. 1, n. 1, p. 28–43, 2012.

KARSLI, N. G.; AYTAC, A. Tensile and thermomechanical properties of short carbon fiber reinforced polyamide 6 composites. **Composites Part B: Engineering**, v. 51, p. 270–275, 2013.

KIM, K. Y.; YE, L. Interlaminar fracture toughness of CF/PEI composites at elevated temperatures: Roles of matrix toughness and fibre/matrix adhesion. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 35, n. 4, p. 477–487, 2004.

KLOCKE, F. et al. Abrasive machining of advanced aerospace alloys and composites. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 64, p. 581–604, 2015.

KOSTAGIANNAKOPOULOU, C. et al. On the interlaminar fracture toughness of carbon fiber composites enhanced with graphene nano-species. **Composites Science and Technology**, v. 118, p. 217–225, 2015.

LABRANDERO, S.D. **Characterization of metallic meshes used for resistance welding of thermoplastic composites**. Monografía de conclusão de curso. Faculty of aerospace engineering design and production of composite structures. Universidad carlos iii de madrid, 2009.

LEE, S. Mode II delamination failure mechanisms of polymer matrix composites. **Journal of materials science**, v. 2, p. 1287–1295, 1997a.

LEE, S. Mode II delamination failure mechanisms of polymer matrix composites. **Journal of Materials Science**, v. 32, n. 5, p. 1287–1295, 1997b.

- LI, J.; CAI, C. L. The carbon fiber surface treatment and addition of PA6 on tensile properties of ABS composites. **Current Applied Physics**, v. 11, n. 1, p. 50–54, 2011.
- LIU, W. B. et al. Properties of carbon fiber sized with poly(phthalazinone ether ketone) resin. **Journal of Applied Polymer Science**, p. 3702–3709, 2012.
- LIU, Y. et al. Applied Surface Science Structure and corrosion behavior of sputter deposited cerium oxide based coatings with various thickness on Al 2024-T3 alloy substrates. **Applied Surface Science**, v. 355, p. 805–813, 2015.
- M'SAOUBI, R. et al. High performance cutting of advanced aerospace alloys and composite materials. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 64, n. 2, p. 557–580, 2015.
- MARQUES, L. S. et al. Avaliação dos comportamentos mecânico e térmico de laminados de PPS/fibra de carbono processados em autoclave sob diferentes ciclos de consolidação. **Polímeros**, v. 20, n. 4, p. 309–314, 2010.
- MATHEWS, M. J.; SWANSON, S. R. Characterization of the interlaminar fracture toughness of a laminated carbon/epoxy composite. **Composites Science and Technology**, v. 67, n. 7-8, p. 1489–1498, 2007.
- MAYER, S.; CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, M. C. Influência do condicionamento ambiental na resistência à tração de compósitos de carbono/epóxi reparados. **Polímeros**, v. 13, n. 3, p. 147–153, 2003.
- MAZUR, R. L. et al. Avaliações térmica e reológica da matriz termoplástica PEKK utilizada em compósitos aeronáuticos. **Polímeros**, v. 18, n. 3, p. 237–243, 2008.
- MEYERS, M. A; CHAWLA, K. K. **Princípios de metalurgia mecânica**. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 505p.
- MOREIRA, A. et al. Avaliação dos parâmetros tempo , corrente e pressão na soldagem por resistência elétrica de compósitos PEI / fibras contínuas : influência na resistência mecânica . p. 530–543, 2015.
- MOURA, M. F. S. F.; MORAIS, A. B.; MAGALHÃES, A. G. **Materiais compósitos – materiais, fabrico e comportamento mecânico**. Porto: Publindústria, 2005. 369 p.
- NETO, L. F.; PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais**. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 313p.
- NIE, W. et al. Decomposition of waste carbon fiber reinforced epoxy resin composites in molten potassium hydroxide. **Polymer Degradation and Stability**, v. 111, p. 247–256, 2015.
- NINO, G. F. et al. Thermal NDI of resistance welded composite structures. **Composites Part B: Engineering**, v. 40, n. 3, p. 237–248, 2009.

O'BRIEN, K. Characterization , Analysis and Prediction of Delamination in Composites Using Fracture Mechanics. **Characterization, analysis and Prediction of Delamination in Composites Using Fracture Mechanics**, p. 1–6, 2001.

OLIVEIRA, G. H.; GUIMARÃES, V. A.; BOTELHO, E. C. Influência da temperatura no desempenho mecânico de compósitos PEI/fibras de vidro. **Polímeros**, v. 19, n. 4, p. 305–312, 2009.

OUYANG, Z.; LI, G. Nonlinear interface shear fracture of end notched flexure specimens. **International Journal of Solids and Structures**, v. 46, n. 13, p. 2659–2668, 2009.

PAIVA, J. M. F. DE et al. Avaliação da temperatura de transição vítrea de compósitos poliméricos reparados de uso aeronáutico. **Polímeros**, v. 16, n. 1, p. 79–87, 2006.

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

PAPPADÀ, S. et al. Fabrication of a thermoplastic matrix composite stiffened panel by induction welding. **Aerospace Science and Technology**, v. 43, p. 314–320, 2015.

PARLEVLIT, P. P.; BERSEE, H. E. N.; BEUKERS, A. Residual stresses in thermoplastic composites - a study of the literature. Part III: Effects of thermal residual stresses. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 38, n. 6, p. 1581–1596, 2007.

PIMENTA, S.; PINHO, S. T. Recycling carbon fibre reinforced polymers for structural applications: Technology review and market outlook. **Waste Management**, v. 31, n. 2, p. 378–392, 2011.

PRESEZNIAK, F. A. **Identificação de danos e determinação da vida útil em estruturas usando transformada wavelet e conceitos de mecânica da fratura**. 2007. 149 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná do Campus de Curitiba, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2007.

RAZEIRA, I. A. T. **Fibras lignocelulósicas como agente de reforço de compósitos de matriz fenólica e lignofenólica**. 2006. 167 f. Tese (Doutorado em Ciências) – Instituto de Química de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2006.

REZENDE, M. C. Fractografia de Compósitos Estruturais. **Polímeros**, v. 17, n. 3, p. E4–E11, 2007.

REZENDE, M. C.; BOTELHO, E. C. O uso de compósitos estruturais na indústria aeroespacial. **Polímeros**, v. 10, n. 2, 2000.

REZENDE, M. C.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. **Compósitos estruturais: tecnologia e prática**. 1º ed. São Paulo: Artliber, 2011. 396 p.

SALLEH, W. N. W. et al. Precursor Selection and Process Conditions in the Preparation of Carbon Membrane for Gas Separation: A Review. **Separation & Purification Reviews**, v. 40, n. 4, p. 261–311, 2011.

SELZER, R.; FRIEDRICH, K. Mechanical properties and failure behaviour of carbon fibre-reinforced polymer composites under the influence of moisture. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 28, n. 6, p. 595–604, 1997.

SHARMA, M.; RAO, I. M.; BIJWE, J. Influence of orientation of long fibers in carbon fiber-polyetherimide composites on mechanical and tribological properties. **Wear**, v. 267, n. 5-8, p. 839–845, 2009.

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**, v. 55, p. 1–10, 2013.

SHOKRIEH, M. M.; HEIDARI-RARANI, M.; AYATOLLAHI, M. R. Calculation of GI for a multidirectional composite double cantilever beam on two-parametric elastic foundation. **Aerospace Science and Technology**, v. 15, n. 7, p. 534–543, 2011.

SHOKRIEH, M. M.; SALAMAT-TALAB, M.; HEIDARI-RARANI, M. Effect of initial crack length on the measured bridging law of unidirectional E-glass/epoxy double cantilever beam specimens. **Materials and Design**, v. 55, p. 605–611, 2014.

SOUZA, S.D.B. **Avaliação dos parâmetros de soldagem por resistência para compósitos de pps/fibras contínuas com aplicações aeronáuticas**. 2015. 143 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

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

SUN, C. T.; ZHENG, S. Delamination characteristics of double-cantilever beam and end-notched flexure composite specimens. **Composites Science and Technology**, v. 56, n. 4, p. 451–459, 1996.

TIWARI, S.; BIJWE, J.; PANIER, S. Polyetherimide composites with gamma irradiated carbon fabric: Studies on abrasive wear. **Wear**, v. 270, n. 9-10, p. 688–694, 2011.

VALOROSO, N. et al. Identification of mode-I cohesive parameters for bonded interfaces based on DCB test. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 104, p. 56–79, 2013.

VAN INGEN, J. W. et al. Development of the Gulfstream G650 Induction Welded Thermoplastic Elevators And Rudder. **SAMPE Conference and Exhibition**, n. December 2009, 2010.

WANG, W.-X. et al. Experimental investigation on test methods for mode II interlaminar fracture testing of carbon fiber reinforced composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 40, n. 9, p. 1447–1455, 2009.

WISE, R.J. **Thermal Welding of polymers**. Cambridge, Woodhead Publishing Limited, 1999.

YANN, R. et al. Anisotropy of hygrothermal damage in fiber/polymer composites: Effective elasticity measures and estimates. **Mechanics of Materials**, v. 38, n. 12, p. 1143–1158, 2006.

YILMAZ, T.; SINMAZCELIK, T. Effects of hydrothermal aging on glass-fiber/polyetherimide (PEI) composites. **Journal of Materials Science**, v. 45, n. 2, p. 399–404, 2010.

YIM, Y.-J.; RHEE, K. Y.; PARK, S.-J. Influence of electroless nickel-plating on fracture toughness of pitch-based carbon fibre reinforced composites. **Composites Part B: Engineering**, v. 76, p. 286–291, 2015.

YOUSEFPOUR, A.; HOJJATI, M.; IMMARIGEON, J.-P. Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, v. 17, n. 4, p. 303–341, 2004.

YUAN, Q. et al. Resistance Welding of Carbon Fiber Reinforced Polyetherimide Composit. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, v. 14, n. 1, p. 2–19, 2001.

ZENASNI, R. et al. Hygrothermal aging effect on the Interlaminar fracture of woven fabric fibre/PEI composite material. **Science and Engineering of Composite Materials**, v. 11, n. 4, p. 225–230, 2004.

ZENASNI, R. Effect of Hygrothermomechanical Aging on the Interlaminar Fracture Behavior of Woven Fabric Fiber/PEI Composite Materials. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, v. 19, n. 4, p. 385–398, 2006.

ZHANG, B. et al. Preparation and characterization of carbon and carbon/zeolite membranes from ODPA–ODA type polyetherimide. **Journal of Membrane Science**, v. 474, p. 114–121, 2015.

APÊNDICES

APÊNDICE A - Resultados de ganho de massa (%) da primeira amostra de controle sem solda.

	A	B	C	D	E	F	G	H
1	Amostra 1 Seca Condicionamento - Sem Solda		Massa	Data	% Massa	Hora	Tempo (h)	Raiz quadrada hora
2	2,7661	1a	2,7752	05/04/2016	0,328983045	08:40	24	4,898979486
3	2,7661	1b	2,7776	06/04/2016	0,415747804	08:40	48	6,92820323
4	2,7661	1c	2,7785	07/04/2016	0,448284588	08:40	72	8,485281374
5	2,7661	1d	2,7786	08/04/2016	0,451899787	09:30	97	9,848857802
6	2,7661	1e	2,779	11/04/2016	0,46636058	14:30	174	13,19090596
7	2,7661	1f	2,7792	15/04/2016	0,473590976	09:30	265	16,2788206
8	2,7661	1g	2,7796	19/04/2016	0,48805177	10:00	361	19
9	2,7661	1h	2,7797	22/04/2016	0,491666968	09:00	433	20,80865205
10	2,7661	1i	2,7803	29/04/2016	0,513358158	09:00	601	24,51530134
11	2,7661	1j	2,7792	06/04/2016	0,473590976	09:30	769	27,73084925
12	2,7661	1k	2,7783	13/05/2016	0,441054192	14:30	942	30,69201851
13	2,7661	1l	2,7787	20/05/2016	0,455514985	16:00	1111	33,33166662
14	2,7661	1m	2,7791	25/05/2016	0,469975778	09:00	1222	34,9571659
15	2,7661	1n	2,7796	31/05/2016	0,48805177	09:00	1366	36,95943723
16	2,7661	1o	2,7801	07/06/2016	0,506127761	14:00	1539	39,23009049
17	2,7661	1p	2,7813	14/06/2016	0,549510141	09:00	1702	41,25530269
18	2,7661	1q	2,7822	17/06/2016	0,582046925	10:00	1775	42,13074887
19	2,7661	1r	2,7822	22/06/2016	0,582046925	14:20	1889	43,46262762

APÊNDICE B - Resultados de ganho de massa (%) da segunda amostra de controle sem solda.

	A	B	C	D	E	F	G	H
	Amostra 2 Seca Condicionamento - Sem Solda		Massa	Data	% Massa	Hora	Tempo (h)	Raiz quadrada hora
	2,5497	2a	2,5584	05/04/2016	0,341216614	08:40	24	4,898979486
	2,5497	2b	2,5608	06/04/2016	0,435345335	08:40	48	6,92820323
	2,5497	2c	2,5614	07/04/2016	0,458877515	08:40	72	8,485281374
	2,5497	2d	2,5616	08/04/2016	0,466721575	09:30	97	9,848857802
	2,5497	2e	2,5617	11/04/2016	0,470643605	14:30	174	13,19090596
	2,5497	2f	2,5618	15/04/2016	0,474565635	09:30	265	16,2788206
	2,5497	2g	2,5622	19/04/2016	0,490253755	10:00	361	19
	2,5497	2h	2,5622	22/04/2016	0,490253755	09:00	433	20,80865205
	2,5497	2i	2,5629	29/04/2016	0,517707966	09:00	601	24,51530134
	2,5497	2j	2,5615	06/04/2016	0,462799545	09:30	769	27,73084925
	2,5497	2k	2,5612	13/05/2016	0,451033455	14:30	942	30,69201851
	2,5497	2l	2,5615	20/05/2016	0,462799545	16:00	1111	33,33166662
	2,5497	2m	2,5616	25/05/2016	0,466721575	09:00	1222	34,9571659
	2,5497	2n	2,5619	31/05/2016	0,478487665	09:00	1366	36,95943723
	2,5497	2o	2,5627	07/06/2016	0,509863906	14:00	1539	39,23009049
	2,5497	2p	2,564	14/06/2016	0,560850296	09:00	1702	41,25530269
	2,5497	2q	2,5645	17/06/2016	0,580460446	10:00	1775	42,13074887
	2,5497	2r	2,5645	22/06/2016	0,580460446	14:20	1889	43,46262762

APÊNDICE C - Resultados de ganho de massa (%) da terceira amostra de controle sem solda.

Amostra 3 Seca	Condicionamento - Sem Solda	Massa	Data	% Massa	Hora	Tempo (h)	Raiz quadrada hora
2,6462	2a	2,655	05/04/2016	0,332552339	08:40	24	4,898979486
2,6462	2b	2,6578	06/04/2016	0,438364447	08:40	48	6,92820323
2,6462	2c	2,6587	07/04/2016	0,472375482	08:40	72	8,485281374
2,6462	2d	2,6587	08/04/2016	0,472375482	09:30	97	9,848857802
2,6462	2e	2,6589	11/04/2016	0,47993349	14:30	174	13,19090596
2,6462	2f	2,6589	15/04/2016	0,47993349	09:30	265	16,2788206
2,6462	2g	2,6592	19/04/2016	0,491270501	10:00	361	19
2,6462	2h	2,6595	22/04/2016	0,502607513	09:00	433	20,80865205
2,6462	2i	2,6599	29/04/2016	0,517723528	09:00	601	24,51530134
2,6462	2j	2,6585	06/04/2016	0,464817474	09:30	769	27,73084925
2,6462	2k	2,6579	13/05/2016	0,442143451	14:30	942	30,69201851
2,6462	2l	2,6584	20/05/2016	0,46103847	16:00	1111	33,33166662
2,6462	2m	2,6586	25/05/2016	0,468596478	09:00	1222	34,95711659
2,6462	2n	2,6591	31/05/2016	0,487491497	09:00	1366	36,95943723
2,6462	2o	2,6609	07/06/2016	0,555513567	14:00	1539	39,23009049
2,6462	2p	2,6615	14/06/2016	0,57818759	09:00	1702	41,25530269
2,6462	2q	2,6615	17/06/2016	0,57818759	10:00	1775	42,13074887
2,6462	2r	2,6615	22/06/2016	0,57818759	14:20	1889	43,46262762

APÊNDICE D - Resultados de ganho de massa (%) da primeira amostra de controle com solda.

Amostra 1 Seca	Condicionamento - Solda	Massa	Data	% Massa	Hora	Tempo (h)	Raiz quadrada hora
5,5675	1a	5,5857	05/04/2016	0,326891711	08:40	24	4,898979486
5,5675	1b	5,5905	06/04/2016	0,41311181	08:40	48	6,92820323
5,5675	1c	5,5925	07/04/2016	0,449034576	08:40	72	8,485281374
5,5675	1d	5,5925	08/04/2016	0,449034576	09:30	97	9,848857802
5,5675	1e	5,5929	11/04/2016	0,456219129	14:30	174	13,19090596
5,5675	1f	5,5932	15/04/2016	0,461607544	09:30	265	16,2788206
5,5675	1g	5,594	19/04/2016	0,47597665	10:00	361	19
5,5675	1h	5,5941	22/04/2016	0,477772789	09:00	433	20,80865205
5,5675	1i	5,5946	29/04/2016	0,48675348	09:00	601	24,51530134
5,5675	1j	5,5931	06/05/2016	0,459811405	09:30	769	27,73084925
5,5675	1k	5,592	13/05/2016	0,440053884	14:30	942	30,69201851
5,5675	1l	5,5925	20/05/2016	0,449034576	16:00	1111	33,33166662
5,5675	1m	5,593	25/05/2016	0,458015267	09:00	1222	34,95711659
5,5675	1n	5,5933	31/05/2016	0,463403682	09:00	1366	36,95943723
5,5675	1o	5,5936	07/06/2016	0,468792097	14:00	1539	39,23009049
5,5675	1p	5,5945	14/06/2016	0,484957342	09:00	1702	41,25530269
5,5675	1q	5,5985	17/06/2016	0,556802874	10:00	1775	42,13074887
5,5675	1r	5,5985	22/06/2016	0,556802874	14:20	1775	42,13074887

APÊNDICE E - Resultados de ganho de massa (%) da segunda amostra de controle com solda.

Amostra 2 Seca	Condicionamento - Solda	Massa	Data	% Massa	Hora	Tempo (h)	Raiz quadrada hora
5,6729	2a	5,6915	05/04/2016	0,327874632	08:30	24	4,898979486
5,6729	2b	5,6964	06/04/2016	0,414250207	08:37	48	6,92820323
5,6729	2c	5,6989	07/04/2016	0,458319378	08:41	72	8,485281374
5,6729	2d	5,6989	08/04/2016	0,458319378	09:30	97	9,848857802
5,6729	2e	5,6992	11/04/2016	0,463607679	14:30	174	13,19090596
5,6729	2f	5,6994	15/04/2016	0,467133212	09:30	265	16,2788206
5,6729	2g	5,6997	19/04/2016	0,472421513	10:00	361	19
5,6729	2h	5,6997	22/04/2016	0,472421513	09:00	433	20,80865205
5,6729	2i	5,6999	29/04/2016	0,475947046	09:00	601	24,51530134
5,6729	2j	5,6993	06/05/2016	0,465370445	09:30	769	27,73084925
5,6729	2j	5,6978	13/05/2016	0,438928943	14:30	942	30,69201851
5,6729	2l	5,6982	20/05/2016	0,44598001	16:00	1111	33,33166662
5,6729	2m	5,6987	25/05/2016	0,454793844	09:00	1222	34,95711659
5,6729	2n	5,699	31/05/2016	0,460082145	09:00	1366	36,95943723
5,6729	2o	5,7003	07/06/2016	0,482998114	14:00	1539	39,23009049
5,6729	2p	5,7022	14/06/2016	0,516490684	09:00	1702	41,25530269
5,6729	2q	5,7046	17/06/2016	0,558797088	10:00	1775	42,13074887
5,6729	2r	5,7046	22/06/2016	0,558797088	14:20	1889	43,46262762

APÊNDICE F - Resultados de ganho de massa (%) da terceira amostra de controle com solda.

Amostra 3 Seca	Condicionamento - Solda	Massa	Data	% Massa	Hora	Tempo (h)	Raiz quadrada hora
5,8294	3a	5,8494	05/04/2016	0,343088483	08:30	24	4,898979486
5,8294	3b	5,8548	06/04/2016	0,435722373	08:37	48	6,92820323
5,8294	3c	5,857	07/04/2016	0,473462106	08:41	72	8,485281374
5,8294	3d	5,8571	08/04/2016	0,475177548	09:30	97	9,848857802
5,8294	3e	5,858	11/04/2016	0,49061653	14:30	174	13,19090596
5,8294	3f	5,8582	15/04/2016	0,494047415	09:30	265	16,2788206
5,8294	3g	5,8586	19/04/2016	0,500909184	10:00	361	19
5,8294	3h	5,8588	22/04/2016	0,504340069	09:00	433	20,80865205
5,8294	3i	5,8593	29/04/2016	0,512917281	09:00	601	24,51530134
5,8294	3j	5,8575	06/05/2016	0,482039318	09:30	769	27,73084925
5,8294	3k	5,8561	13/05/2016	0,458023124	14:30	942	30,69201851
5,8294	3l	5,8564	20/05/2016	0,463169451	16:00	1111	33,33166662
5,8294	3m	5,8567	25/05/2016	0,468315779	09:00	1222	34,95711659
5,8294	3n	5,857	31/05/2016	0,473462106	09:00	1366	36,95943723
5,8294	3o	5,8615	07/06/2016	0,550657014	14:00	1539	39,23009049
5,8294	3p	5,8635	14/06/2016	0,584965863	09:00	1702	41,25530269
5,8294	3q	5,8631	17/06/2016	0,578104093	10:00	1775	42,13074887
5,8294	3r	5,8631	22/06/2016	0,578104093	14:20	1889	43,46262762

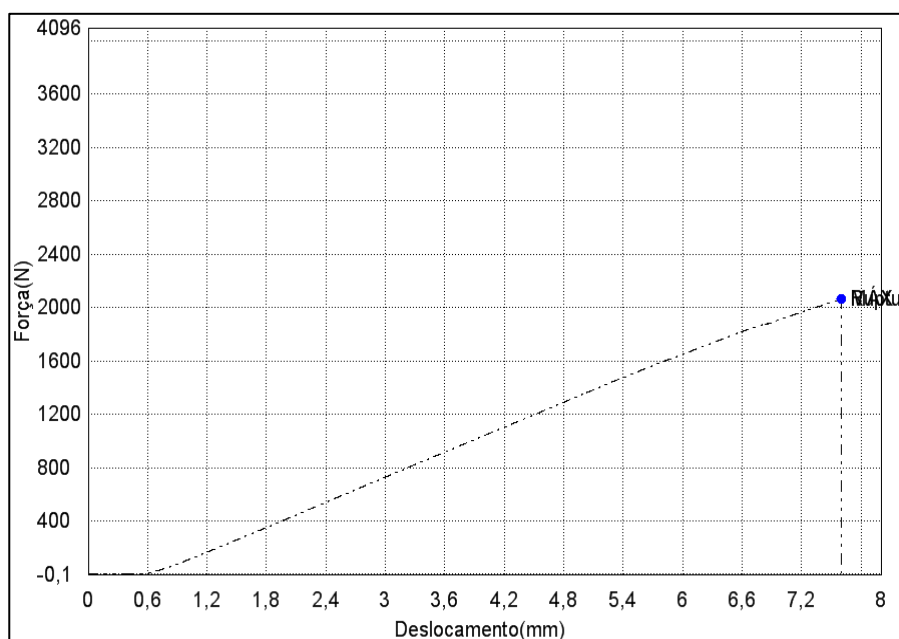
APENDICE G – Dados e gráfico carga-deslocamento padrão obtidos pelo ensaio de enf para as amostras de PEI/carbono soldado não condicionado.

Palavra-chave	FIBRA CARBONO TWI	Nome do produto	CDP 6
Nome do arquivo do e	_20151204_0849.xtak	Nome do arquivo do m	
Data do relatório	2015/12/04	Data do ensaio	
Modo de ensaio	Simplex	Tipo de ensaio	Dobr.3ptos
Velocidade	0,5mm/min	Placa	Placa
Batch No:	5	Sub-batch No:	1

Nome Parâmetros	Elástico Força 10 - 20 N	YP(%FS)_Tensão 0,1 % N/mm2	YP(%FS)_Deform 0,1 % %	Máx_Tensão Cálculo de áreas c N/mm2
twill cp6	44863,3	--	--	711,708
twill cp6	30611,0	--	--	361,333
twill cp6	28184,9	--	--	709,539
twill cp6	28734,9	--	--	
25755,9	--	-- 738,875	-- 729,554	twill cp6

Nome Parâmetros	Máx_Deformação Cálculo de áreas c %	Ruptura_Tensão Sensibilidade: 10 N/mm2	Ruptura_Deformaç Sensibilidade: 10 %	YS1_Tensão 0,2 % N/mm2
twill cp6	1,65948	711,708	1,65948	255,305
twill cp6	1,32208	316,686	2,16143	355,633
twill cp6	1,84720	709,539	1,84720	303,013
twill cp6	1,44520	678,5439	1,76890	383,073
twill cp6	1,54650	470,5789	1,45690	354,033

Nome Parâmetros	YS1_Deformação 0,2 % %	Máx_Força Cálculo de áreas c N	Ruptura_Força Sensibilidade: 10 N
twill cp6	1,65954	1932,94	1932,94
twill cp6	1,36227	1037,43	909,243
twill cp6	1,84727	2062,36	2062,36
twill cp6	1,34854	1862,81	1862,81
twill cp6	1,54983	1668,61	1668,61



APENDICE H – Dados e gráfico carga-deslocamento padrão obtidos pelo ensaio de enf para as amostras de PEI/carbono soldadas condicionadas.

Palavra-chave FIBRA CARBONO TWI **Nome do produto** CDP 6

Nome do arquivo do e flexão fibra carbono EN **Nome do arquivo do m** flexão fibra carbono EN

Data do relatório 2016/06/24 **Data do ensaio** 2016/06/22

Modo de ensaio Simples **Tipo de ensaio** Dobr.3ptos

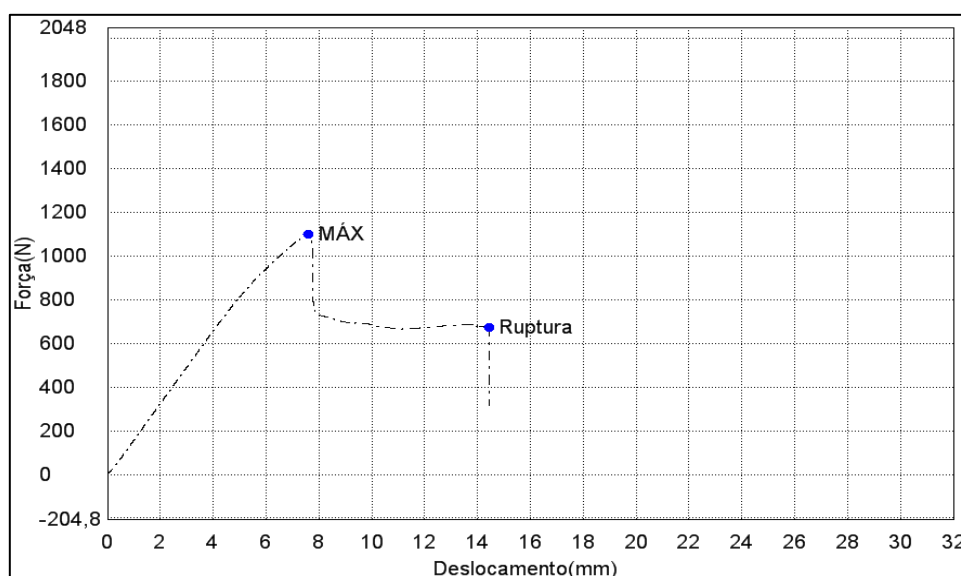
Velocidade 0,5mm/min **Placa** Placa

Batch No: 5 **Sub-batch No:** 1

Nome	Elástico	YP(%FS)_Tensão	YP(%FS)_Deform	Máx_Tensão
Parâmetros	Força 10 - 20 N	0,1 %	0,1 %	Cálculo de áreas c
Unidade	N/mm2	N/mm2	%	N/mm2
twill cp6	30761,7	--	--	492,042
twill cp6	29204,9	--	--	402,904
twill cp6	24962,1	--	--	371,787
twill cp6	30926,5	--	--	434,972
twill cp6	24944,5	--	--	444,764

Nome	Máx_Deformação	Ruptura_Tensão	Ruptura_Deformaç	YS1_Tensão
Parâmetros	Cálculo de áreas c	Sensibilidade: 10	Sensibilidade: 10	0,2 %
Unidade	%	N/mm2	%	N/mm2
twill cp6	1,51672	470,461	1,58123	336,008
twill cp6	1,31964	354,359	1,35565	335,887
twill cp6	1,27091	270,210	2,40330	281,541
twill cp6	1,33280	266,419	2,52493	358,080
twill cp6	1,67780	323,456	2,43333	312,540

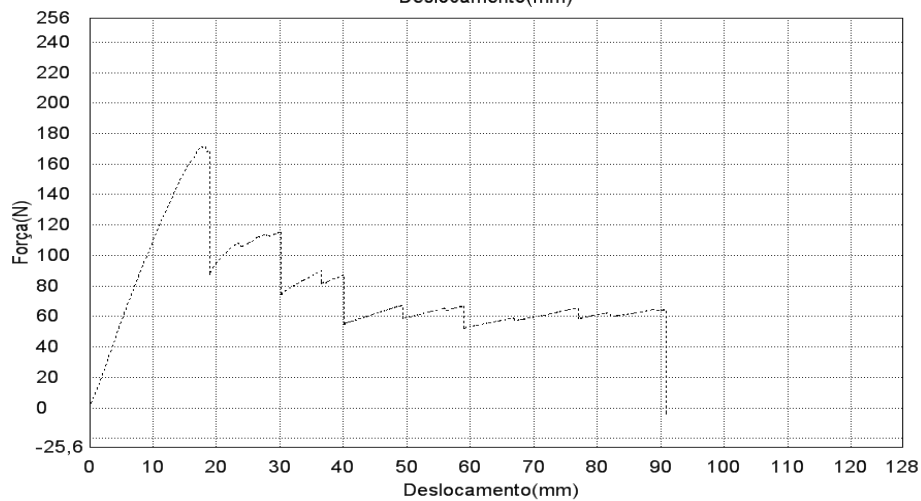
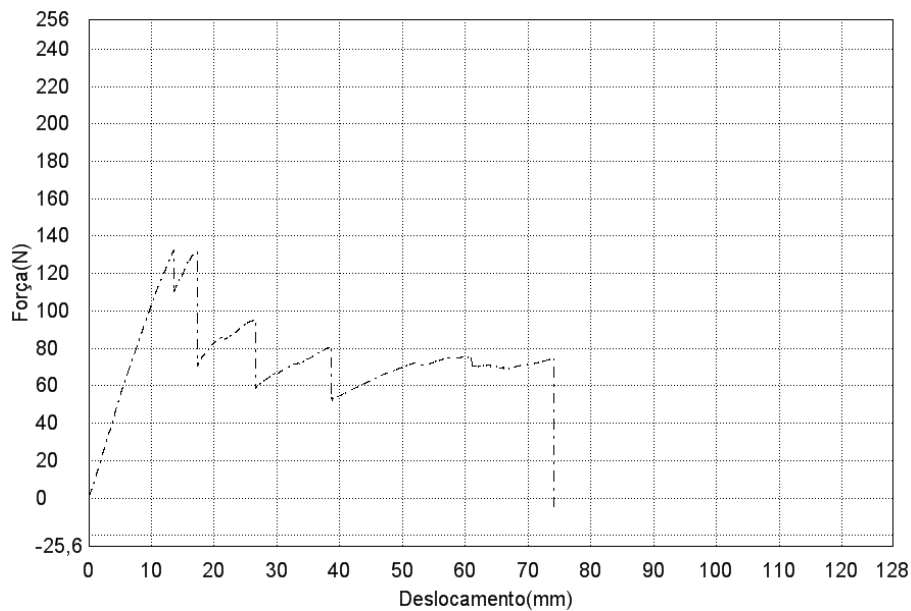
Nome	YS1_Deformação	Máx_Força	Ruptura_Força
Parâmetros	0,2 %	Cálculo de áreas c	Sensibilidade: 10
Unidade	%	N	N
twill cp6	1,58133	1225,93	1172,16
twill cp6	1,35575	1036,58	911,680
twill cp6	1,33235	1039,75	755,679
twill cp6	1,35913	1100,76	674,214
twill cp6	1,30911	1176,23	589,673



APENDICE I – Dados e gráficos força-deslocamento padrão obtidos a partir do ensaio de dcb para as amostras de PEI/carbono soldadas.





Palavra-chave		Nome do produto	
Nome do arquivo do ensaio	tração fibra carbono DC	Nome do arquivo do ensaio	mtração fibra carbono DC
Data do relatório	2016/02/18	Data do ensaio	2016/02/18
Modo de ensaio	Simple	Tipo de ensaio	Tração
Velocidade	2mm/min	Placa	Placa
Batch No:	1	Sub-batch No:	4

Nome Parâmetros Unidade	LASE2_Força Deslocamento 1 m N	EASL1_Deslocam Força 1 N mm
1_1	8,51949	0,15582
1_2	7,64032	0,18982
1_3	10,2391	0,12591
1_4	9,95795	0,11987
1_5	8,97535	0,14806



ANEXO

ANEXO A- Instrução de trabalho para a operação da máquina soldadora.

 UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA CAMPUS DE GUARATINGUETÁ DEPARTAMENTO DE MATERIAIS E TECNOLOGIA	Instrução de Trabalho		Data revisão:
Laboratório de Compósitos	Operação da máquina soldadora de compósitos por resistência elétrica		Nº de pág.
Etapas	Execução	Cuidados especiais técnicos e segurança	Ilustração
1- Acionamento da pressão externa para o sistema prensa da soldadora.	Liberar a pressão pela válvula no manômetro	Verificar se a pressão está a 6 Mpa, e se não há vazamentos.	
2- Liberação da pressão para a soldadora.	Empurrar o pistão que localiza-se na parte posterior da máquina.	Ruído elevado causado pela entrada de pressão. Utilizar protetor auricular.	
3- Acionar a parte elétrica da soldadora.	Ligar na tomada o fio Ligar a fonte Verificar conexões	Verificar se houve o acionamento da fonte.	
4- Acionar o software.	Ligar o computador e acionar o programa.	Verificar se o acionamento está correto	
5- Preparo para soldagem dos cps.	Colocar o elemento resistivo Colocar as amostras entre o elemento resistivo.	Utilizar luvas e óculos de proteção e protetor auricular	
6- Soldagem das amostras.	Ligar sistema de exaustão do local Fechar a porta de segurança Acionar o botão do software	Utilizar luvas e óculos de proteção e protetor auricular	
7- Retirada das amostras.	Desligar o software de funcionamento da máquina Retirar as amostras da cabine de soldagem pressionando os jarcés de passagem de corrente.	Utilizar luvas e óculos de proteção e protetor auricular	
8- Desligamento da máquina.	Desligar software Desligar fonte Despressurizar a prensa	Utilizar luvas e óculos de proteção e protetor auricular	