UNESP

Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá

2011

ANAHI PEREIRA DA COSTA

EFEITO DO CONDICIONAMENTO AMBIENTAL EM COMPÓSITOS SOLDADOS DE PPS/FIBRAS CONTÍNUAS

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

Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Co-Orientador: Prof. Dr. Luiz Cláudio Pardini

Guaratinguetá
2011

Costa, Anahi Pereira da
C837e Efeito de condicionamento ambiental em compósitos soldados de PPS/fibras contínuas / Anahi Pereira da Costa. – Guaratinguetá : [s.n.], 2011
134 f. : il.
Bibliografia: f. 107-118

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011
Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Co-orientador: Prof. Dr. Luiz Cláudio Pardini

Termoplásticos 2. Soldagem I. Título

CDU 678.027.7

unesp

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

ANAHI PEREIRA DA COSTA

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. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. EDSON COCCHIERI BOTELHO
Orientador / Unesp-Feg

Profª. Drª. MICHELLE LEALI COSTA
Unesp/Feg

Prof. Dr. JOSÉ MARIA FERNANDES MARLET
EMBRAER

Agosto de 2011

DADOS CURRICULARES

ANAHI PEREIRA DA COSTA

NASCIMENTO	25.03.1984 – SÃO JOSÉ DOS CAMPOS/SP
FILIAÇÃO	Carlos Alberto da Costa Marly Elenir Pereira da Costa
2004/2008	Curso de Graduação Engenharia de Materiais - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista

Dedicado

À perseverança e à batalha: meus pais Marly e Carlos.

À alegria e à amizade: meus irmãos Anauê e Aruan.

À família e ao amor: meus avós Maria e Tino.

À memória e à saudade, meus avós Cida e Zé Costa.

AGRADECIMENTOS

À Unesp Guaratinguetá, todos seus funcionários e professores.

Aos técnicos da Unesp Guaratinguetá. Obrigada por toda ajuda dada a este trabalho.

Ao *Edson Cocchieri Botelho*, orientador, professor e amigo. Obrigada por toda paciência, todo apoio, todos os conselhos e, principalmente, pela inspiração. Você é um modelo de pessoa e de profissional cujos passos tento seguir desde o segundo ano de faculdade.

Ao *Luiz Claudio Pardini*, orientador e amigo. Você é uma das pessoas cuja opinião respeito muito, obrigada pelos conselhos. Sinto muito orgulho de ser orientada por você!

Às alunas e co-orientadas *Karol Oushiro* e *Giovana Pettirossi Motta*. Obrigada por terem sido meu braço direito na realização desse trabalho.

Ao Eng *Nilson Eiji Narita* que foi muito importante para realização desse trabalho. Muito obrigada por toda ajuda!

À minha mãe, *Marly Elenir Pereira da Costa*, e ao meu pai, *Carlos Alberto da Costa*. Obrigada por ensinar a batalhar, a não desistir e correr atrás dos sonhos. Nada é impossível, basta querer!

Ao *José Rodolfo Lima Villaça*, namorado e amigo. Meu querido, desde o momento que te conheci até aqui, nenhuma pessoa se fez tão presente na minha vida. Obrigada por todo apoio e toda a paciência.

À *Leda Maria Lima Villaça* e ao *Paulo Cesar Louzar Villaça*, sogros e amigos. Junto aos meus pais, vocês são meus exemplos de vida! Serei eternamente grata por tudo!

Ao *Rogério Hein*, professor e amigo. Suas palavras me incentivaram a seguir a Eng. De Materiais. Obrigada pela amizade desde a graduação.

À *Gabriella Reis Carrer Spedo e Beatriz Garrido Volles*, minhas irmãs que eu escolhi! Obrigada por todo apoio e pelo carinho!

Ao *Pietro Carelli Caltabiano* e ao *Marcos Shiino*, grandes amigos desde sempre presentes! Muito obrigada por toda ajuda, apoio e principalmente pela amizade desde os tempos da graduação!

À *Cirlene Fourquet* , à *Aline Pereira* e à *Silvia Oishi*, grandes amigas. Muito obrigada pelas risadas, pizzas e filmes e a companhia. Sinto muita falta de vocês, obrigada por tudo!

Agradeço a todos que fazem parte da minha vida! Só tive bons exemplos e ótimas amizades. E agradeço a todos que me ajudaram de maneira direta ou indireta nesse trabalho!

Agradeço a Deus.

Este trabalho contou com apoio das seguintes entidades

-FAPESP-através dos contratos n° 2005/54358-7 e 2008/00171-8.
-Bolsa de Demanda Social – CAPES/Unesp.

O Pai que tinha dois filhos

"(...) Andaram mais ou menos duas horas,
estavam todos com muita sede.
O tempo mudou, parecia que ia chover,
começou a trovejar e escurecer.
Procuraram um lugar para se proteger.
Pararam ao lado de um rochedo,
onde tinha muito mel para colher e comer.
E já começou a chover.
A água da chuva na pedra descia em forma de bica, limpinha e bem fria.
Encheram todas as cabaças que estavam vazias.
Todos beberam e ficaram cheios de alegria.
(...)
E foram cantando:
- A chuva, devemos agradecer.
Que se transformou em água para beber
E aquele bom lugar para nos proteger.
E mel para levar e comer.(...)"

Laurentino Domingues Pereira
Poesias de cordel - obra não publicada

COSTA, A. P. **Efeito do condicionamento ambiental em compósitos soldados de PPS/fibras contínuas**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista – Júlio de Mesquita Filho, Guaratinguetá, 2011.

RESUMO

A utilização de matrizes termoplásticas de elevado desempenho tem evoluído progressivamente como uma alternativa para aplicações aeronáuticas, dentre estas destaca-se o PPS (polisulfeto de fenileno). Durante sua vida útil, as aeronaves são expostas a uma grande variedade de condições ambientais que, associadas aos diversos tipos de carregamentos, encontram-se sujeitas a diversos tipos de tensões mecânicas. Dentre os processos disponíveis de união de peças a soldagem por resistência elétrica para compósitos vem sendo considerada, consistindo este processo na atuação de uma corrente elétrica entre as partes a serem unidas gerando o calor necessário para que ocorra a fusão da matriz. Desta forma, o objetivo deste trabalho é avaliar o efeito da temperatura, umidade e salinidade na resistência ao cisalhamento e no comportamento dinâmico mecânico do compósito PPS/fibras contínuas soldado pelo método de resistência elétrica. Com esta finalidade, placas de PPS reforçadas com camadas de tecidos de fibras de carbono e de vidro (compósito híbrido) foram soldadas pelo método de resistência elétrica. Os materiais, soldado e não soldado, foram caracterizados pelas técnicas de microscopia óptica, ultrassom, TGA (termogravimetria) e TMA (análise termomecânica). Após a realização desta caracterização inicial, os materiais soldados foram condicionados em ambiente higrotérmico, rico em névoa salina e em câmara de choque térmico e, posteriormente, foram ensaiados pelos métodos de cisalhamento ILSS e Iosipescu além de análise térmica por DMA (análise dinâmico-mecânica). De acordo com os resultados obtidos, todos os condicionamentos utilizados alteraram as propriedades de cisalhamento e temperatura de transição vítrea do material soldado.

Palavras Chave: Compósitos termoplásticos. Soldagem por resistência elétrica. Condicionamento Ambiental. PPS (polisulfeto de fenileno).

COSTA, A. P. **Effects of environmental conditioning on welding of carbon fiber/PPS composites.** 2011. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

ABSTRACT

The thermoplastic matrixes applications are continually increasing as an alternative for aeronautical applications. Among them, the PPS (polyphenilene sulphate) presents a linear structure and high crystallinity (60-65%). During lifetime, airplanes are exposed to a large variety of environmental conditions, which, associated to many kinds of loadings, make them susceptible to many mechanical tensions. One of the junction processes, the resistance welding consists in the actuation of an electric current between the parts to be jointed, creating heat until the matrix starts to soften/merge. The objective of this work is to evaluate the effect of temperature, moisture and salinity on the shear mechanical and dynamic mechanical properties of the carbon fiber/PPS composite, welded with the electric resistance method. Therefore, hybrid carbon PPS plates were welded to glass PPS with the electric resistance method. The welded and non-welded materials were characterized by microscopy, ultra-sound, TGA and TMA. Then, the welded materials were conditioned in hygrothermal environment, saline fog and thermal shock. The conditioning samples are tested by the ILSS and Iosipescu shear method, and DMA thermal analysis. According to the results, the conditioning has altered the shear and vitreous transition properties of the welded materials.

Key-words: Thermoplastic composites. Resistance welding. Environmental conditioning. PPS (polyphenylene sulfide).

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	American Society for testing and Materials
D	Coeficiente de Difusão
DMA	Análise Dinâmico Mecânica (*Dynamic mechanical analysis*)
E’	Módulo de Armazenamento
E”	Módulo de Perda
ILSS	Tensão de cisalhamento interlaminar (*Interlaminar Shear Strength*)
PPS	Polisulfeto de fenileno
TGA	Termogravimetria (*Thermogravimetric analysis*)
T_g	Temperatura de Transição vítrea
T_{serv}	Temperatura de serviço
tan δ	Fator de Perda
UV	Radiação ultravioleta
UNESP	Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Cadeia polimérica do polisulfeto de fenileno (NOHARA et al., 2006).....29
Figura 2. Ilustração dos vários estágios da fadiga térmica em união por adesivos: a) laminado colado (inteiramente em preto); b) início do processo de descolamento (partes em branco) pelas extremidades; c) descolamento em toda a borda do material (partes em branco) e d) propagação do descolamento para o interior do material (BJORNEKLETT; TUHUS; KRISTIANSEN, 1994). 39
Figura 3. Principais técnicas de união de compósitos estruturais disponíveis (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004).....41
Figura 4 Ilustração esquemática dos passos no processo de união por fusão (YANG; PITCHUMANI, 2002). 44
Figura 5. Ilustração do aquecimento de uma região de interface polímero-polímero mostrando: a) duas interfaces distintas; b) contato íntimo; c) colapso da interface por interdifusão (AGEORGES; YE; HOU, 2001).....44
Figura 6. Ilustração do movimento de reptação de cadeias poliméricas lineares durante o processo de fusão: a) a cadeia totalmente envolvida pelo tubo; b) extremidade da cadeia formando cadeias menores; c) aumento do tamanho da cadeia menor e d) comprimento da cadeia igual à inicial no tempo de reptação (YANG; PITCHUMANI, 2002). 46
Figura 7. Interdifusão das cadeias menores através da interface polímero-polímero: a) comprimento zero; b) aumento da distância de interpenetração; c) cadeias menores com configuração molecular idêntica à do material inicial (YANG e PITCHUMANI, 2002). 47
Figura 8. Ilustração de um modelo para soldagem por resistência (AGEORGES; YE, 2001). 51
Figura 9. Comparação dos valores da resistência em tração cisalhante (*lap shear*) para compósitos soldados com diferentes tipos de elementos resistivos: a) tecido de carbono; b) malha de aço inox (NINO; AHMED; BERSEE, 2009). 54

Figura 10. Fluxograma apresentando as etapas do trabalho. 56
Figura 11. Sistema de soldagem por resistência elétrica utilizado por (NINO; AHMED; BERSEE 2009): a) computador para aquisição de dados e máquina de prensagem; b) detalhe do processo de soldagem. 58
Figura 12. Processo de soldagem utilizado por resistência elétrica: imagem do corpo de prova soldado. 58
Figura 13. Lupa estereoscópica Zeiss/Stemi 2000 utilizada no trabalho (DAMATO, 2010). 59
Figura 14. Câmara climática modificada da Marconi modelo MA 835/UR (DAMATO, 2010). 61
Figura 15. Estufa a vácuo, da Quimis modelo Q819V2 (DAMATO, 2010).....61
Figura 16. Câmara de névoa salina da Equilam, modelo SS600e (DAMATO, 2010)..62
Figura 17. Câmara de ciclagem térmica utilizada para o condicionamento por variação cíclica de temperatura, da Envirotronics, modelo TSV 5-2-2-2-AC-X: a) elevador da câmara; b) câmara de ciclagem térmica; c) programa utilizado durante o condicionamento (DAMATO, 2010). 64
Figura 18. Equipamento de termogravimetria (TGA) da SII-Nanotechnology. 65
Figura 19. Equipamento de análise dinâmico mecânica (DMA) da SII-Nanotechnology. 66
Figura 20. Máquina universal de ensaios da Shimadzu AG-X (DAMATO, 2010). 67
Figura 21. Dispositivo para ensaios de ILSS (DAMATO, 2010).....68
Figura 22. Dimensões dos corpos de prova destinados aos ensaios Iosipescu.....69
Figura 23. Dispositivo para ensaios Iosipescu 70
Figura 24. Fotomicrografia obtida por lupa estereoscópica do compósito de matriz PPS reforçado com fibra de carbono soldado por resistência elétrica: 1) malha metálica; 2) região de interface; 3) compósito de PPS/fibra de carbono. 72
Figura 25. Fotomicrografia obtida por lupa estereoscópica da interface do compósito soldado - região rica em matriz PPS (seta vermelha). 72
Figura 26. Fotomicrografia obtida por lupa estereoscópica da interface: porosidade próxima da região de borda. As setas mostram os poros no material.....73

Figura 27. Fotomicrografias obtidas por lupa estereoscópica do compósito soldado por resistência elétrica: (a) região de borda longitudinal do material; (b) escoamento do compósito de PPS/fibra de vidro ocorrido durante o processo de soldagem. 74
Figura 28. Amostra de compósito não soldado utilizada como padrão: (a) imagem do compósito; (b) imagens de ultrassom da amostra padrão. 75
Figura 29. Ultrassom do compósito soldado: (a) imagem do corpo de prova soldado; (b) imagens de ultrassom do corpo de prova soldado. 76
Figura 30. Ganho de umidade do corpo de prova em função da raiz quadrada do tempo, referente ao condicionamento higrotérmico. 77
Figura 31. Gráfico com as tensões de cisalhamento e desvio padrão para o ensaio ILSS das amostras não soldadas e soldadas. 83
Figura 32. Gráfico com as tensões de cisalhamento e desvio padrão para o ensaio Iosipescu das amostras não soldadas e soldadas. 84
Figura 33. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por ILSS: a) não soldado; b) soldado e não condicionado. As setas indicam as falhas no material 88
Figura 34. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por ILSS: a) soldado e condicionado por ciclagem térmica a 1000 ciclos; b) soldado e após ciclagem térmica a 3000 ciclos. As setas indicam as falhas no material. 89
Figura 35. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por ILSS: a) soldado e após condicionamento higrotérmico; b) soldado e condicionado em névoa salina. As setas indicam as falhas no material. 90
Figura 36. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por ILSS: soldado, submetido ao condicionamento higrotérmico e a ciclagem térmica a 1000 ciclos. As setas indicam as falhas no material. 91
Figura 37. Imagem representativa do modo de falha de Iosipescu para todos os corpos de prova não soldados e soldados, sob condicionamento ou não. 91
Figura 38. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por Iosipescu: a) não soldado; b) soldado e não condicionado. 92

Figura 39. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por Iosipescu: a) soldado e sob ciclagem térmica a 3000 ciclos; b) soldado e condicionado em meio higrotérmico. 93
Figura 40. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por Iosipescu: a) soldado e condicionado em névoa salina; b) soldado, submetido ao condicionado higrotérmico e após ciclagem térmica a 1000 ciclos. 94
Figura 41. Análise de TGA: comparação de resultados entre os compósitos não soldado e soldado. 96
Figura 42. Análise da DTG: comparação de resultados entre os materiais não soldado e soldado. 96
Figura 43. Análise de DMA, comparando a amostra não soldada e a amostra soldada e não condicionada: a) módulo de elasticidade (E'); b) módulo de perda (E"); c) tan δ. 100
Figura 44. Análise de DMA, comparando a amostra soldada e não condicionada, condicionadas em meio higrotérmico e em meio de névoa salina: a) módulo de elasticidade (E'); b) módulo de perda (E"); c) tan δ. 101
Figura 45. Análise de DMA, comparando a amostra soldada e não condicionada, condicionadas em meio higrotérmico e em meio higrotérmico seguido de ciclagem térmica: a) módulo de elasticidade (E'); b) módulo de perda (E"); c) tan δ. 102
Figura 46. Análise de DMA, comparando a amostra soldada e não condicionada, condicionadas em ciclagem térmica a 1000 e 3000 ciclos: a) módulo de elasticidade (E'); b) módulo de perda (E"); c) tan δ. 103
Figura 47. Ensaio ILSS, amostras não soldadas e não condicionadas.....122
Figura 48. Ensaio ILSS, amostras soldadas e não condicionadas. 122
Figura 49. Amostras soldadas e condicionadas em névoa salina. 123
Figura 50. Ensaio ILSS, amostras soldadas e condicionadas em meio higrotérmico .123
Figura 51. Ensaio ILSS, amostras soldadas e condicionadas em meio higrotérmico e choque térmico a 1000 ciclos. 124
Figura 52. Ensaio ILSS, amostras soldadas e condicionadas em choque térmico com ciclagem em 1000 vezes. 124

Figura 53. Ensaio ILSS, amostras soldadas e condicionadas em choque térmico com ciclagem em 3000 vezes. 125
Figura 54. Ensaio Iosipescu, amostras não soldadas e não condicionadas.....126
Figura 55. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e não condicionadas. 126
Figura 56. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e condicionadas em névoa salina. ...127
Figura 57. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e condicionadas em meio higrotérmico. 127
Figura 58. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e condicionadas em meio higrotérmico e choque térmico a 1000 ciclos.....128
Figura 59. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e condicionadas em choque térmico com ciclagem em 3000 vezes. 128

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Principais propriedades das matrizes termoplásticas usualmente utilizadas para aplicações aeronáuticas (BOEDEKER,2011) 31
Tabela 2. Resultados dos ensaios mecânicos de ILSS para amostras soldadas e não soldadas 83
Tabela 3. Resultados dos ensaios mecânicos de Iosipescu para amostras soldadas e não soldadas. 84
Tabela 4. Valores de temperatura de transição vítrea encontrados a partir dos módulos de elasticidade e de perda e da tangente de perda dos materiais condicionados. 99
Tabela 5. Número de corpos de prova utilizados no trabalho por condicionamento, em unidades.....121

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 21
1.1 Objetivo 23
1.2 Motivação 23
1.3 Metodologia 23
2 REVISÃO DA LITERATURA 25
2.1 Compósitos com aplicações aeronáuticas 25
2.1.1 Compósitos Poliméricos Termoplásticos 27
2.2 Condicionamentos Ambientais 32
2.2.1 Ação da umidade 32
2.2.2 Ciclagem Térmica 36
2.3 Soldagem de compósitos termoplásticos 40
2.3.1 União por Fusão 43
2.3.2 Soldagem por Resistência 48
3 MATERIAIS E MÉTODOS 56
3.1 Materiais utilizados 57
3.2 Processo de soldagem por resistência 57
3.3 Análises Microscópicas 59
3.4 Inspeção por Ultrassom 59
3.5 Condicionamento ambiental 60
3.5.1 Higrotérmico 60
3.5.2 Condicionamento por névoa salina 62
3.5.3 Condicionamento por ciclagem térmica. 63
3.6 Análises das Características Termo estruturais 64

3.6.1 Termogravimetria (TGA) 64
3.6.2 Análise dinâmico-mecânica (DMA) 65
3.7 Avaliação Mecânica por ensaios de cisalhamento do material 66
3.7.1 Ensaios de cisalhamento interlaminar em três pontos. 66
3.7.2 Ensaio Iosipescu 69
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO 71
4.1 Análise do processo de Soldagem 71
4.2 Condicionamento Ambiental 77
4.2.1 Condicionamento Higrotérmico 77
4.2.2 Condicionamento em Névoa Salina 79
4.2.3 Condicionamento por ciclagem térmica 80
4.3 Ensaios de cisalhamento 81
4.4 Características Termoestruturais 95
4.4.1 Termogravimetria 95
4.4.2 Análise Dinâmico - Mecânica 97
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS 104
5.1 Conclusões 104
5.2 Trabalhos gerados durante o desenvolvimento desta dissertação 107
REFERÊNCIAS 109
APÊNDICE A 121
APÊNDICE B 122
APÊNDICE C 126
ANEXO A 129

1 INTRODUÇÃO

Compósitos poliméricos avançados contemplam a combinação de polímeros, com desempenho mecânico elevado, e fibras de reforço, buscando atender a requisitos da indústria aeroespacial, tais como aliar boa resistência mecânica a baixa massa específica. A maioria das aplicações tem sido baseada em resinas termorrígidas, as quais se tornam rígidas permanentemente quando transformadas em peça final (COSTA, 2006).

Atualmente, os compósitos termoplásticos são utilizados em uma ampla variedade de aplicações, desde as comerciais, com baixos custos envolvidos, até as de engenharia, com maior valor agregado. Dentre os compósitos termoplásticos utilizados na indústria aeronáutica podem ser citados aqueles constituídos de matriz de polisulfeto de fenileno (PPS), composto por anéis aromáticos intercalados a átomos de enxofre (FARIA, 2008; NOHARA et al., 2006). Esta estruturação resulta em uma cadeia homopolimérica linear, com uma elevada cristalinidade (entre 50 e 60%) que permite sua aplicação em elevadas temperaturas, devido ao seu baixo coeficiente de dilatação térmica e alta resistência ao fogo, além de sua resistência a ataques químicos de solventes orgânicos, inorgânicos, sais e bases (NOHARA et al., 2006).

Entretanto, uma das problemáticas envolvidas na utilização destes compósitos poliméricos em aplicações estruturais consiste na sua união efetiva para a integração de componentes. No que diz respeito aos compósitos termoplásticos, várias técnicas vêm sendo utilizadas para sua união, como aplicação de adesivos ou uso de rebites (AGEORGES; YE; HOU, 2001). Porém, recentemente foi observado que as técnicas de soldagem disponíveis para materiais poliméricos oferecem grandes vantagens sobre as demais formas de união, como a eliminação de concentrações de tensões que podem ser geradas a partir da existência de orifícios na estrutura quando rebitadas e redução do tempo no processo de união em comparação às colagens baseadas no uso do processo de cura de sistemas adesivos constituídos de resinas termorrígidas (AGEORGES; YE; HOU, 2001). Alguns trabalhos disponíveis na literatura relatam que o processo de soldagem, quando comparado com o de rebite, para a integração de

partes das asas de uma aeronave da Boeing, resulta em uma economia de 61% no custo destinado a esta união (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; WEDGEWOOD; HARDY, 1996).

Dentre os diversos métodos disponíveis para soldagem de compósitos, o uso de resistência elétrica é considerado um dos mais promissores, por ser um processo rápido (de aproximadamente 1 a 5 minutos) e que necessita de pouca preparação da superfície a ser unida. Este método ainda apresenta como vantagem poder ser utilizado em reparos devido à sua simplicidade e ao seu baixo custo (AGEORGES; YE; HOU, 2001).

O processo de soldagem por resistência elétrica já é conhecido e vem sendo amplamente utilizado nos processos de união de chapas metálicas. Nesses materiais, a soldagem ocorre quando a corrente passa transversalmente pelas duas partes a serem soldadas. O contato gera uma resistência à propagação da corrente, causando um aquecimento localizado e, por consequência, uma fusão localizada na região de interface entre as duas partes (BATES et al., 2009; AGEORGES; YE; HOU, 2001).

No entanto, a maioria dos compósitos poliméricos não conduz corrente elétrica, dificultando a utilização do método de soldagem por resistência elétrica para sua união. Nesse caso, um material condutor, normalmente uma malha metálica ou um pré-impregnado de fibra de carbono, é utilizado para promover a passagem de corrente na interface a ser soldada, promovendo um aquecimento local e, consequentemente, a fusão da matriz polimérica (BATES et al., 2009).

Durante serviço, componentes em compósitos poliméricos são normalmente expostos a tensões mecânicas e ataques ambientais de agentes externos tais como efeitos eletromagnéticos, raios, descargas elétricas, fogo, ozônio, areia (erosão mecânica), fluidos e, principalmente, presença de umidade, radiação ultravioleta e variação de temperatura. Tais efeitos são normalmente responsáveis pela perda de propriedades mecânicas, podendo, em compósitos termoplásticos, induzir a degradação hidrolítica, a formação de ligações cruzadas e a plasticização da matriz polimérica. Em compósitos soldados, estes efeitos podem ser ainda mais severos uma vez que a presença de uma malha metálica na região de interface de soldagem pode ocasionar problemas devido à existência de diferentes coeficientes de expansão

térmica entre o material metálico e o polimérico (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004).

Sendo assim, com o intuito de validar o processo de soldagem por resistência elétrica em compósitos termoplásticos, visando à integração destes materiais para o processamento de estruturas aeronáuticas, é necessária a realização de um estudo sistemático sobre o comportamento mecânico e térmico de peças processadas em compósitos soldados considerando, principalmente, os efeitos da exposição térmica e higrotérmica a que estas peças estarão submetidas em uma aplicação real (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004).

1.1 Objetivo

O objetivo deste trabalho é avaliar o efeito da temperatura, da umidade e da salinidade na resistência ao cisalhamento e no desempenho dinâmico mecânico do compósito de PPS/fibras contínuas soldado pelo método de resistência elétrica.

1.2 Motivação

Este trabalho de pesquisa tem como principal motivação o estudo da viabilidade da utilização de compósitos soldados em aplicações aeronáuticas, a partir da avaliação de seus desempenhos mecânico e dinâmico mecânico, quando estes são expostos as diversas condições ambientais. Desta forma, este trabalho contribuirá para o desenvolvimento tecnológico de compósitos termoplásticos no Brasil.

1.3 Metodologia

Para alcançar o objetivo proposto, o presente trabalho foi desenvolvido em etapas de análise, apresentadas ao longo do corpo desta dissertação de mestrado. Além deste Capítulo 1 – Introdução, esta dissertação é composta por outros cinco capítulos sendo estes:

- Capítulo 2 - Revisão da Literatura – Nesta revisão é apresentada uma coletânea de informações a respeito do assunto abordado nesta dissertação, dando fundamentação científica ao estudo experimental realizado;

- Capítulo 3 - Materiais e Métodos – Na metodologia, o trabalho realizado é apresentado em detalhes, abordando de forma sistemática: o material utilizado; a caracterização inicial do material como recebido; os condicionamentos ambientais realizados; as avaliações mecânicas e térmicas do material não soldado e soldado e a avaliação fractográfica após a realização dos ensaios mecânicos;

- Capítulo 4 – Resultados e Discussão – neste capítulo, são apresentados e discutidos os resultados obtidos;

- Capítulo 5 – Considerações Finais – neste item, são apresentadas as conclusões deste trabalho, assim como sugestões para trabalhos futuros.

Referências – nesta parte do trabalho é apresenta toda a literatura consultada, disposta em ordem alfabética, conforme solicitado pela norma ABNT NBR 10520 de 2007.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Compósitos com aplicações aeronáuticas

Os compósitos poliméricos avançados foram introduzidos na indústria aeroespacial a partir da década de 60 e, desde então, vêm sendo utilizados em partes estruturais de aeronaves cada vez mais a cada ano (REZENDE; BOTELHO, 2000). Esse crescimento em diversas áreas de aplicação foi motivado por fatores, como melhor desempenho estrutural do componente, propriedades do material e economia em peso (HEXCEL COMPOSITES, 2001), substituindo, principalmente, componentes metálicos em ligas de alumínio (redução em peso de 20 a 30%) (REZENDE; BOTELHO, 2000), titânio e aços especiais (CÂNDIDO; ALMEIDA; REZENDE, 2000; PAIVA; MAYER; REZENDE, 2005; COSTA; REZENDE; BOTELHO, 2005). Atualmente, os compósitos estruturais são utilizados em diversas aplicações aeronáuticas, dentre as quais se destacam: flaps; lemes; carenagens; empenagens; naceles; aileron; tanques de combustível; profundores; cones de cauda dentre outras (CÂNDIDO; ALMEIDA; REZENDE, 2000; PAIVA; MAYER; REZENDE, 2005; COSTA; REZENDE; BOTELHO, 2005).

Historicamente, estruturas aeronáuticas em compósitos poliméricos têm sido fabricadas utilizando-se fibras contínuas, com comprimento igual à dimensão do componente manufaturado para propiciar a máxima distribuição dos esforços (REZENDE; BOTELHO, 2000). O sucesso desses compósitos reforçados com fibras contínuas é atribuído aos grandes valores de tensão e de módulo e à baixa massa específica, proporcionados, principalmente, quando da utilização de fibras de carbono ou de vidro (KISHI et al., 2004; PAIVA; MAYER; REZENDE, 2005). Atualmente, a maioria das aplicações utiliza matrizes termorrígidas, tais como as resinas epóxi e fenólica (KISHI et al., 2004; PAIVA; MAYER; REZENDE, 2005), caracterizadas pela rigidez permanente que proporcionam ao produto final (FRANCO; GRACA; SILVA, 2008; COSTA, 2006; PAIVA; MAYER; REZENDE, 2005).

Os compósitos poliméricos avançados podem oferecer, aos componentes estruturais, elevada resistência à fadiga e à corrosão, baixa condutividade térmica, bom isolamentos acústico e térmico e facilidade de obtenção de geometrias complexas, assegurando-lhes melhor desempenho em serviço (COSTA; REZENDE; BOTELHO, 2005; PAIVA; MAYER; REZENDE, 2005; CÂNDIDO; ALMEIDA; REZENDE, 2000). No entanto, alguns dos compósitos mais comuns aplicados na indústria aeronáutica, como os produzidos com a utilização de fibra de carbono/epóxi, apresentam baixa resistência à fratura (KISHI et al., 2004), podendo, assim, sofrer danos mecânicos durante o processo de fabricação, manuseio, transporte, estocagem e/ou manutenção (PAIVA; MAYER; REZENDE, 2005). Com a evolução tecnológica da matéria-prima e das técnicas de processamento de compósitos poliméricos avançados, os custos associados ao processamento e integração de estruturas em compósitos vêm sendo gradativamente reduzidos (FRANCO; GRACA; SILVA, 2008; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; COSTA, 2006; PAIVA; MAYER; REZENDE, 2005; YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004). Desta forma, os compósitos estruturais vêm atraindo o interesse não só da indústria aeronáutica, mas também de outros segmentos industriais tais como as indústrias de telecomunicação, energia, automobilística, química e médica, que visam à obtenção de novos produtos, sendo estes mais leves, com elevados padrões de qualidade e de maior resistência estrutural (CÂNDIDO; ALMEIDA; REZENDE, 2000; REZENDE; BOTELHO, 2000).

Desta forma, as aplicações dos compósitos poliméricos avançados podem ser encontradas nas áreas espacial (estruturas de satélites e de veículos lançadores de satélites), automobilística (protetores de Carter e suportes de assentos), náutica (cascos de embarcações) e biomédica (próteses ortopédicas) (NOGUEIRA; MARLET; REZENDE, 1999).

Embora os polímeros termorrígidos sejam responsáveis pela maior demanda de matrizes para compósitos avançados, podendo estes ser tenacificados quando necessário, a utilização de matrizes termoplásticas tem evoluído continuamente como uma alternativa para aplicações estruturais, devido à maior tenacidade à fratura, maior resistência ao impacto, maior temperatura de serviço, menor absorção de umidade,

maior tolerância a danos, menor custo de processamento em grande escala, menores custos de transporte e estocagem, maior facilidade na execução de reparos e maiores possibilidades de integração e de reciclagem de rejeitos em relação aos termorrígidos tradicionalmente utilizados (COSTA, 2006).

2.1.1 Compósitos Poliméricos Termoplásticos

Os compósitos termoplásticos estruturais foram inicialmente desenvolvidos para uso na indústria aeroespacial em aplicações de defesa, a partir da década de 80 (KATSIROPOULOS; MORAITIS; LABEA, 2009; REZENDE; BOTELHO, 2000). Nesta ocasião, sua utilização baseava-se em matrizes com propriedades elevadas, como elevada resistência tração, à delaminação, a tolerância a danos, mas com altíssimos custos de matéria-prima (REZENDE; BOTELHO, 2000).

No entanto, a indústria aeronáutica vem adotando várias idéias e conceito aplicados na indústria automotiva, na qual componentes em matrizes termoplásticas são manufaturados em processos inteiramente automatizados e rápidos, alcançando redução do custo de todo o conjunto (VODICKA, 1996). Esta nova concepção vem sendo utilizada na confecção de diversos componentes aeronáuticos, tais como flaps, ailerons, portas do trem de pouso, peças estruturais de helicóptero, dentre outras aplicações (REZENDE; BOTELHO, 2000; VODICKA, 1996), permitindo uma redução de 18 a 25% do peso da fuselagem quando comparado às estruturas metálicas (REZENDE; BOTELHO, 2000; VODICKA, 1996).

Este desenvolvimento foi motivado pela necessidade de melhorar a tenacidade à fratura assim como facilitar o reprocessamento e o reparo de componentes em compósitos poliméricos (FARIA, 2008; BOTELHO, 2002; NOGUEIRA; MARLET; REZENDE, 1999; AGEORGES et al., 1998; NOGUEIRA, 2004; COSTA, 2006; YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004). Além dos fatores já citados anteriormente, o entusiasmo pelo uso de termoplásticos é devido, ainda, ao processamento poder ser mais rápido se comparado aos termorrígidos, pois após o corte do material, o processamento não exige laminação manual e demorados ciclos de

cura. Compósitos termoplásticos necessitam apenas de aquecimento do material, conformação e resfriamento. Outra vantagem que pode ser atribuída aos compósitos termoplásticos, consiste em sua vida de prateleira infinita, quando comparados aos pré-impregnados (*prepregs*) de compósitos termorrígidos, pois não precisam ser armazenados em baixa temperatura (BOTELHO, 2002).

Quando comparados aos termorrígidos, os compósitos termoplásticos apresentam algumas propriedades mecânicas e características físicas iguais ou superiores (REZENDE; BOTELHO, 2000; OLIVEIRA; BOTELHO, 2007), tais como: maior tolerância ao dano, temperatura de serviço mais elevada, e maiores resistências ao impacto, à fadiga e à corrosão (REZENDE; BOTELHO, 2000; OLIVEIRA; BOTELHO, 2007; SUWANWATANA; YARLAGADDA; GILLESPI, 2006; NINO; AHMED; BERSEE, 2009).

A maioria dos polímeros de alto desempenho possui morfologia semicristalina (geralmente com cristalinidade abaixo de 90%) (VODICKA, 1996). Por este motivo, estas matrizes podem sofrer mudanças em suas propriedades físicas e mecânicas durante a fabricação e o processamento, quando variações significativas no resfriamento são utilizadas (PETERS, 1998). Matrizes termoplásticas semicristalinas possuem, em certas condições, cadeias poliméricas alinhadas em uma configuração cristalina regular de baixa energia. Esta morfologia confere uma melhoria significativa das propriedades mecânicas do material em temperaturas elevadas (geralmente acima de 100°C), tal como maior resistência à fluência (BOTELHO, 2002; NOGUEIRA, 2004).

Além disso, a maior cristalinidade tende a aumentar o módulo e as resistências à tração e a produtos químicos, enquanto que as regiões amorfas absorvem melhor a energia de impacto (VODICKA, 1996), sendo essas características de grande interesse para a obtenção de peças estruturais (BOTELHO, 2002).

Nos últimos anos, diversas matrizes termoplásticas especiais de elevado desempenho vêm sendo estudadas e utilizadas na fabricação de compósitos avançados (FRANCO; GRACA; SILVA, 2008; CANEVAROLO JR, 2004; COSTA, 2006). Por apresentarem elevados valores de resistência mecânica associados à elevada resistência à temperatura, matrizes termoplásticas como, por exemplo, poliamidas,

poliimidas, PEEK (poliéter éter cetona), PEI (poliéter imida), PPS (polisulfeto de fenileno), PSU (polisulfona), PEKK (poliéter-cetona-cetona), dentre outras (BOTELHO, 2002) são consideradas para aplicações aeroespaciais. Entretanto, devido às dificuldades no processo de fabricação, à heterogeneidade de suas propriedades físico-químicas e mecânicas e ao seu alto preço (KATSIROPOULOS; MORAITIS; LABEA, 2009), a utilização do PEEK vem sendo questionada, de forma que, atualmente, as matrizes termoplásticas mais promissoras para aplicações aeronáuticas são o PPS e o PEKK (MAZUR; BOTELHO; COSTA, 2008; KATSIROPOULOS; MORAITIS; LABEA, 2009).

2.1.1.1 Polisulfeto de fenileno - PPS

O polisulfeto de fenileno (PPS) é um polímero de engenharia especial e versátil, utilizado durante décadas como matriz de compósitos contendo fibras de vidro, carbono e partículas eletro condutivas (BRAUN et al., 2005). Esta matriz polimérica vem sendo utilizada devido às suas excelentes propriedades mecânicas aliadas à estabilidade térmica, resistência ao fogo e a solventes químicos (CHEREMISINOFF, 1998; LEE et al., 1993).

A massa molar do PPS é relativamente baixa (Mn = 1.000 – 20.000 g/mol), possuindo uma estrutura linear e elevada cristalinidade (60-65%). Assim como ocorre com o PEEK, o PPS cristaliza-se lentamente quando comparado a outros polímeros alifáticos, como o polietileno (NOHARA et al., 2006).

A estrutura cristalina do PPS é ortorrômbica e sua unidade de repetição intramolecular promove uma extensa cadeia em que o grupo sulfeto define um plano de conformação zig-zag e os grupos aromáticos são inclinados a partir de um ângulo de 40-45°, como apresentado na Figura 1 (NOHARA et al., 2006).

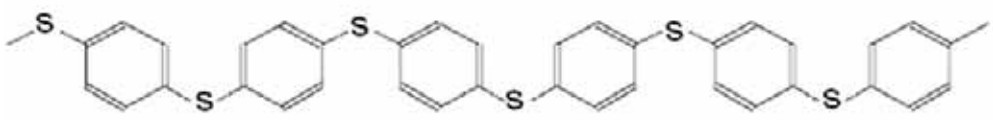


Figura 1. Cadeia polimérica do polisulfeto de fenileno (NOHARA et al., 2006).

A restrita mobilidade imposta por grupos aromáticos e a presença de elevada cristalinidade conferem ao PPS elevados valores de temperaturas de transição vítrea (aproximadamente 85 °C) e de fusão (em torno de 280 °C) (BRAUN et al., 2005; ODIAN, 2004; NOHARA et al., 2006).

A Tabela 1 apresenta algumas das principais propriedades físicas e mecânicas do PPS (BRAUN et al., 2005; MARK, 1999; ODIAN, 2004). Como pode ser observado a partir na Tabela 1, o PPS possui elevados valores de módulo de elasticidade e de tenacidade à fratura, além de conservar sua estabilidade dimensional e propriedades mecânicas quando exposto a elevadas temperaturas, sendo sua temperatura de uso contínuo em até 240^{o}C (ODIAN, 2004).

Compósitos de PPS reforçados com fibras de vidro ou com partículas minerais possuem excelentes resistências à chama e a ataques químicos, sendo praticamente insolúveis em solventes orgânicos. Estes possuem ainda boas propriedades elétricas e eletrônicas e boa precisão de moldagem (BRAUN et al., 2005; MARK, 1999; ODIAN, 2004). Devido às suas propriedades, o PPS é normalmente utilizado na produção de componentes elétricos e eletrônicos (como plugues e conectores multiponto, bobinas, relés, interruptores e encapsulamento de componentes eletrônicos), componentes automotivos (como sistemas de entrada de ar, bombas, válvulas, juntas e componentes para sistemas de exaustão dos gases de escape) e materiais para engenharia mecânica e de precisão (protetores de partes metálicas aquecidas em carros de corrida além de componentes de aviões militares e comerciais) (MARK, 1999).

Tabela 1. Principais propriedades das matrizes termoplásticas usualmente utilizadas para aplicações aeronáuticas (BOEDEKER,2011)

Propriedades	**Unidade**	**PPS Techtron®**	**PEEK Ketron® 1000**	**PEI Ultem® 1000**
Mecânica				
Resistência à tração	**MPa**	93,08	115,00	100,00
Módulo de elasticidade	**GPa**	3,7	4,6	3,6
Elongamento na ruptura	**%**	15	14	80
Física				
Massa específica	**g/cm^3**	1,35	1,39	1,28
Absorção de água (24hrs)	**%**	0,01	0,05	0,25
Térmicas				
Fusão	**^oC**	282	340	-
Coef. de expansão térmica	**(x 10^{-5} . $°C^{-1}$)**	5,04	5,04	5,58
Condutividade térmica	**(x 10^{-4} kW/m.K)**	2,88	2,45	1,23
T_g.	**^oC**	n.a.	150	210
T_{serv}.	**^oC**	218	250	171

2.2 Condicionamentos Ambientais

As aeronaves operam em uma grande variedade de condições ambientais podendo-se destacar as presenças de ar frio e seco, condições quentes e úmidas, exposição a elevadas ou baixas taxas de radiação ultravioleta (UV), etc. Ao mesmo tempo, as aeronaves comerciais são usadas por períodos de até 30 anos. Desta forma, é importante que os materiais utilizados na construção de aeronaves mantenham suas propriedades durante todo o seu período de vida, mesmo nos ambientes mais severos (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2006).

Estas variações ambientais, associadas aos diversos tipos de carregamentos que uma aeronave está sujeita durante o voo, podem ocasionar diversos tipos de tensões mecânicas. As tensões mecânicas atuantes podem facilitar o crescimento de trincas interlaminares ou delaminações. Normalmente, estas são atribuídas aos esforços de tração, compressão e de cisalhamento, sendo que estes esforços podem ocorrer de forma estática ou cíclica, relacionados a impactos ou fadiga (CÂNDIDO, 2001).

Portanto, o estudo e o entendimento dos principais mecanismos de ação ambiental em materiais quando em serviço se torna importante para se avaliar a durabilidade e o tempo de serviço de um determinado componente (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010).

2.2.1 Ação da umidade

2.2.1.1 Efeito salino

Apesar de não ocorrer de forma tão atuante em compósitos poliméricos de aplicação aeronáutica, o estudo do efeito marítimo deve ser considerado em componentes quando as aeronaves atuam em regiões marítimas, ou mesmo quando são fabricados componentes em compósitos para aplicações em plataformas petrolíferas ou na indústria naval. No que diz respeito ao efeito marítimo, a atuação da maresia é

considerado, principalmente, no estudo de materiais metálicos, em que a presença do cloreto de sódio em solução leva à corrosão eletroquímica (CALLISTER, 2002).

No entanto, materiais poliméricos, apesar de não sofrerem corrosão eletroquímica na presença de cloreto de sódio, podem sofrer degradação devido à presença da umidade da atmosfera salina, sendo que os principais efeitos envolvidos são a intumescência e a dissolução do material. Quando reforçados com fibras contínuas, polímeros tendem a sofrer um processo intensificado de absorção por difusão de umidade pela interface fibra-matriz (BALEY et al., 2004). O contato do material polimérico reforçado com o material metálico deve ser considerado também em estruturas. Por exemplo, compósitos reforçados com fibra de carbono, apesar de sofrerem pequena absorção de umidade, podem causar corrosão galvânica quando em contato direto com metais. Já compósitos de fibra de vidro, que apresentam uma absorção de umidade um pouco mais elevada quando comparada a fibra de carbono, protege estruturas metálicas do efeito da corrosão (BALEY et al., 2004).

2.2.1.2 Efeito higrotérmico

Uma das situações de exposição ambiental mais atuante em compósitos estruturais consiste na ação em conjunto da umidade e da temperatura (ARICI, 2007; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010). Desta forma, seus efeitos devem ser considerados em projetos de estruturas em compósitos, pois sua presença limita o uso desses materiais em diversas aplicações (ARICI, 2007; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010). Quando a umidade e temperatura agem em curta duração, os efeitos podem ser reversíveis. No entanto, a umidade agindo por longos períodos, principalmente quando associada a elevadas temperaturas, pode ocasionar efeitos irreversíveis (CÂNDIDO, 2001).

Como a água possui afinidade com grupos funcionais de natureza polar, sua presença e atuação podem causar degradação das interações físico-químicas entre a matriz polimérica e a fibra, fragilizando a interface. Consequentemente, ocorre

descolamento de fibra e uma deteriorização das propriedades mecânicas e termofísicas do compósito (CÂNDIDO, 2001).

A absorção de umidade pelo compósito pode ocorrer por alguns mecanismos durante sua vida em serviço. A absorção por difusão de Fick, a difusão acelerada através de vazios e/ou trincas ou a difusão acelerada por capilaridades pela interface fibra/resina são alguns exemplos do que pode ocorrer quando estes compósitos são expostos a ambientes quentes e úmidos (CÂNDIDO, 2001; WOLFF, 1994; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; MAYER, 2003).

De acordo com a segunda lei de Fick, o fluxo de umidade é proporcional ao gradiente de concentração (Equação 1). Assim, o ganho de massa ocorre em função do tempo, nas condições de totalmente condicionados, com temperatura e umidade constantes (CÂNDIDO, 2001; SHEN; SPRINGER, 1977; LOOS; SPRINGER, 1979; MAYER, 2003).

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(D_x \frac{\partial C}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(D_y \frac{\partial C}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(D_z \frac{\partial C}{\partial z}\right) \qquad \text{Equação 1}$$

Segundo Wong e Broutman (1985), a difusão por presença de vazios predispõe do princípio em que o polímero apresenta duas regiões definidas: uma menos densa, devido à maior presença de poros, e outra mais densa, sendo que a difusão nas regiões menos densas ocorre por processo térmico e na região mais densa a movimentação é dificultada pelo impedimento estérico. Já Lundgren e Gudmundson (1998) trata da absorção de umidade pela presença de trincas na matriz (CÂNDIDO, 2001). De qualquer forma, a absorção ocorre até a concentração de equilíbrio (WHITAKER, 1998), sendo este acentuado com aumento da temperatura (CÂNDIDO, 2001). O processo de absorção pode ainda ser descrito como não Fickiano, ou seja, a taxa de relaxação do material devido à umidade é comparável a taxa de difusão (PETERS, 1998). Neste caso, tanto as propriedades do material quanto a taxa de difusão mudam com o tempo (PETERS, 1998).

Neste processo de difusão, a água que se difunde no interior da estrutura, interage com a matriz polimérica, podendo ocorrer processos de hidrólise e/ou um aumento do

volume hidrodinâmico da cadeia polimérica e, consequentemente, da matriz como um todo (CANEVAROLO JR, 2004; ARICI, 2007). Esse efeito é acentuado pelo aumento de temperatura, pois a expansão volumétrica da matriz pode gerar pequenas variações dimensionais e assim tensões internas (CÂNDIDO, 2001; LEE, 1991). Associado a este comportamento, a expansão da cadeia polimérica acaba reduzindo as ligações secundárias (forças de Van der Waals), tornando o material macio e mais dúctil, sendo este efeito conhecido como plasticização (WHITAKER, 1998; ARICI, 2007; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010; CÂNDIDO, 2001; WOLFF, 1994). Este efeito muitas vezes pode melhorar a tenacidade à fratura, ou apenas degradar as propriedades mecânicas do compósito (CÂNDIDO, 2001; WOLFF, 1994). A umidade pode reduzir as propriedades dominantes da matriz polimérica, tais como a resistência à tensão transversal, a tenacidade à fratura e a resistência ao impacto (PETERS, 1998).

Uma maneira de analisar tal processo é a partir da avaliação da temperatura de transição vítrea (Tg) do material, cuja diminuição pode ocorrer devido à plasticização do material, causada pelo aumento do volume livre (CÂNDIDO, 2001; MAYER, 2003).

Quando a água é absorvida pelo compósito polimérico, esta ainda pode agir na interface fibra/matriz, fator determinante na degradação do compósito quando em ambiente úmido (WHITAKER, 1998; ARICI, 2007; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010). A presença de umidade na interface pode causar o colapso das ligações de Van der Waals e ligações de hidrogênio entre éteres, aminas secundárias e grupos hidroxilas, reduzindo as propriedades mecânicas e a temperatura de transição vítrea do material (CÂNDIDO, 2001; WOLFF, 1994).

A absorção por difusão direta é o mecanismo mais atuante em compósitos poliméricos, ocorrendo preferencialmente pela matriz (mais higroscópica) e em menor teor pelo reforço (YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010). Quando presente, a umidade causa a hidrólise da cadeia polimérica e a formação de microtrincas e microvazios, podendo levar a um descolamento entre fibra/matriz (ARICI, 2007; PETERS, 1998).

Ocorrendo a ação da temperatura, a matriz e o reforço sofrem expansões térmicas, que devido às diferenças entre os coeficientes de expansão térmica, induzem um descolamento interfacial entre ambas as fases (ARICI, 2007). Tal efeito, auxiliado

pelo aumento de temperatura, contribui para um acréscimo da presença de microtrincas e facilita a ação da capilaridade, provocando um aumento do fluxo de umidade pela região interfacial e sua absorção no material (ARICI, 2007; YILMAZ; SINMAZCELIK, 2010).

2.2.2 Ciclagem Térmica

Em aplicações aeronáuticas, os componentes estruturais podem ser submetidos tanto a esforços mecânicos como a ciclos de variação de temperatura. Nos compósitos poliméricos, repetitivos ciclos de variação de temperatura podem resultar no desenvolvimento de fadiga térmica do laminado, devido à diferença do coeficiente de expansão térmica existente entre a matriz e as fibras de reforço, ao nível microscópico, e também devido à diferença no coeficiente de expansão térmica existente entre camadas adjacentes, quando empilhadas em diferentes orientações. Dessa forma, em um compósito, variações cíclicas de temperatura induzem tensões cíclicas biaxiais no plano, em cada camada. Nesse caso, é provável que a exposição às variações térmicas cíclicas aumente a ocorrência de danos no material, similares àqueles que são observados sob fadiga mecânica (DAMATO, 2010). Sendo assim, um estudo sobre o efeito da ciclagem térmica em compósitos estruturais se faz necessário quando se deseja uma aplicação primária em aeronaves (SHIMOKAWA et al., 2002).

Uma preocupação quanto à utilização de compósitos poliméricos avançados em aplicações aeronáuticas deve-se à exposição do material a temperaturas extremas e grandes variações de temperatura (-50 a 40^{o}C) (SHIMOKAWA et al., 2002; GIANNADAKIS; VARNA, 2009; RAY, 2005b). Compósitos poliméricos expostos a baixas temperaturas (aproximadamente -50^{o}C) têm sua rigidez elevada, aumentando assim a suscetibilidade aos danos por fadiga térmica (PETERS, 1998).

Nesse caso, a ciclagem térmica pode levar a dois mecanismos de falha identificados: à fadiga térmica (KINLOCH; OSIYEMI, 1993) e à deformação plástica do material após sucessivos carregamentos mecânicos associados com diferentes ciclos térmicos (*thermal ratcheting*) (JIANG, 1992; HUMFELD JR, 1997). A fadiga

térmica pode ocorrer no material tanto em serviço quanto durante seu processo de fabricação (KIM; SHAM, 2000; RAY, 2005b) e esta pode ser a responsável pela degradação das propriedades mecânicas de uma determinada estrutura, principalmente, na forma de iniciação e propagação de trincas (BECHEL, 2005; GIANNADAKIS; VARNA, 2009; RAY, 2004; BJORNEKLETT; TUHUS; KRISTIANSEN, 1994; HUMFELD JR, 1997).

A fadiga térmica é principalmente causada pela diferença do coeficiente de expansão térmica de materiais unidos e submetidos a uma variação súbita de temperatura (NAIRN, 1997; RAY, 2005b; RAY, 2005a; RAY, 2004). Uma diferença muito grande da dilatação térmica dos constituintes individuais de um compósito ou um número de ciclos suficientemente elevado podem desenvolver tensões residuais térmicas (NAIRN, 1997; BJORNEKLETT; TUHUS; KRISTIANSEN, 1994; RAY, 2004). As tensões residuais térmicas, ou as tensões de esforços mecânicos posteriormente aplicados, se redistribuirão para acomodar as superfícies de fraturas. Um efeito da redistribuição da tensão térmica residual é a mudança no coeficiente de expansão térmica do compósito. Além disso, a redistribuição das tensões residuais e mecânicas libera energia de deformação, que pode conduzir à propagação das trincas (NAIRN, 1997).

Como se sabe, um compósito polimérico termoplástico avançado é formado por reforço fibroso e matriz polimérica termoplástica. De um modo agravante, se esse material for soldado por resistência elétrica, nele será inserido um elemento metálico extra na interface soldada (RAY, 2005a). Assim, a exposição de compósitos poliméricos ao condicionamento ambiental muitas vezes leva à degradação da matriz, à delaminação e aos descolamentos da fibra/matriz na região soldada (RAY, 2005a).

A otimização das propriedades mecânicas de um compósito polimérico é influenciada pela qualidade de sua interfase-interface (MUKHERJEE; ADITYA, 2002; RAY, 2005a; RAY, 2005b). As interfaces transferem cargas e, assim, garantem a integridade dos materiais compósitos (RAY, 2003). Desta forma, uma melhor adesão interfacial fibra/matriz resultará em um melhor desempenho mecânico e físico-químico, podendo-se citar seu melhor desempenho em fadiga, corrosão e resistência ao cisalhamento interlaminar (RAY, 2003).

Portanto, afetando-se a interface do material é provável que seu comportamento como um todo seja alterado (RAY, 2004). Nesse caso, é necessário analisar o que realmente acontece na interface quando em choque térmico (RAY, 2005a), pois uma interface fraca é mais suscetível ao choque térmico de baixa magnitude (RAY, 2005b).

Os mecanismos predominantes de falha em compósitos consistem em uma complexa combinação de mecanismos de absorção de energia, tais como delaminação, causada principalmente pelo cisalhamento interfacial (RAY, 2005a); fratura na matriz, devido ao cisalhamento transversal e fratura translaminar por conta das fraturas nas fibras resultantes dos esforços mecânicos (KIM; SHAM, 2000; FINK; MCCULLOUGH, 1999; POMPE; MADER, 2000; DRZAL, 1990; MADER, 1997; MARIETA; SCHULZ; MONDRAGOM, 2002; KIM; MACKAY; MAI, 1993; RAY, 2005b). Com o intuito de se avaliar a resistência da união entre lâminas de compósitos, vários ensaios mecânicos podem ser empregados, dentre os quais o ensaio de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar (ILSS -*Interlaminar Shear Strenght*) é um dos mais utilizados, por apresentar a vantagem de ser um ensaio de simples execução e, além disso, requerer uma pequena quantidade de material (JANG, 1994; FAVRE; PERRINN; MATER, 1972; RAY, 2004).

Poucos trabalhos têm sido realizados com relação ao desenvolvimento de danos causados por fadiga térmica ou variações súbitas de temperatura em materiais compósitos, principalmente em compósitos submetidos a processos de soldagem. Sob ciclos térmicos, o primeiro dano observado são as microtrincas formadas na matriz polimérica. Essas microtrincas não somente causam mudanças nas propriedades mecânicas e térmicas do compósito, mas também constituem pequenos caminhos pelos quais agentes corrosivos podem penetrar no material. BJORNEKLETT; TUHUS; KRISTIANSEN (1994) investigaram que para compósitos colados por adesivos, estes apresentam um crescimento de trinca preferencial a partir das bordas e cantos do laminado, quando submetidos à ciclagem térmica (BJORNEKLETT; TUHUS; KRISTIANSEN, 1994). Na Figura 2 o processo de descolamento é visto representativamente, onde as partes em preto indicam o material sem delaminações e as partes em branco indicam o descolamento das bordas. Inicialmente, o laminado colado é mostrado na Figura 2a, sendo que na Figura 2b pode ser observado o início

do descolamento do material pelas extremidades das bordas, representada pela região branca. O processo de descolamento atinge todas as bordas, tal como representado na Figura 2c, até que a propagação do descolamento alcança regiões internas do material, como mostrado na Figura 2d.

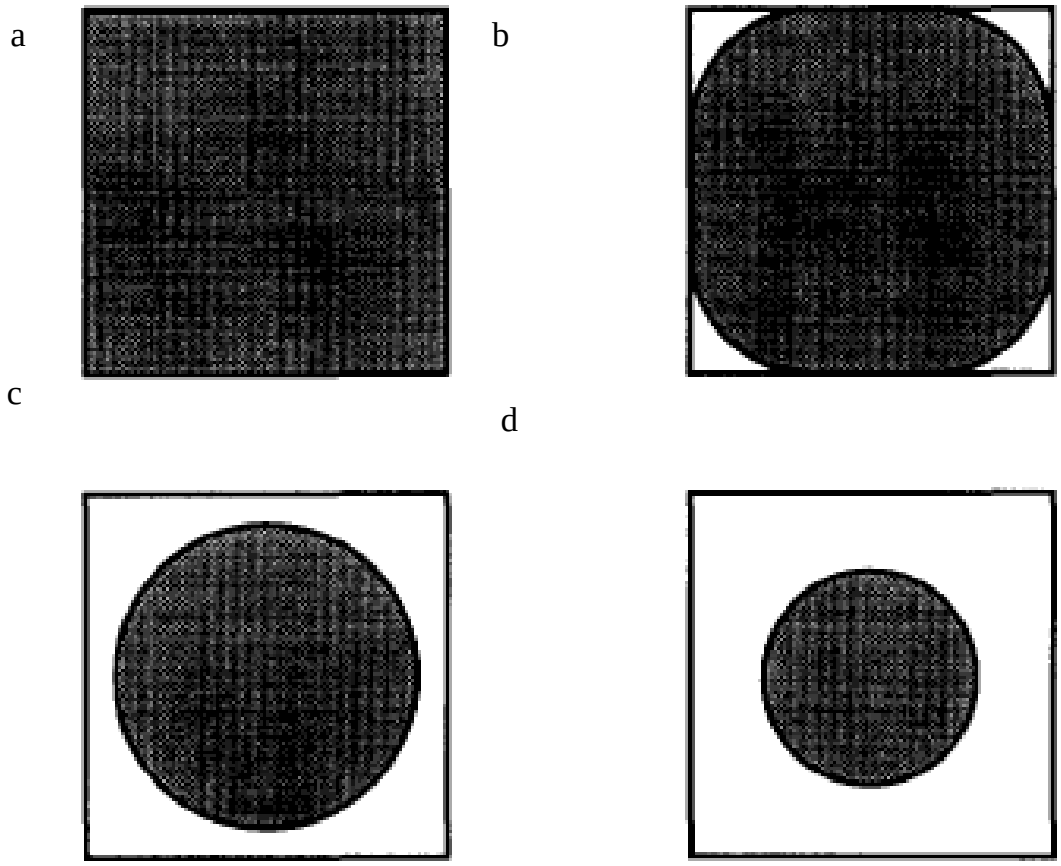


Figura 2. Ilustração dos vários estágios da fadiga térmica em união por adesivos: a) laminado colado (inteiramente em preto); b) início do processo de descolamento (partes em branco) pelas extremidades; c) descolamento em toda a borda do material (partes em branco) e d) propagação do descolamento para o interior do material (BJORNEKLETT; TUHUS; KRISTIANSEN, 1994).

2.3 Soldagem de compósitos termoplásticos

De um modo geral, uma estrutura deve ser desenvolvida sem que se necessite da presença de uniões, uma vez que estas podem resultar na redução do desempenho estrutural de um determinado componente (AGEORGES; YE; HOU, 2001; DE BAERE; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2010). No entanto, para a construção de peças maiores e de geometrias complexas, muitas vezes é necessária e desejável a utilização de várias peças simples que devem ser unidas entre si (AGEORGES et al., 1998). Portanto, a inclusão de conexões é necessária devido às limitações do processo de fabricação, além de fatores como a acessibilidade, necessidade de inspeção, reparo ou montagem (AGEORGES; YE; HOU, 2001; DE BAERE; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2010).

O êxito na integração de componentes em compósitos, além de depender da boa relação custo-benefício, requer o desenvolvimento de procedimentos específicos de junção e de montagem rápidas, confiáveis e repetitivas (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AGEORGES; YE; HOU, 2001). Desta forma, a união de matrizes e compósitos termoplásticos pode ser um processo crítico na confecção de peças estruturais, já que esses podem criar irregularidades, resultando na fragilização de uma determinada estrutura (AHMED et al., 2006; EVENO; GILLESPIE JR, 1988).

Técnicas tradicionais de união de metais e compósitos termorrígidos são aplicáveis aos compósitos termoplásticos, entretanto, muitas vezes há a necessidade de se realizar várias adaptações (AHMED et al., 2006). Nesse caso, adesivos, fixação mecânica (EVENO; GILLESPIE JR, 1988; TALBOT, 2005; AGEORGESet al., 1998), colagem por solventes, e/ou co-consolidação são utilizados com o intuito de promover a adesão em materiais termoplásticos não reforçados e reforçados com fibras contínuas. A Figura 3 apresenta as principais técnicas empregadas de união em compósitos avançados (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; STAVROV; BERSEE, 2005).



Figura 3. Principais técnicas de união de compósitos estruturais disponíveis (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004).

Dentre as técnicas disponíveis para a união de compósitos estruturais, o uso de fixadores mecânicos pode proporcionar problemas tais como: acréscimo de peso; possível corrosão galvânica; diferenças do coeficiente de dilatação térmica entre o rebite e o compósito e infiltração de umidade (AGEORGES; YE; HOU, 2000), além do extensivo tempo de furação, concentração de tensões e danos causados nos reforços, promovendo dificuldades na redistribuição de tensões e possíveis delaminações (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AGEORGES; YE; HOU, 2001; STAVROV e BERSEE, 2005; AHMED et al., 2006; DE BAERE; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2010).

Outra solução encontrada para a integração de peças termoplásticas consiste na utilização de adesivos termorrígidos. Entretanto, a utilização destes adesivos é problemática, devido, principalmente, às dificuldades inerentes da adesão de sistemas termorrígidos em compósitos termoplásticos (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AHMED et al., 2006; MCKNIGHT et al., 1997). Além disso, a colagem por adesivos requer uma extensa preparação da superfície, com ambiente controlado e longos ciclos de cura (DE BAERE; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2010). Em colagem por adesivos, a preparação da superfície é necessária para evitar a

presença de agentes contaminantes presentes no material, como óleos de maquinários e impressões digitais dos funcionários (AGEORGES; YE; HOU, 2001).

Dentre os processos de união apresentados para compósitos termoplásticos, vem crescendo o interesse pela utilização dos processos de soldagem, devido a esses serem quimicamente inertes, por possibilitarem a eliminação de concentração de tensões, por serem esperados como substituintes de técnicas tradicionais de união (fixação mecânica e adesivos ou colas), além de poderem promover a redução dos custos de projetos de integração de materiais avançados (DE BAERE; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2010). Atualmente, diversas técnicas de soldagem já são consideradas e utilizadas pela indústria aeronáutica com reconhecidos ganhos de propriedades, agilidade de integração e facilidade de processo, tanto para o preparo de estruturas primárias quanto secundárias de aeronaves (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AGEORGES; YE; HOU, 2000a; AGEORGES; YE; HOU, 2001; AGEORGES; YE; HOU, 2000b).

Devido aos diversos benefícios que vem sendo observados quando da utilização do processo de soldagem em compósitos termoplásticos para a integração de partes em compósitos, diversas empresas tais como a Boeing e Airbus, assim como várias instituições de pesquisas vem se dedicando ao desenvolvimento de novos processos de soldagem. Dentro deste contexto, diversos trabalhos da literatura relatam vantagens na utilização do processo de soldagem quando comparado ao processo de rebites em estruturas aeronáuticas (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; WEDGEWOOD; HARDY, 1996; YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004). Além disso, com a utilização do processo de soldagem por resistência, a área afetada pode ser reparada com aquecimento e fusão/amolecimento das superfícies, que devem estar em contato íntimo, com uma pressão adequada e, preferencialmente, sob vácuo (VODICKA, 1996; PRABHAKARAN, 2006).

2.3.1 União por Fusão

A união a partir do processo de fusão (STAVROV; BERSEE, 2005) é o principal fenômeno que ocorre durante a manufatura e/ou integração de compósitos termoplásticos (YANG; PITCHUMANI, 2002), podendo aproximar as propriedades dos materiais aderentes, quando bem realizada (AGEORGES; YE; HOU, 2001). O principal objetivo deste processo consiste na produção de uma estrutura monolítica a partir do contato íntimo entre os componentes utilizados, da interdifusão molecular e da redução de vazios interlaminares dependendo, assim, da impregnação da fibra e do escoamento da matriz polimérica (AGEORGES; YE; HOU, 2001; YANG, 2002).

A união por fusão consiste da preparação da superfície de contato, quando necessário, e do aquecimento do polímero na região onde se deseja que ocorra o processo de união. Tal temperatura deve ser sempre superior à de fusão (matriz semicristalina) ou de amolecimento (matriz amorfa), porém, inferior à temperatura de degradação do polímero (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AGEORGES; YE; HOU, 2001). Simultaneamente ao aquecimento, uma pressão adequada deve ser aplicada ao material objetivando um maior contato íntimo na região interfacial de soldagem (AGEORGES; YE; HOU, 2001; YANG; PITCHUMANI, 2002; YANG; PITCHUMANI, 2002; TALBOT, 2005). A associação da pressão com a temperatura facilita a consolidação das lâminas reduzindo a formação de vazios resultantes na região de soldagem durante o processo de fusão/solidificação do material, conforme ilustrado na Figura 4 (YANG; PITCHUMANI, 2002).

De acordo com (WOOL; O'CONNOR, 1981; WOOL; O'CONNOR, 1982; AGEORGES; YE; HOU, 2001), os eventos ocasionados a partir do processo de aquecimento da interface podem ser identificados em cinco fases sequenciais, sendo estas: rearranjo superficial; aproximação superficial; molhamento; difusão e dispersão (*randomisation*). Nos dois primeiros estágios, além de duas fases distintas co-existirem, a interface não possui boa resistência mecânica (Figura 5a). Entretanto, após a finalização da fase de molhamento, as duas superfícies possuem um contato íntimo como ilustrado na Figura 5b. Após este segundo estágio, devido às heterogeneidades

na interface, todas as barreiras desaparecem, permitindo livre movimentação da cadeia polimérica por difusão na região interfacial em um processo chamado auto-adesão, como apresentado na Figura 5c (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AGEORGES; YE; HOU, 2001; YANG; PITCHUMANI, 2002).

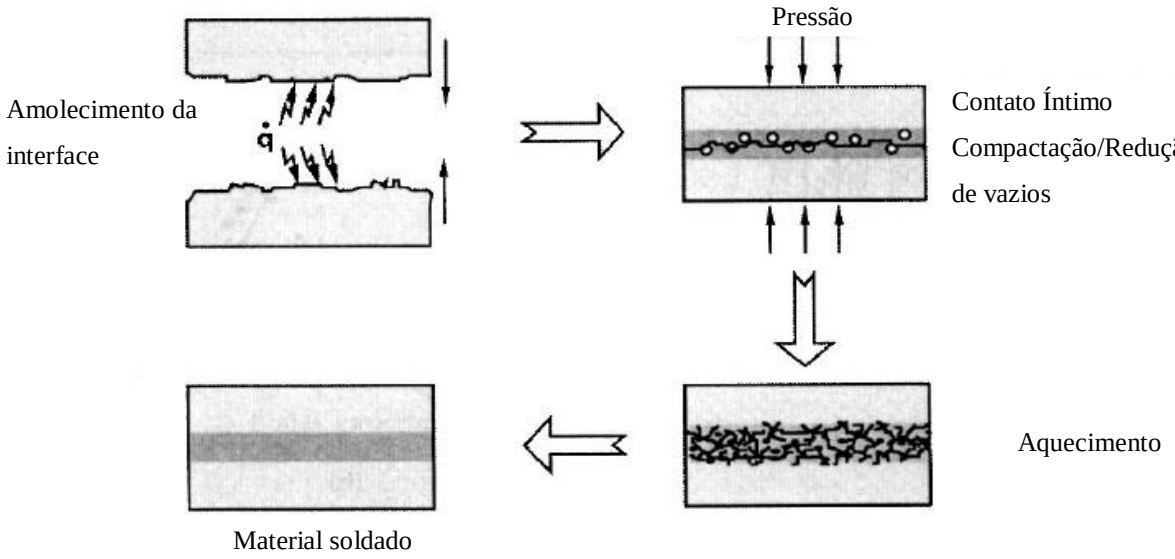


Figura 4 Ilustração esquemática dos passos no processo de união por fusão (YANG; PITCHUMANI, 2002).

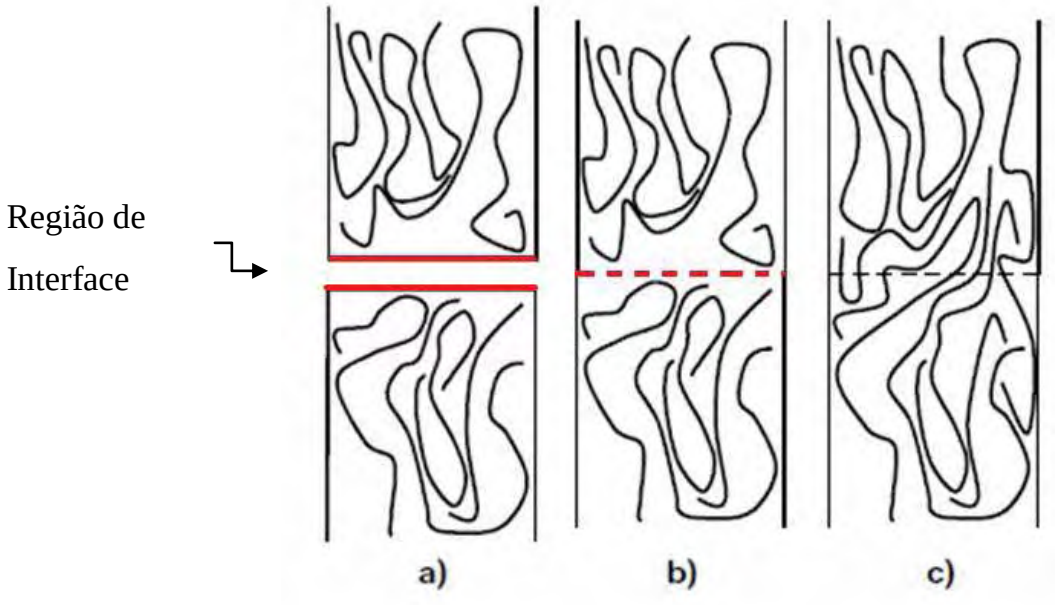


Figura 5. Ilustração do aquecimento de uma região de interface polímero-polímero mostrando: a) duas interfaces distintas; b) contato íntimo; c) colapso da interface por interdifusão (AGEORGES; YE; HOU, 2001).

A união entre os dois componentes ocorre pela interpenetração das cadeias moleculares na região interfacial (ILIE et al., 2009). Esta interdifusão molecular consiste em um processo dependente da temperatura e da "teoria de repitação" de Gennes (CANEVAROLO JR, 2004; GENNES, 1971; AGEORGES; YE; HOU, 2001)

que modela a movimentação das cadeias lineares poliméricas em meio amorfo. De acordo com este modelo, a cadeia polimérica de comprimento *L* é considerada como confinada em um tubo, representando o efeito estérico das cadeias vizinhas como ilustrado na Figura 6. A forma de tubo limita a cadeia de modo que sua movimentação pode ocorrer somente ao longo de seu comprimento. No começo do processo, a cadeia é totalmente envolvida pelo tubo (Figura 6a), no entanto, a cadeia polimérica possui um movimento *browniano* fazendo com que depois de um período *t*, a extremidade da cadeia escape do tubo e forme cadeias menores (Figura 6b). O comprimento *l* das cadeias menores aumenta com o tempo (Figura 6c) e alcança *L* no tempo de repitação (Figura 6. d), ou seja, quando todo o polímero escapa do tubo (AGEORGES; YE; HOU, 2001; YANG; PITCHUMANI, 2002).

Com base na teoria de desenvolvimento de cadeias menores, assumindo um perfeito contato das cadeias próximas da interface, considera-se que as cadeias menores possuem um comprimento zero, representados por pontos, como apresentado na Figura 7a. Com o decorrer do tempo, o comprimento das cadeias aumenta e algumas destas movem-se através da interface com uma distância de interpenetração, que contribui para um aumento da força de adesão (Figura 7b). Após o tempo de reptação, a interpenetração de todas as cadeias poliméricas encontra-se totalmente desenvolvida, gerando uma configuração molecular na interface idêntica à do material original (Figura 7c) (AGEORGES; YE; HOU, 2001; YANG; PITCHUMANI, 2002).

Após soldado, a grande preocupação deste processo consiste no descolamento do material. Em qualquer processo de fusão, a matriz na região interfacial é fundida/amolecida, sendo que há um potencial de descompactação, ou seja, uma deterioração microestrutural da compactação original das partes envolvidas (AGEORGES, 2002). Por conta disso, em um processo de compactação de painéis, as lâminas são aquecidas, sob uma determinada pressão para aumentar a fração volumétrica de fibra e assim aumentar as propriedades específicas do material. Quando a matriz é aquecida acima das temperaturas de fusão ou amolecimento, as fibras encontram-se livres para se movimentarem (AGEORGES, 2002).

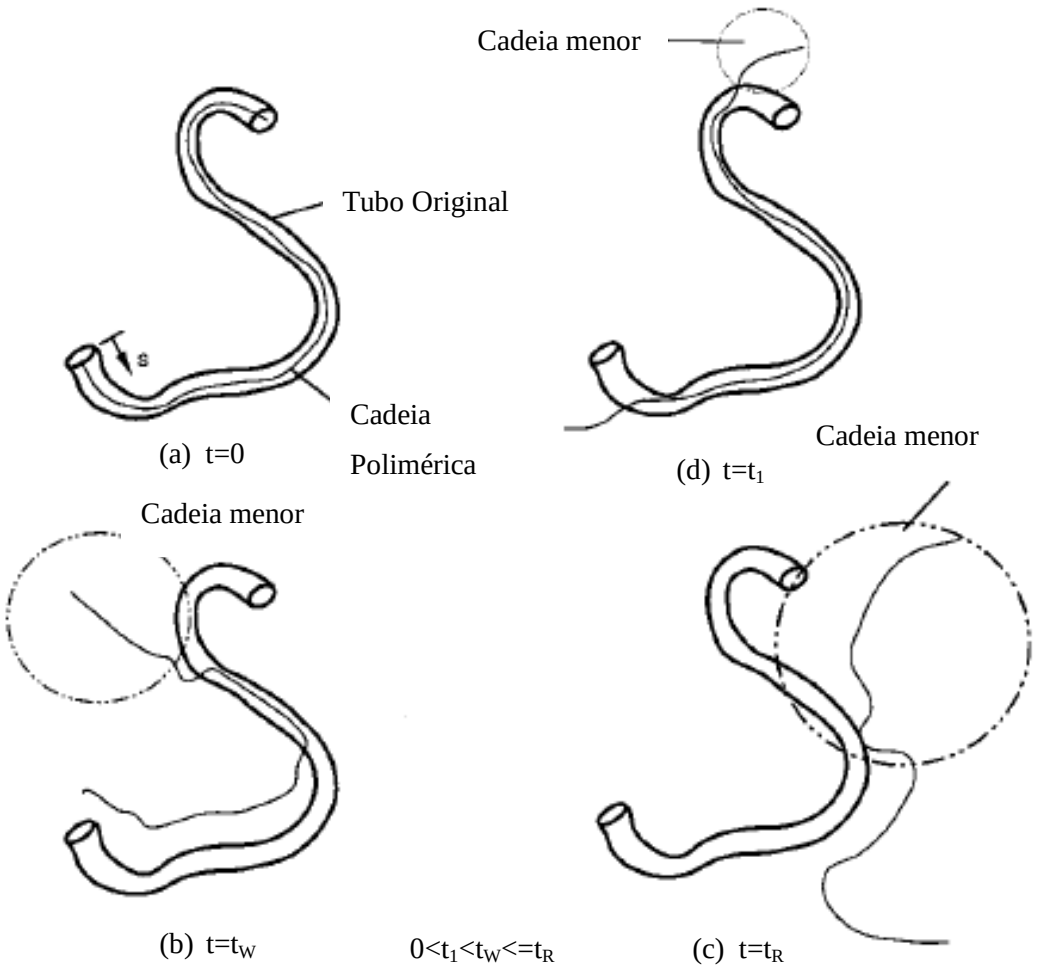


Figura 6. Ilustração do movimento de reptação de cadeias poliméricas lineares durante o processo de fusão: a) a cadeia totalmente envolvida pelo tubo; b) extremidade da cadeia formando cadeias menores; c) aumento do tamanho da cadeia menor e d) comprimento da cadeia igual à inicial no tempo de reptação (YANG; PITCHUMANI, 2002).

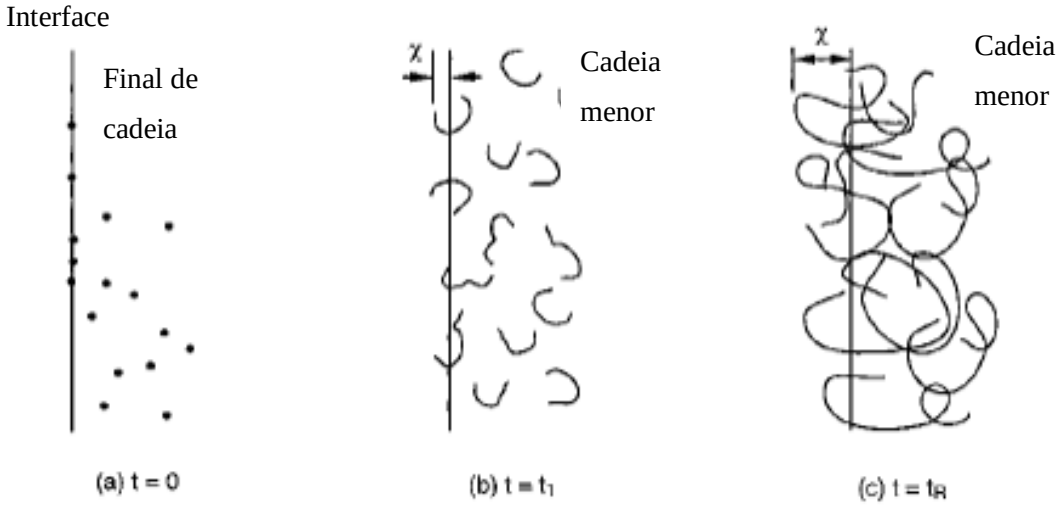


Figura 7. Interdifusão das cadeias menores através da interface polímero-polímero: a) comprimento zero; b) aumento da distância de interpenetração; c) cadeias menores com configuração molecular idêntica à do material inicial (YANG e PITCHUMANI, 2002).

2.3.1.1 Técnicas de soldagem

A grande maioria das matrizes termoplásticas possuem longas cadeias moleculares unidas por ligações químicas secundárias, o que lhes permitem serem aquecidas e refundidas. Desta forma, os termoplásticos podem ser unidos por uma grande variedade de processos de fusão e colagem interlaminar (KATSIROPOULOS et al. 2009; LABEAS et al. 2010).

As técnicas de união por fusão disponíveis atualmente para compósitos termoplásticos podem ser classificadas com base no mecanismo gerador de calor na interface, como apresentado na Figura 3 (YOUSEFPOUR et al, 2004; AGEORGES, et al. 2001; STAVROV, BERSEE, 2005;AGEORGES, et al. 2000).

Uma técnica é considerada adequada quando esta pode ser aplicada a várias configurações, em áreas pequenas ou grandes, apresentando resultados repetitivos. Estas devem ser adaptáveis à automação, capazes de uma inspeção na produção, e fornecerem confiabilidade na solda com mínimos custos e redução da superfície de preparação (YOUSEFPOUR, et al. 2004; AGEORGES, et. al. 2000). Além disso, todos os parâmetros de processo tais como temperatura na região de interface, tempo

de soldagem e pressão necessários para a consolidação devem ser registrados de forma confiável (YOUSEFPOUR, et al., 2004; SILVERMAN, GRIESE, 1989).

No entanto, se não realizado de maneira adequada, o processo de soldagem pode induzir tensões residuais resultando em perda da integridade estrutural do material (AGEORGES, YE, HOU, 2001). Além disso, para compósitos termoplásticos reforçados com fibra de carbono, um elevado teor volumétrico de fibra (>50%) confere elevadas condutividades térmica e elétrica ao mesmo, resultando em desigualdades no aquecimento, distorções e delaminações do material soldado (YOUSEFPOUR, et al., 2005).

Atualmente, várias técnicas de soldagem vêm sendo pesquisadas para sua utilização na área aeronáutica, entretanto, até o momento, três dentre os diversos tipos disponíveis, vêm se mostrando mais promissoras, sendo estas as soldagens por indução, ultrassom e resistência (YOUSEFPOUR, et al. 2004; STAVROV, BERSEE, 2005).

2.3.2 Soldagem por Resistência

Atualmente, a soldagem por resistência, também conhecida por eletro-fusão, fusão por resistência elétrica ou soldagem por implante resistivo, vem sendo amplamente aplicada para materiais metálicos e, nos últimos anos, esta começou a ser utilizada, também, em compósitos de aplicações aeronáuticas (BATES et al., 2009). Este processo consiste na atuação de uma corrente elétrica entre as partes a serem unidas gerando calor que, segundo a Lei de Joule (Equação 2), é proporcional à resistência, corrente e o tempo decorrido do processo de soldagem (STAVROV; BERSEE, 2005; BATES, et al., 2009; DUBÉ et al., 2009).

$$E = I^2 * R * t$$ Equação 2

Sendo: *E* a energia dissipada pelo resistor; *I* a corrente aplicada; *R* a resistência na interface e *t* o tempo de soldagem.

Quando a energia cedida excede as perdas térmicas, a temperatura do material começa a aumentar, primeiramente na região da interface, e então no restante do material durante a aplicação contínua de eletricidade (STAVROV; BERSEE, 2005). Nesse caso, é favorável manter a região termicamente afetada a mais próxima possível da superfície de adesão evitando, assim, a perturbação na estrutura do material como um todo (STAVROV; BERSEE, 2005).

Tratando-se de compósitos termoplásticos, a maioria das matrizes não conduz corrente elétrica (BATES et al., 2009). Assim, a soldagem de compósitos termoplásticos necessita de um implante eletricamente resistivo na região interfacial, sendo este, geralmente, constituído de malhas metálicas ou pré-impregnados (*prepregs*) de fibras de carbono (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AGEORGES; YE; HOU, 2001; STAVROV; BERSEE, 2005; BATES et al., 2009; NINO; AHMED; BERSEE, 2009). O processo de soldagem ocorre quando a temperatura na região de soldagem aumenta até certo ponto, onde a matriz começa a amolecer ou fundir (BATES et al., 2009; NINO; AHMED; BERSEE, 2009; YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AGEORGES; YE; HOU, 2001).

O processo de soldagem por resistência vem sendo considerado como um dos mais promissores para aplicações aeronáuticas, dentre as técnicas disponíveis de união por fusão, pois este é razoavelmente rápido (de 1 a 5 minutos de processo), necessita de pouca ou nenhuma preparação de superfície (AGEORGES; YE, 2001), utiliza equipamentos simples e de baixo custo, podendo ainda ser utilizados em reparos (DUBÉ et al., 2009; AGEORGES et al., 1998; AGEORGES; YE, 2001) e em reprocessamento de um determinado componente após inspeção não destrutiva (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; STAVROV; BERSEE, 2005; AGEORGES; YE, 2001; TALBOT, 2005).

Apesar de ainda não ser considerado como uma técnica totalmente desenvolvida, este processo vem sendo utilizado com sucesso na indústria aeroespacial (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; STAVROV; BERSEE, 2005) principalmente pela Stork-Fokker na Holanda (STAVROV; BERSEE, 2005). A soldagem com resistência elétrica é utilizada principalmente na união de componentes,

muitas vezes grandes e complexos, destinados a asas de aeronaves como as da Airbus A340- 500/600 e A380 (NINO; AHMED; BERSEE, 2009; DUBÉ et al., 2009). Para esta aplicação, lâminas de PPS reforçadas com fibra de vidro são soldadas aos revestimentos de PPS/ fibra de vidro, utilizando como material resistivo malha de aço inox (NINO; AHMED; BERSEE, 2009; DUBÉ et al., 2009).

2.3.2.1 Processo de soldagem por resistência

Basicamente, o processo de soldagem por resistência consiste de um sanduíche das placas a serem soldadas com um elemento resistivo na região de contato das lâminas que se deseja soldar (MCKNIGHT et al., 1997), com o uso de blocos isolantes, ferramental para aplicação de pressão, fonte de energia elétrica, dispositivos de fixação, voltímetros e amperímetros (STAVROV; BERSEE, 2005; NINO; AHMED; BERSEE, 2009).

Durante o processo de soldagem, quando a temperatura de amolecimento nominal do material é atingida, a passagem de corrente é interrompida e a solda é resfriada sob uma pressão adequada e constante. A pressão, aplicada durante todo o processo, deve permitir o contato íntimo e promover a difusão de matriz polimérica na região deste contato dos materiais a serem soldados, conforme apresentado na Figura 8 (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AGEORGES; YE; HOU, 2001; NINO; AHMED; BERSEE, 2009).

Apesar de apresentar diversas vantagens, quando comparada com os demais sistemas de união disponíveis, o tempo de soldagem com resistência é relativamente longo e pode levar a uma grande zona afetada pelo calor (TODD, 1990). Quando esta zona afetada prolonga-se por todo o laminado, uma pressão adicional deve ser aplicada para prevenir o crescimento de vazios, provocando a descompactação (AGEORGES; YE, 2001).

A aplicação desta pressão adicional fornece uma distribuição equilibrada do material a ser soldado. Sendo assim, qualquer equipamento que satisfaça essa exigência básica pode ser utilizado, ou seja, desde uma mola com grampos calibrada

(XIAO; HOA; STREET, 1992), até uma máquina controlada por computador (STAVROV; BERSEE, 2005).

Existem dois aspectos fundamentais que devem ser levados em consideração para se estabelecer a janela de processamento mais apropriada durante o processo de soldagem por resistência: o superaquecimento na região de soldagem, que pode causar degradação térmica da matriz termoplástica e interferir no controle da passagem de corrente na interface de soldagem; e a propagação do calor, que pode provocar migração da matriz e movimentação da fibra (AGEORGES et al., 1998).

O elemento de aquecimento desempenha uma função crucial durante o processo de soldagem de compósitos, sendo seu mecanismo regido pelo processo de eletro-fusão, fornecendo energia e contribuindo para a qualidade da solda (STAVROV; BERSEE, 2005). Este elemento permanece confinado na solda, desta forma, é necessário haver uma compatibilidade entre esse e o restante do material (STAVROV; BERSEE, 2005).

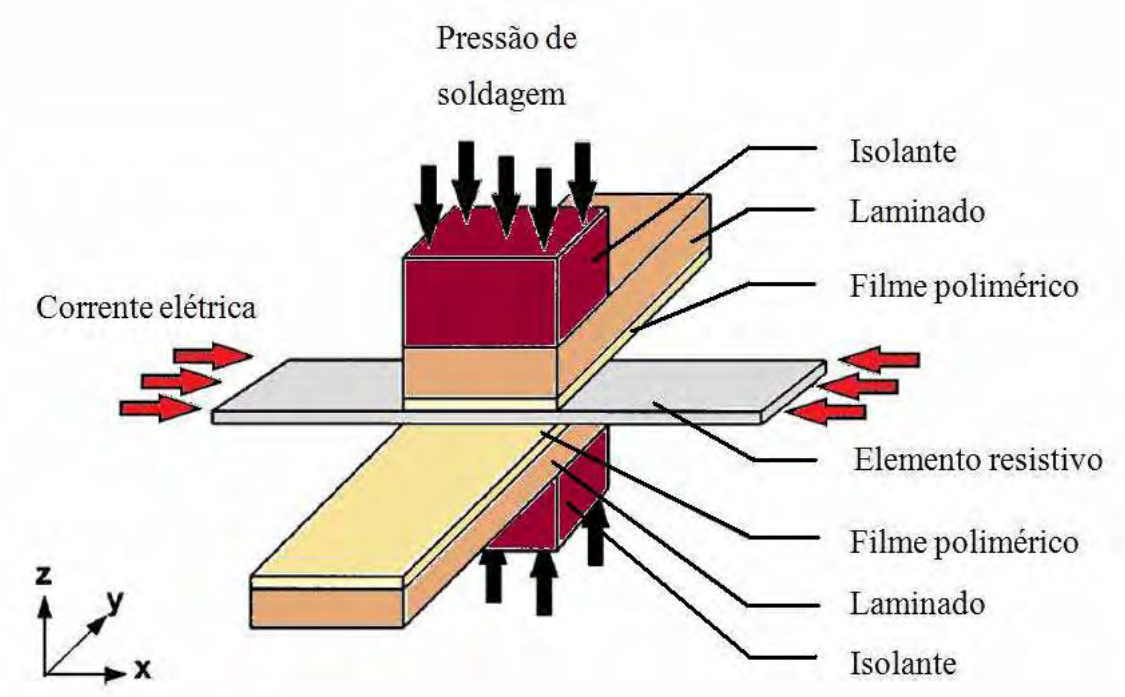


Figura 8. Ilustração de um modelo para soldagem por resistência (AGEORGES; YE, 2001).

Nos últimos anos, foram realizados diversos estudos envolvendo implantes resistivos, principalmente comparando os elementos constituídos de fibra de carbono e de malha metálica (AGEORGES; YE; HOU, 2001; TAYLOR; DAVENPORT, 1991; BEEVERS, 1991). A partir destes estudos, foi observado que as malhas metálicas podem proporcionar um aquecimento eficiente (BEEVERS, 1991), mas também podem induzir tensões de cisalhamento, aumento de peso e perda da resistência à corrosão (TAYLOR; DAVENPORT, 1991) no componente soldado. Atualmente, os elementos de aquecimento constituídos de fibra de carbono são os mais utilizados em estudos sobre o assunto (NINO; AHMED; BERSEE, 2009; STAVROV; BERSEE, 2005), uma vez que estes apresentam como principal vantagem serem constituídos dos mesmos elementos quando se deseja a soldagem de compósitos também reforçados com fibras de carbono.

Entretanto, malhas metálicas como elementos de aquecimento, especialmente aquelas constituídas de aço inoxidável, vem sendo cada vez mais utilizadas, pois oferecem uma série de vantagens quando comparadas aos elementos de aquecimento de fibra de carbono das quais se destaca a menor sensibilidade às variações nos parâmetros do processo (NINO; AHMED; BERSEE, 2009; YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; STAVROV; BERSEE, 2005).

Em seus trabalhos, NINO, AHMED e BERSEE (2009) fazem uma comparação de valores de tração cisalhante (*lap shear*) obtidos em compósitos de fibra de carbono/PEI soldados com malha de aço inox e de fibra de carbono como elemento resistivo, como apresentado na Figura 9. A partir deste estudo, fica evidenciado que quando são utilizados diferentes valores de tensão elétrica para a soldagem de compósitos, a utilização de elementos de fibra de carbono gera materiais com propriedades mecânicas mais homogêneas, quando comparados àqueles soldados com a utilização de malhas de aço como elemento resistivo, porém, com menores valores médios de tensão (NINO; AHMED; BERSEE, 2009).

Por outro lado, a presença de um implante de metal pode agir como material contaminante na solda, podendo introduzir concentradores de tensão de cisalhamento, aumento de peso, detecção pelo radar, etc (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; STAVROV; BERSEE, 2005). Em adição, a malha metálica

pode sofrer um processo de corrosão durante a utilização de um componente soldado, podendo ocasionar um descolamento das partes soldadas. (NINO; AHMED; BERSEE, 2009).

Durante o processo de soldagem, o isolamento, tanto elétrico quanto térmico dos componentes a serem soldados, consiste em um dos fatores críticos. Desta forma, caso estes isolamentos falhem, a soldagem não ocorre (STAVROV; BERSEE, 2005). Vários estudos mostram que se a perda de calor for elevada, a temperatura para a realização da soldagem é tão alta que compromete a estrutura do laminado como um todo (STAVROV; BERSEE, 2005). Para permitir um adequado isolamento, diferentes tipos de materiais isolantes são utilizados por diversos pesquisadores (STAVROV; BERSEE, 2005), tais como cerâmicas (JAKOBSEN; DON; GILLESPIE JR, 1989; XIAO; HOA; STREET, 1992; EVENO; GILLESPIE JR, 1988); maronita (DON; GILLESPIE JR; LAMBING, 1992); amianto (XIAO; HOA; STREET, 1990), madeira de carvalho (AGEORGES; YE; HOU, 2000a; AGEORGES; YE; HOU, 2000b), fibras de alta densidade e borracha de silicone (STAVROV; BERSEE; BEUKERS, 2003).

O isolamento do implante resistivo a partir do material condutivo deve promover uma boa qualidade de solda. Isto pode ser alcançado a partir da colocação de camadas de filmes do polímero termoplástico entre o implante e os elementos que serão unidos. Os filmes agem como isolantes, facilitam a fluidez na zona de solda, prevêem corrente de fuga, permitem aquecimento preferencial e, consequentemente, proporcionam melhor qualidade de solda (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; AGEORGES; YE; HOU, 2001).

A fonte de energia elétrica pode oferecer tanto corrente contínua quanto alternada, pois ambas são aplicáveis para o processo de soldagem por resistência elétrica. Entretanto, a potência da fonte de alimentação deve ser ajustada para o tamanho da solda (STAVROV; BERSEE, 2005).

O dispositivo de fixação, por outro lado, é fundamental para a realização de uma soldagem com qualidade satisfatória, especialmente quando fibra de carbono é utilizada como elemento de aquecimento. Os dispositivos de fixação são geralmente bastante simples, podendo ser feito de diferentes metais, com boas características de

condutores (cobre, bronze) e a fixação é realizada por meio da aplicação de uma pressão adequada (STAVROV; BERSEE, 2005).

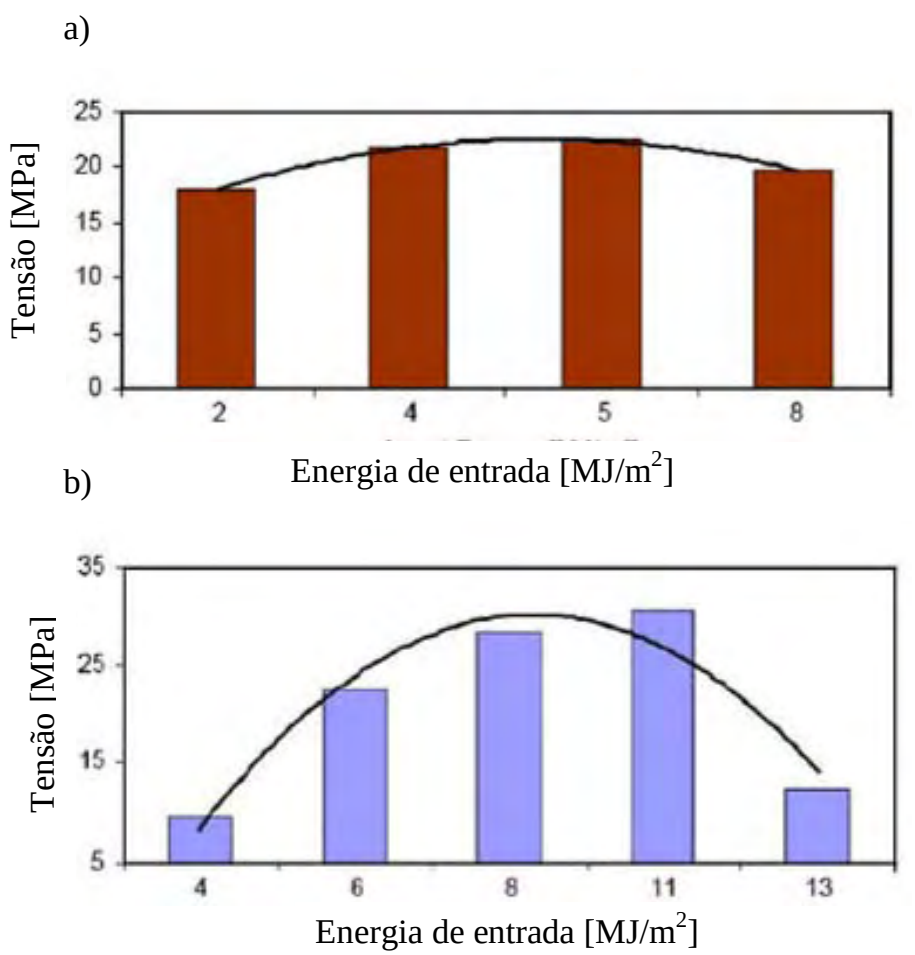


Figura 9. Comparação dos valores da resistência em tração cisalhante (*lap shear*) para compósitos soldados com diferentes tipos de elementos resistivos: a) tecido de carbono; b) malha de aço inox (NINO; AHMED; BERSEE, 2009).

O isolamento térmico, a entrada de energia, o tempo de solda, a orientação da fibra e o tempo de aquecimento são outros parâmetros que influenciam na qualidade e no desempenho do material soldado. Um bom isolamento térmico e uma entrada de energia suficiente podem reduzir o tempo de soldagem aumentando, consequentemente, a qualidade da solda (YOUSEFPOUR; HOJJATI; IMMARIGEON, 2004; EVENO; GILLESPIE JR, 1988).

Em seus trabalhos, (DAVIES; MOORE, 1990) estudaram a tensão de cisalhamento e a tenacidade à fratura (modo I) de compósitos termoplásticos unidos por diferentes tipos de métodos de colagens para laminados de fibra de carbono/PEEK. Deste modo, elevados valores de resistência em tração cisalhante (*lap shear*) (36 MPa)

e tenacidade à fratura (2100 J/m^2) foram observados e reportados (MCKNIGHT et al., 1997).

Um modelo de processo de soldagem por resistência foi também desenvolvido por (XIAO; HOA; STREET, 1992). Este método foi utilizado pela Força Aérea dos Estados Unidas da América em suas investigações sobre colagem de grandes áreas de compósito APC-2 (20 cm x 20 cm) usando filmes de PEEK ou PEI (polieterimida) (HEIMERDINGER, 1994). Com relação a este material soldado, uma grande resistência à tração cisalhante (*lap shear*) foi obtida (41 MPa). Desde então, a força aérea americana vem utilizando esta técnica de soldagem para o seu processo de reparo em campo para componentes termoplásticos (VODICKA, 1996).

Estudos envolvendo a soldagem por resistência de compósitos de polisulfona/grafite também foram reportados pela literatura (HOGGATT; OKEN; HOUSE, 1980), em que o elemento resistivo utilizado foi malha metálica de aço inox. Neste estudo, foi observada uma má aderência entre a malha e a matriz polimérica, no entanto, estes compósitos apresentaram valores de resistência à tração cisalhante (*lap shear*) superiores quando comparados aos valores obtidos por este mesmo compósito soldado por indução (EVENO; GILLESPIE JR, 1988).

Embora existam vários trabalhos reportando sobre a soldagem de compósitos com aplicações aeronáuticas, a técnica de soldagem por resistência ainda encontra-se em amadurecimento, e poucos trabalhos discutem a vida útil de compósitos soldados utilizados como estruturas aeroembarcadas.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo objetiva apresentar, de forma sistemática, o desenvolvimento experimental desta dissertação de mestrado. A Figura 10 apresenta as principais etapas realizadas neste trabalho de pesquisa.

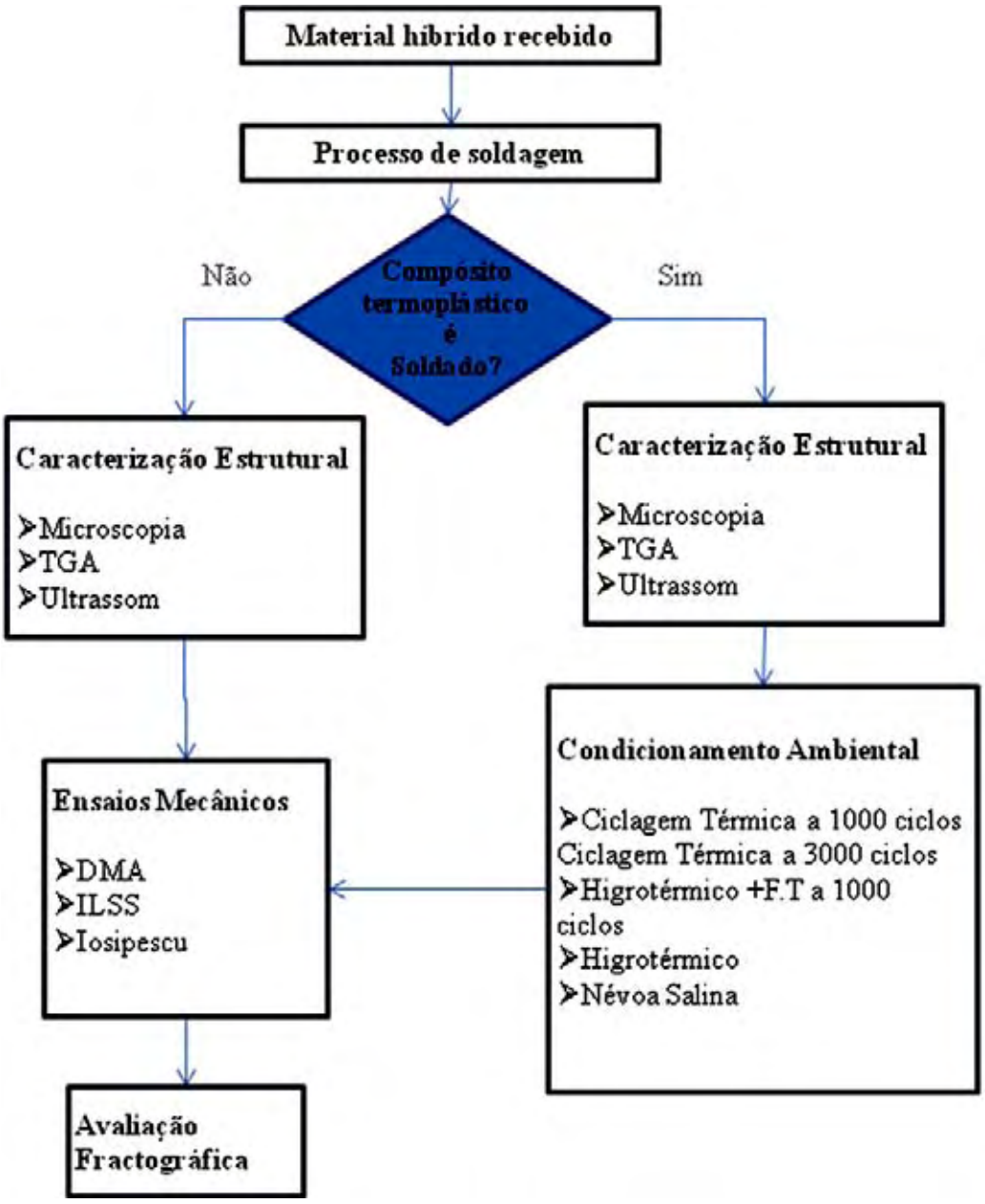


Figura 10. Fluxograma apresentando as etapas do trabalho.

3.1 Materiais utilizados

Os compósitos de PPS/fibra de carbono de orientação $[(0, 90) (\pm45) (0, 90)]_s$ foram fornecidos pela empresa holandesa Ten Cate. Com o objetivo de viabilizar o processo de soldagem por resistência elétrica, estes compósitos foram processados utilizando uma camada externa de PPS/fibra de vidro, conferindo ao corpo de prova uma espessura total de 4,2mm. A fibra de vidro tem por função isolar o material não permitindo a ocorrência de curto circuito na passagem de corrente ao longo do compósito como um todo, concentrando a corrente elétrica na região de interface durante o processo de soldagem. No ANEXO A é apresentada a Especificação dos materiais em questão.

3.2 Processo de soldagem por resistência

O sistema de soldagem, utilizado no presente trabalho, assemelha-se ao utilizado por (NINO; AHMED; BERSEE, 2009), tal como mostrado na Figura 11, que constitui de um computador com aquisição de dados, de uma máquina de prensagem com conectores elétricos integrados a elementos resistivos na forma de malha de aço inox de 200 mesh e com aproximadamente 0,05mm de espessura, garantindo aquecimento e pressão local durante o processo de soldagem. A partir deste sistema, é possível um controle da corrente, do tempo, da potência, da temperatura (mediante a instalação de um termopar diretamente na amostra) e da pressão.

Na Figura 11, podem ser observadas as conexões que permitem o transporte de corrente elétrica, o sistema de isolamento e o sistema de prensagem utilizado para facilitar o contato nas superfícies a serem soldadas. Devido à limitação da área útil da soldadora, para este trabalho, os compósitos foram soldados com dimensões de 25,4mm de largura, 150,0mm de comprimento e 4,2mm de espessura, como apresentado na Figura 12.

a) b)



Figura 11. Sistema de soldagem por resistência elétrica utilizado por (NINO; AHMED; BERSEE 2009): a) computador para aquisição de dados e máquina de prensagem; b) detalhe do processo de soldagem.



Figura 12. Processo de soldagem utilizado por resistência elétrica: imagem do corpo de prova soldado.

Baseado em trabalhos anteriores disponíveis em literatura (NINO; AHMED; BERSEE, 2009), para a realização deste trabalho de pesquisa, foi aplicada uma potência situada entre 8-12 W/cm^2 e uma corrente de 10-70 A, diretamente no elemento resistivo por um tempo entre 1- 50s. Uma pressão de aproximadamente 0,8 MPa (NINO; AHMED; BERSEE, 2009) foi aplicado na região a ser soldada, a partir da utilização de cilindros pneumáticos. Todo o elemento resistivo foi pré-impregnado com PPS, antes de ser posicionado na região a ser soldada. Por essa técnica foram preparados, ao todo, 50 corpos de prova para realização do presente trabalho.

3.3 Análises Microscópicas

Com o objetivo de se avaliar a eficiência do processo de soldagem por resistência, foi realizada análise por microscopia óptica, utilizando, para esta finalidade, uma Lupa estereoscópica Zeiss/Stemi 2000 (Figura 13), disponível no laboratório de microscopia óptica da Faculdade de Engenharia da Unesp, campus de Guaratinguetá.

Como procedimento para essa análise, uma amostra (APÊNDICE A) foi cortada em um tamanho de 40mm de comprimento e 7mm de largura, sendo que com essas dimensões não foi necessário o embutimento do material. Após este preparo inicial, a amostra foi lixada em lixas d'água com granulometria de 300, 600 e 1200 mesh.



Figura 13. Lupa estereoscópica Zeiss/Stemi 2000 utilizada no trabalho (DAMATO, 2010).

3.4 Inspeção por Ultrassom

A análise de inspeção por ultrassom teve como intuito verificar a qualidade da solda e se ocorreu alguma alteração significativa nas propriedades do material. A análise foi representativa do processo, sendo utilizadas apenas duas amostras para esta análise: uma para o material não soldado e outra para o soldado (APÊNDICE A).

Esta análise foi realizada de acordo com o método C-scan, utilizando o modo pulso-eco. Com esta finalidade foi utilizado um equipamento da MATEC, modelo MUIS32, com um probe plano de frequência de 10MHz. Este equipamento encontra-se na Unesp, campus de Guaratinguetá.

3.5 Condicionamento ambiental

3.5.1 Higrotérmico

Para avaliar a influência da temperatura e umidade no compósito soldado, o material foi condicionado em uma câmara higrotérmica da empresa Marconi, modelo MA 835/UR (Figura 14), disponível no Laboratório de Condicionamento Ambiental do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT), da Unesp, campus de Guaratinguetá. O equipamento de condicionamento utilizado permite manter, por monitoramento automático, os valores de temperatura e umidade com incerteza de 1%.

O condicionamento higrotérmico foi realizado de acordo com o procedimento B descrito na norma ASTM D5229 M-04, em 11 corpos de prova a serem ensaiados por ILSS, Iosipescu e DMA (APÊNDICE A), além de três amostras de controle, com dimensões de 25x25 mm. As variáveis utilizadas durante este condicionamento ambiental foram: temperatura de 80°C e teor de umidade relativa de 90%, por 1000 horas.

Durante este procedimento, primeiramente todas as amostras a serem condicionadas foram secas em uma estufa a vácuo da marca Quimis - modelo Q819V2 (Figura 15), aquecida a 60°C por 48 horas, com o intuito de eliminar o máximo da umidade presente no material. Em seguida, as amostras de controle foram pesadas em uma balança analítica Shimadzu AUX220, com precisão da ordem de 0,1 mg, para se conhecer a massa inicial a seco.



Figura 14. Câmara climática modificada da Marconi modelo MA 835/UR (DAMATO, 2010).



Figura 15. Estufa a vácuo, da Quimis modelo Q819V2 (DAMATO, 2010).

Após esta primeira etapa, os corpos de prova foram colocados na câmara higrotérmica e a cada semana as amostras de controle foram pesadas. A partir do ganho de massa da amostra pode-se obter o teor de umidade absorvido pelo material ao longo do tempo de condicionamento de acordo com a Equação 3, sendo: M_a a massa do material após absorção e M_i a massa inicial do compósito a seco.

$$M_i\%_{umidade_a} = ((M_a - M_i)/M_i) * 100 \qquad \text{Equação 3}$$

3.5.2 Condicionamento por névoa salina

A influência de um ambiente rico em atmosfera salina (ambiente marítimo, por exemplo) também foi avaliada nesse trabalho.



Figura 16. Câmara de névoa salina da Equilam, modelo SS600e (DAMATO, 2010).

Com este intuito, foi realizado o condicionamento em uma câmara de névoa salina (*salt spray*), modelo Equilam SS600e (Figura 16), disponível no Laboratório de Condicionamento Ambiental do Departamento de Materiais e Tecnologia da Unesp. Durante este procedimento, os corpos de prova foram expostos a uma atmosfera

contendo 5 partes de NaCl em 95 partes de água, a uma temperatura de 35°C, conforme especificado pela norma ASTM B117-03. Um total de 11 corpos de prova destinados aos ensaios de Iosipescu, ILSS e DMA (APÊNDICE A) foram expostos por um período de 4 semanas neste ambiente, sendo estes periodicamente pesados.

3.5.3 Condicionamento por ciclagem térmica.

Quando aplicados em estruturas aeroembarcadas, componentes em compósitos poliméricos podem ser expostos a variações súbitas de temperatura, podendo estas variar de -50 até 80°C. Durante a vida útil de uma aeronave essa exposição pode ocorrer várias vezes, podendo provocar microtrincas na matriz polimérica, bem como o comprometimento da interface fibra/matriz e, consequentemente, a redução das propriedades mecânicas do material.

Para este tipo de avaliação foi utilizado um equipamento, da marca Envirotronics, modelo TSV 5-2-2-2-AC-X (Figura 17), que consiste de duas câmaras de temperatura controlada, sendo uma refrigerada e outra aquecida. Desta forma, o material é submetido aos dois ambientes por um elevador pneumático que se movimenta de uma câmara para a outra em um intervalo de tempo pré-determinado por um número programado de ciclos.

Neste trabalho, o condicionamento por ciclagem térmica realizado seguiu um programa pré-definido, submetendo um total de 11 corpos de prova destinados aos ensaios de Iosipescu, ILSS e DMA (APÊNDICE A) a uma ciclagem térmica entre -50 e 80°C, com permanência de 20 minutos em cada etapa. Desta forma, foram realizados três diferentes condicionamentos em choque térmico, sendo estes utilizando 1000 ciclos, 3000 ciclos e submetendo primeiramente as amostras ao condicionamento higrotérmico e, posteriormente, a 1000 ciclos. O tempo de permanência em cada zona foi monitorado a partir da diferença de leitura da temperatura de entrada e saída do ar de refrigeração.

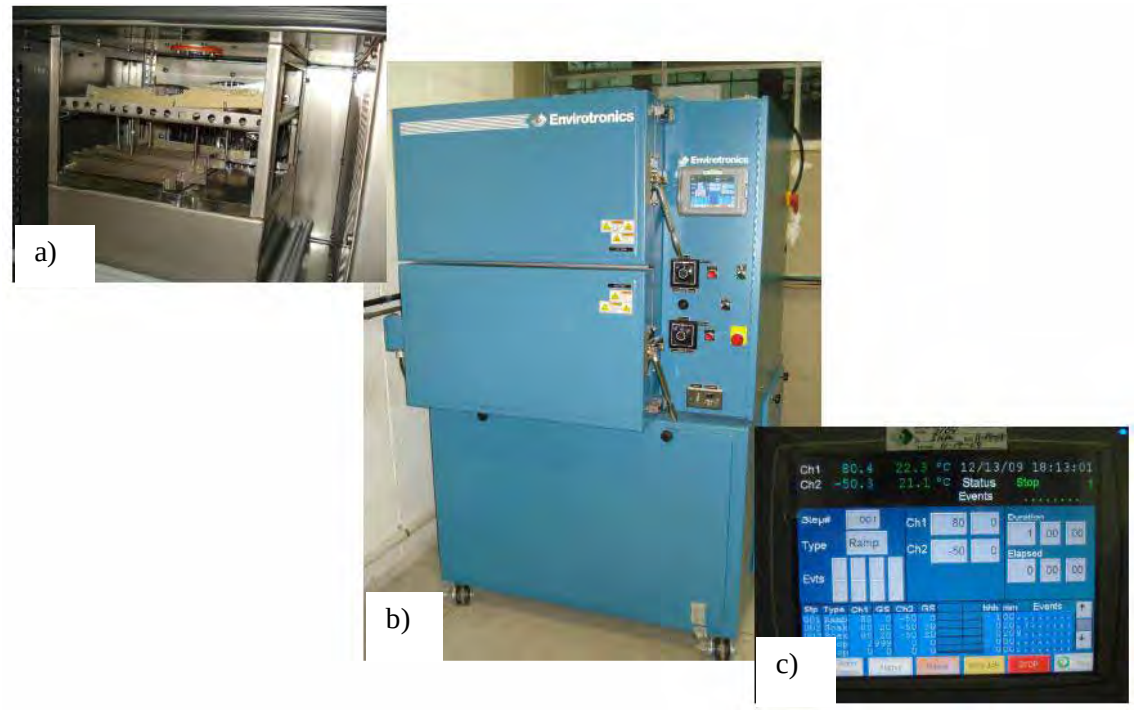


Figura 17. Câmara de ciclagem térmica utilizada para o condicionamento por variação cíclica de temperatura, da Envirotronics, modelo TSV 5-2-2-2-AC-X: a) elevador da câmara; b) câmara de ciclagem térmica; c) programa utilizado durante o condicionamento (DAMATO, 2010).

3.6 Análises das Características Termo estruturais

3.6.1 Termogravimetria (TGA)

A termogravimetria foi realizada em um analisador TG-DTA 6200 da SII-Nanotechnology (Figura 18), utilizando um método dinâmico com aquecimento de 35^{o}C até 1000^{o}C, taxa de aquecimento de 10^{o} C/min e uma atmosfera inerte de N_2 (fluxo de 100 mL/min). Esta metodologia foi utilizada com o intuito de se analisar o conteúdo volumétrico de fibras de reforço e a temperatura de degradação da matriz polimérica de compósitos de compósitos soldados e não soldados, sendo utilizadas duas amostras de cada tipo para realizar a análise (APÊNDICE A).



Figura 18. Equipamento de termogravimetria (TGA) da SII-Nanotechnology.

3.6.2 Análise dinâmico-mecânica (DMA)

A presença da malha metálica, assim como os efeitos ambientais induzidos no material, podem alterar a temperatura de transição vítrea do material. Desta forma, neste trabalho a temperatura de transição vítrea foi avaliada por DMA utilizando um equipamento DMA 6100 da SII-Nanotechnology (Figura 19). Foram utilizadas duas amostras para cada condicionamento (APÊNDICE A), sendo que todas as análises foram realizadas em um dispositivo tipo “dual cantilever” (modo de flexão), com a frequência de 1,0Hz; amplitude de 10 μm; uma força aplicada de 2000 mN; aquecimento de 35^{o}C até 180^{o}C a uma taxa de aquecimento de 3ºC/min, em atmosfera inerte de N_2 com fluxo de 100 mL/min.



Figura 19. Equipamento de análise dinâmico mecânica (DMA) da SII-Nanotechnology.

3.7 Avaliação Mecânica por ensaios de cisalhamento do material

3.7.1 Ensaios de cisalhamento interlaminar em três pontos.

O ensaio de cisalhamento em três pontos (ILSS - *short beam shear test*) é um dos métodos mais populares para verificação das propriedades de cisalhamento interlaminar devido à simplicidade do método e da preparação dos corpos de prova. Este ensaio possui um problema associado com a concentração da tensão e da deformação plástica não linear induzida pelo carregamento, sendo que o estado de tensão não é composto apenas de tensão de cisalhamento puro (DAMATO, 2010).

Para este trabalho, todos os ensaios de cisalhamento em três pontos foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos, modelo AG-X, da empresa Shimadzu (Figura 20).



Figura 20. Máquina universal de ensaios da Shimadzu AG-X (DAMATO, 2010).

Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTMD 2344 em cinco corpos de prova por condicionamento (APÊNDICE A), cujas medidas seguiram as relações:

Espessura: t;
Comprimento: 6*t;
Largura: 2*t;
Sendo t = 4,2mm

Para a realização dos ensaios de cisalhamento foi utilizada uma célula de carga de 10 kN, e um dispositivo próprio que consiste de dois bastonetes, com distância entre eles de 4*t, onde os corpos de prova são apoiados pelas extremidades. Com essa configuração, a tensão de cisalhamento pode ser obtida a partir da Equação 4:

$$\sigma=3/4*F/A \qquad \text{Equação 4}$$

Onde: σ - Tensão de cisalhamento por ILSS; F – Força aplicada no corpo de prova; A – área da secção do corpo de prova.

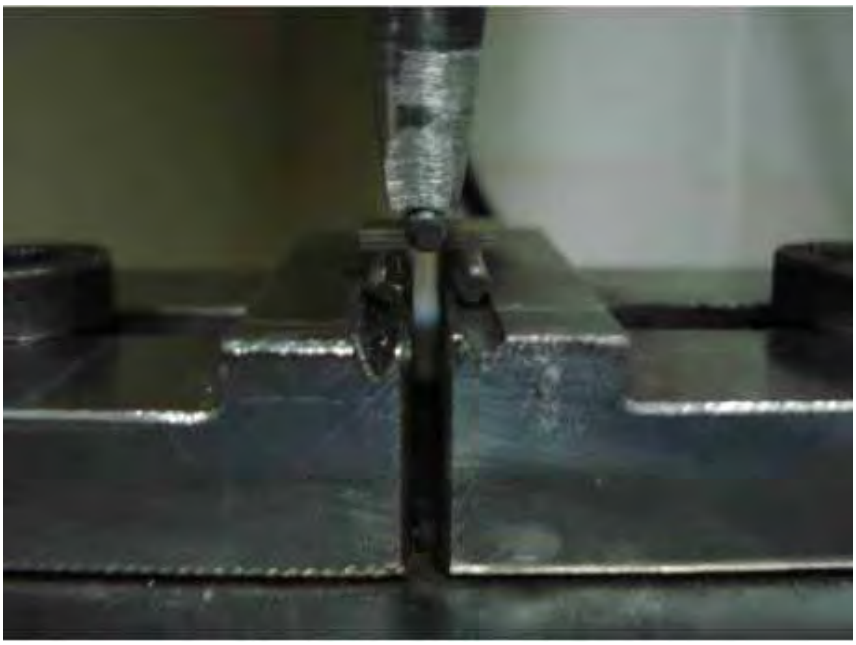


Figura 21. Dispositivo para ensaios de ILSS (DAMATO, 2010).

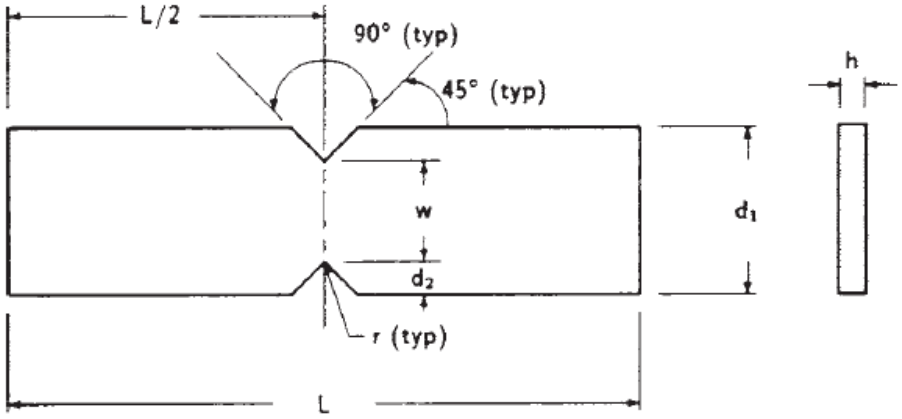
3.7.2 Ensaio Iosipescu

O método Iosipescu é realizado em um corpo de prova retangular com entalhes em V. As dimensões dos corpos de prova e os ensaios foram baseados na norma ASTM D5379 (Figura 22). O entalhe possui um raio padronizado de 1,3mm, evitando interferências nos resultados devido à presença de cantos vivos. O corte dos corpos de prova e confecção do entalhe foram realizados na Unesp, campus de Guaratinguetá. Para a confecção do entalhe, foi utilizada uma retífica com um disco de 1,5mm de raio, destinado especificamente para essa atividade.

Para a realização deste ensaio cinco corpos de prova foram submetidos em cada condicionamento (APÊNDICE A) e foram ensaiados no dispositivo apresentado na Figura 23. A tensão de cisalhamento puro foi calculada utilizando a Equação 5:

$$\sigma = F/A \qquad \text{Equação 5}$$

Onde : σ = tensão de cisalhamento Iosipescu; F – Força aplicada no corpo de prova; A – área da secção do corpo de prova.



Onde:
d_1 = 20,0 mm
d_2 = 4,0 mm
h = 2,0 a 5,0 mm
L = 76,0 mm
r = 1,3 mm
w = 12,0 mm

Figura 22. Dimensões dos corpos de prova destinados aos ensaios Iosipescu

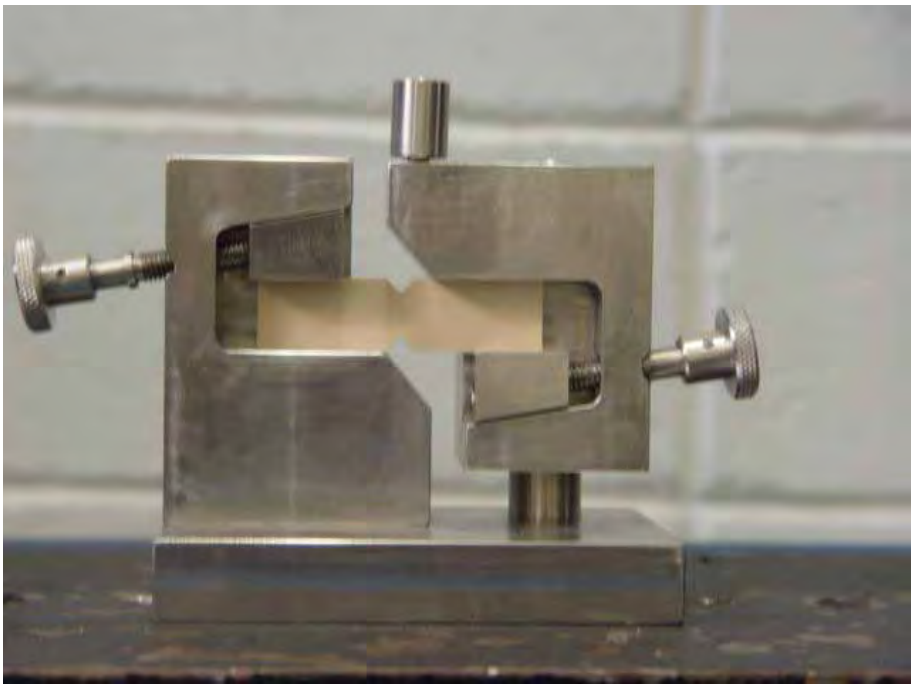


Figura 23. Dispositivo para ensaios Iosipescu

Após a realização de ambos os ensaios de cisalhamento, as amostras foram analisadas por microscopia óptica com o intuito de se avaliar a influência do processo de soldagem e dos condicionamentos ambientais na fratura dos compósitos estudados.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise do processo de Soldagem

Após a realização do processo de soldagem, o compósito (Figura 24) apresentou adequada compactação, mostrando uma boa distribuição fibra/matriz, com ausência de microtrincas ou vazios, sinais de descolamento, delaminações ou contaminações, que eventualmente possam estar presentes oriundos do processo de conformação do material. No entanto, observam-se algumas regiões ricas em matriz polimérica, principalmente na interface PPS/fibra de carbono e PPS/fibra de vidro, que podem gerar concentrações de tensões e interferir nos resultados obtidos dos ensaios mecânicos. Pela imagem pode-se verificar as presenças da malha metálica (1); do filme de PPS (2) e da região de união entre ambas (3), sendo observado que a adesão da malha metálica é satisfatória na maior parte do material, não havendo descontinuidades ou delaminações na interface malha metálica/compósito.

Entretanto, mesmo que a soldagem tenha garantido uma boa compactação, essa apresentou algumas características que podem impactar no desempenho mecânico do material, como a presença de regiões ricas em resina, principalmente em regiões próximas da interface com a malha metálica (Figura 25), além da formação de poros, principalmente próximo a regiões de bordas do material (Figura 26).

Além disso, foi evidenciado um efeito de escoamento do compósito PPS/fibra de vidro para fora da região de borda do compósito durante o processo de soldagem (Figura 27a). Era de se esperar apenas o escoamento do filme polimérico de PPS depositado sobre a malha metálica para facilitar a fusão da matriz e a solidificação das partes (Figura 27b). Para evitar interferências nos ensaios mecânicos e dinâmico-mecânicos por conta deste problema, os corpos de prova destinados a estes ensaios foram preparados de forma a eliminar as bordas constituídas de excesso de matriz polimérica.

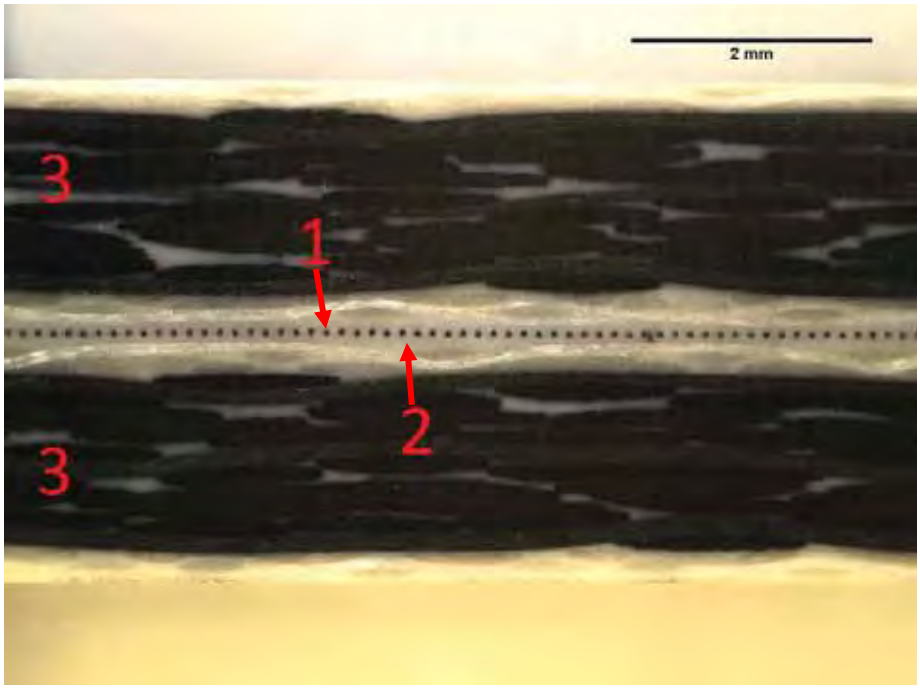


Figura 24. Fotomicrografia obtida por lupa estereoscópica do compósito de matriz PPS reforçado com fibra de carbono soldado por resistência elétrica: 1) malha metálica; 2) região de interface; 3) compósito de PPS/fibra de carbono.

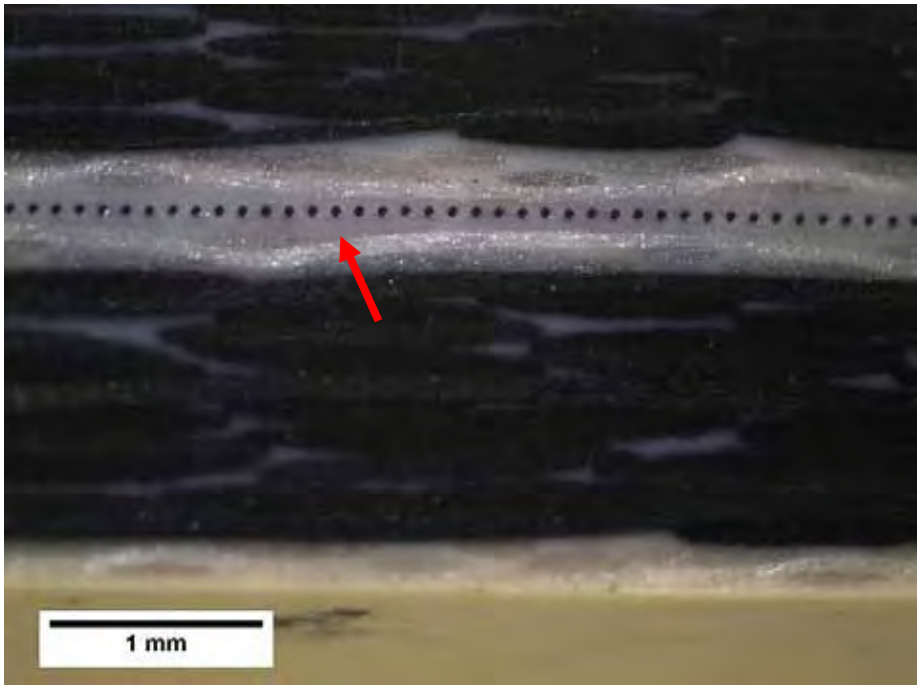


Figura 25. Fotomicrografia obtida por lupa estereoscópica da interface do compósito soldado - região rica em matriz PPS (seta vermelha).

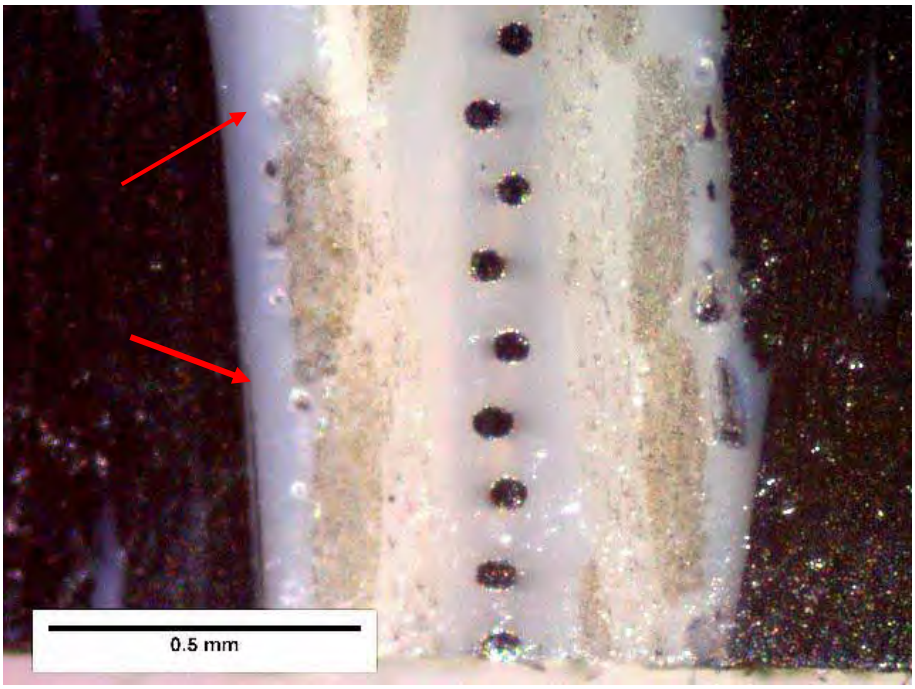


Figura 26. Fotomicrografia obtida por lupa estereoscópica da interface: porosidade próxima da região de borda. As setas mostram os poros no material.

A qualidade do compósito também foi verificada pelo método de ultrassom no modo pulso-eco em cuba d'água. Primeiramente, o equipamento foi calibrado com uma amostra do laminado não soldado e então as varreduras foram realizadas no material soldado. Para essa analise apenas um corpo de prova foi utilizado para verificação da soldagem.

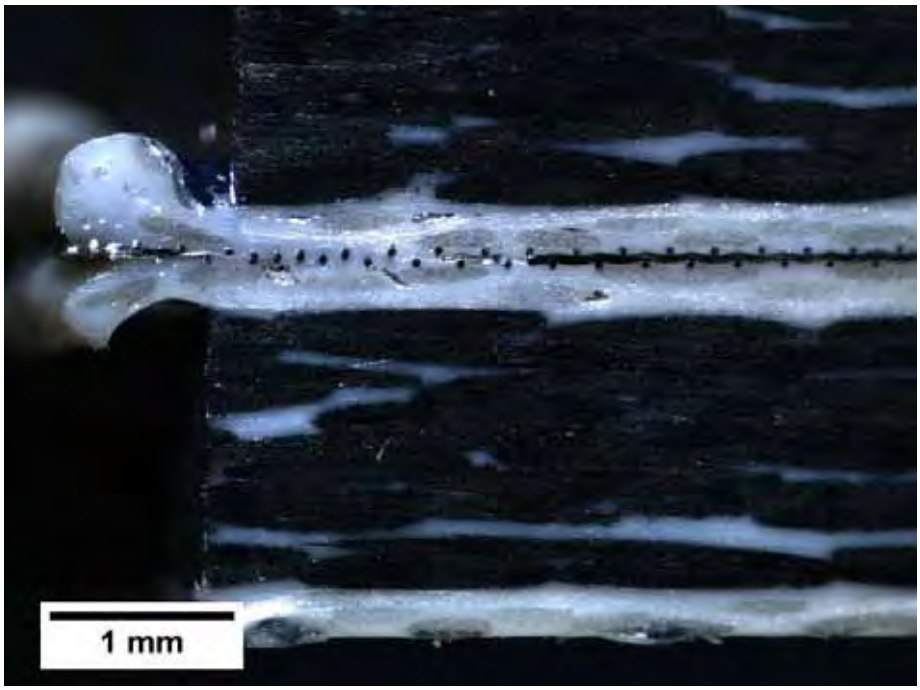
Durante este ensaio o padrão utilizado (

Figura 28 a e b) apresenta boa homogeneidade de compactação com ausência de delaminações ou defeitos, observada a partir da baixa variação da atenuação, representada pela homogeneidade de cor presente na amostra. Já o compósito soldado (Figura 29 a e b) apresenta uma variação do grau de compactação ao longo do corpo de prova, revelando-se uma menor compactação nas extremidades do corpo de prova que recebeu a corrente e nas regiões de borda do material, tal como também observado a partir das microscopias ópticas.

Este comportamento pode estar associado a diversos efeitos dentre estes: a presença de ar entre as camadas a serem soldadas, resultando em áreas de porosidade

após a fusão e recristalização da matriz polimérica durante o processo de soldagem, mesmo com a aplicação de elevadas pressões; o controle impreciso da viscosidade da matriz polimérica quando no estado fundido; a utilização de uma pressão inadequada no processo de soldagem, desalinhamento nas direções trama e urdume durante o processo de soldagem, dentre outros.

(a)



(b)

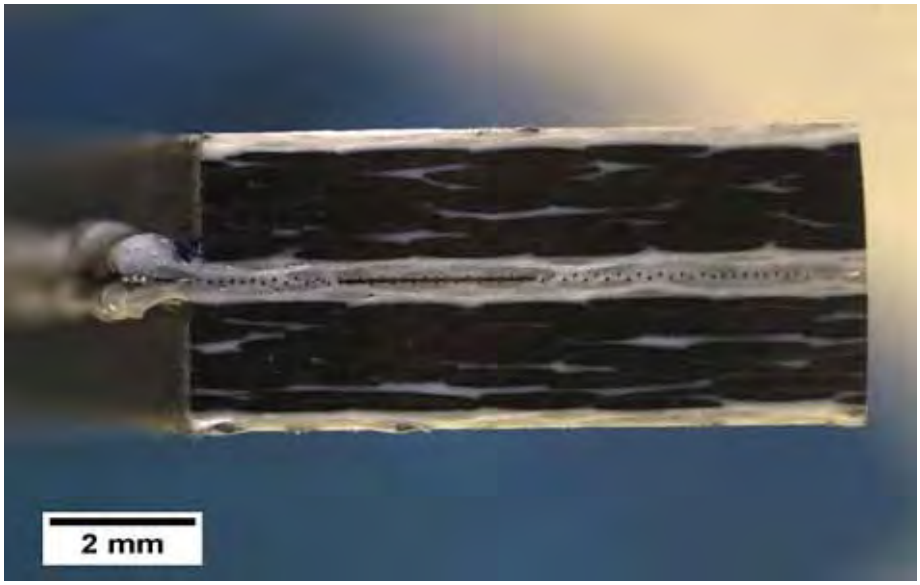
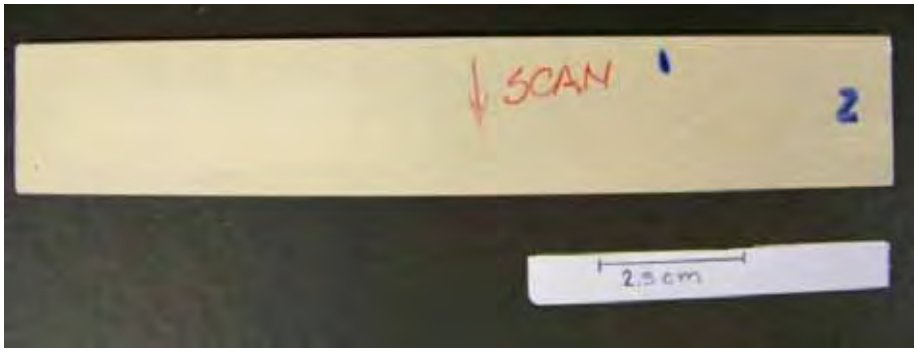
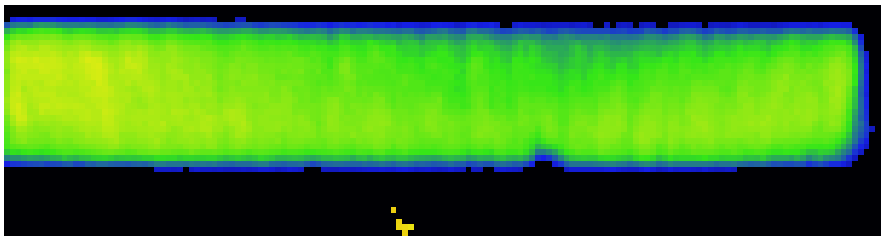


Figura 27. Fotomicrografias obtidas por lupa estereoscópica do compósito soldado por resistência elétrica: (a) região de borda longitudinal do material; (b) escoamento do compósito de PPS/fibra de vidro ocorrido durante o processo de soldagem.

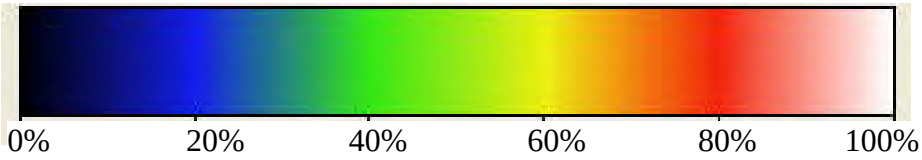
(a)



(b)



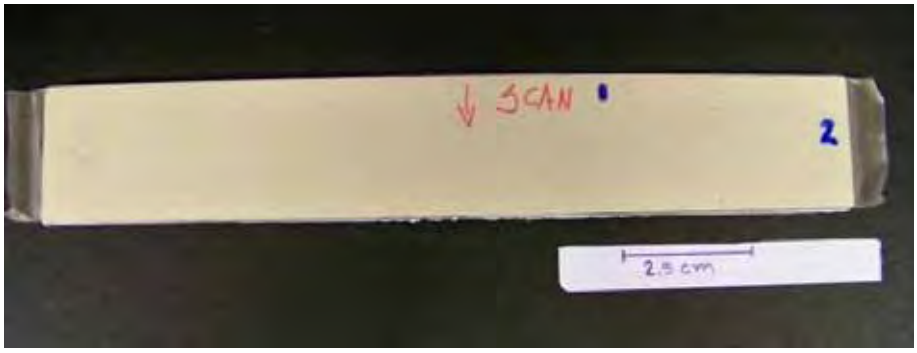
Região inferior



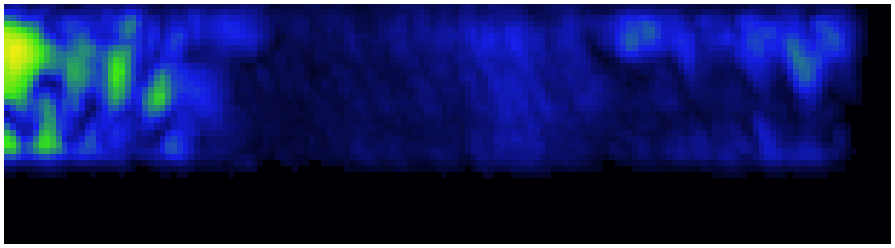
Escala

Figura 28. Amostra de compósito não soldado utilizada como padrão: (a) imagem do compósito; (b) imagens de ultrassom da amostra padrão.

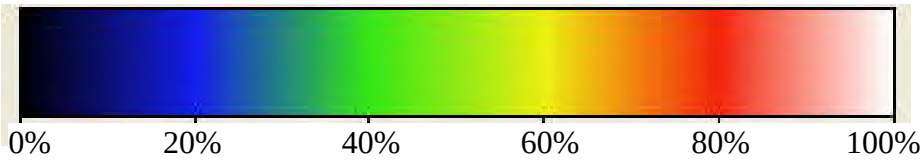
(a)



(b)



Região inferior



Escala

Figura 29. Ultrassom do compósito soldado: (a) imagem do corpo de prova soldado; (b) imagens de ultrassom do corpo de prova soldado.

4.2 Condicionamento Ambiental

4.2.1 Condicionamento Higrotérmico

A partir da Figura 30 pode-se verificar a variação de massa do compósito soldado durante um período de 1176 horas de exposição em câmara de condicionamento higrotérmico. 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.

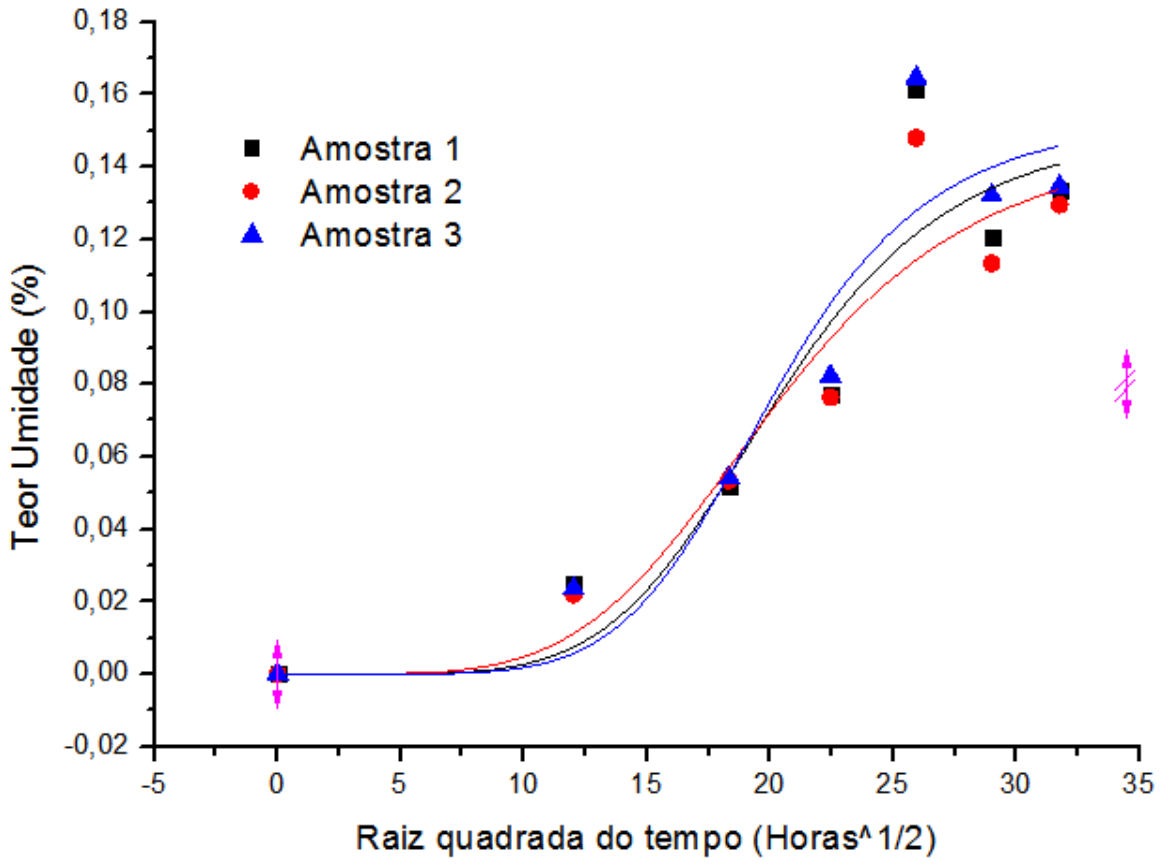


Figura 30. Ganho de umidade do corpo de prova em função da raiz quadrada do tempo, referente ao condicionamento higrotérmico.

Segundo os resultados provenientes da Figura 30, o teor de umidade nesta amostra aumenta linearmente com o tempo, nas primeiras semanas de exposição. Durante esse período pode ocorrer, em um primeiro momento, o efeito da capilaridade

(FARIA, 2008; DAMATO, 2010). Em compósitos poliméricos, sua ação pode ocorrer pela presença de microtrincas, poros e vazios e, principalmente, pela interface matriz-fibra (DAMATO, 2010). Nesse estágio de absorção, o processo é totalmente reversível já que a água permanece principalmente na forma livre em espaços ou regiões não muito distantes das extremidades do material.

A difusão é outro processo que precisa ser considerado na absorção de umidade, por ser facilitada pela presença de água livre no interior da amostra. Hipoteticamente, a água pode se posicionar entre as cadeias poliméricas, agindo de modo a aumentar o volume livre. Nessa situação, pode haver plasticização do material, pois as moléculas de água afastam as cadeias poliméricas, o que reduz as forças de atração intermoleculares secundárias, permitindo uma maior mobilidade das cadeias entre si (CANEVAROLO JR, 2004; FARIA, 2008; DAMATO, 2010).

O valor percentual máximo de umidade absorvida pelo material no período considerado foi de aproximadamente 0,15% (Figura 30), ocorrendo esta após 49 dias de condicionamento. O ganho de umidade foi relativamente alto se comparado aos compósitos de PPS não soldados, como apresentado por FARIA (2008) (em torno de 0,07% para PPS/fibra de carbono e 0,1% para compósitos PPS/fibra de vidro).

Esta variação nos valores de umidade pode ser explicada por diversos fatores que devem estar ocorrendo simultaneamente, dentre estes: maior número de interfaces devido à existência de lâminas de fibras de carbono, fibras de vidro e malha metálica; a própria presença da malha metálica que pode induzir microtrincas e facilitar o processo de capilaridade ao longo de toda sua extensão; a existência de poros resultante do processo de soldagem e eventuais problemas relacionados com o efeito de borda livre.

No entanto, mesmo com a presença da malha metálica, a absorção de umidade ainda foi menor quando comparada a observada em compósitos de matriz epóxi reforçados com fibra de carbono e/ou de vidro, como apresentado por MAYER (2003). Neste caso, estes compósitos de matriz epóxi apresentaram ganhos provenientes da absorção de umidade entre 1,0 e 3,0% em massa. As matrizes epóxi possuem maior afinidade com a água devido à presença de grupos O-H. Além das ligações cruzadas existentes entre moléculas de epóxi, essas ainda possuem afinidades secundárias, como

a presença das ligações de hidrogênio entre as cadeias poliméricas que facilitam o posicionamento da água (CANEVAROLO JR, 2004). Já moléculas de PPS possuem apenas anéis benzênicos e grupos sulfetos, conferindo um caráter apolar e, portanto, não havendo quase interação com a água (polar) mesmo em altas temperaturas.

Outro fator associado quanto à diferença de absorção de umidade entre as matrizes de resina epóxi e PPS consiste na presença de sítios cristalinos da matriz termoplástica. A resina epóxi, como todo termorrígido, consiste de um material amorfo havendo baixa compactação das cadeias poliméricas e elevada quantidade de volumes livres, permitindo uma maior acomodação de moléculas pequenas, como a água, entre suas cadeias poliméricas. No entanto, polímeros termoplásticos como o PPS, semicristalino, possui uma alta cristalinidade e, portanto, uma elevada compactação de suas cadeias e, nesse caso a acomodação de moléculas de água ocorre com maior dificuldade.

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 compósito (FARIA, 2008; DAMATO, 2010).

4.2.2 Condicionamento em Névoa Salina

Após a realização do condicionamento por névoa salina, foi observado um ganho de massa no material soldado de aproximadamente 0,5%. Para amostras condicionadas em névoa salina, era esperado um ganho de massa menor que o condicionamento higrotérmico. Entretanto, este comportamento pode ser explicado por diversas hipóteses, dentre estas: o condicionamento salino foi realizado a temperatura ambiente, enquanto o condicionamento higrotérmico foi realizado a 80^{o}C, assim, em baixas temperaturas a taxa de difusão tenderia a ser menor, bem como a absorção de umidade. A deposição gradual de sal na superfície do compósito pode ter contribuído com esse maior ganho de massa uma vez que este tende a formar uma camada na superfície da amostra após a exposição do compósito neste ambiente agressivo; devido à natureza

apolar da matriz PPS, pode-se concluir que os íons Na^+ Cl^-, provenientes do sal utilizado no condicionamento em névoa salina, não reagem com o polímero, no entanto sua presença por longos períodos no material pode provocar um grau de oxidação na malha metálica.

Outro problema que pode ocorrer devido à presença da malha metálica consiste no efeito de corrosão galvânica, quando esta entra em contato com fibras de carbono. Mesmo quando a malha metálica se encontra isolada da fibra de carbono pela presença da fibra de vidro, a deposição do sal nas bordas do compósito pode criar uma "ponte salina" estabelecendo o contato da fibra de carbono com a malha, possibilitando o efeito de corrosão no material, entretanto, este efeito não foi observado na presente dissertação.

4.2.3 Condicionamento por ciclagem térmica

O condicionamento por ciclagem térmica foi realizado nas amostras soldadas, entre temperaturas de -50 a 80^{o}C, em que se assemelha à variação de temperatura imposta aos materiais compósitos, quando expostos em serviço em aeronaves.

Como comentado anteriormente no Capítulo 2, o PPS é um polímero semicristalino, ou seja, possui em torno de 35 – 40% de região amorfa, sendo assim, a influência da transição vítrea se manifesta no material.

Sabe-se que em temperaturas baixas, a maioria dos polímeros sofre uma redução da energia de vibração da cadeia principal e das cadeias secundárias, estando em um estado conhecido por estado vítreo. Nessa condição o material sofre com a fragilização de sua contração que aumenta a rigidez e dureza do material. O aumento de temperatura leva a um aumento da energia de vibração do polímero, assim há um aumento de seu volume livre que, por consequência, leva à dilatação térmica e aumento da elasticidade (CANEVAROLO JR, 2004).

Se os condicionamentos em baixa e alta temperatura são subsequentes e cíclicos, o material pode sofrer danos envolvendo a dilatação e a contração do material. Nesse caso deve-se considerar o efeito da diferença de dilatação térmica do polímero, da fibra de carbono, da fibra de vidro e da malha metálica, que pode propagar trincas pré-

existentes no material, além de provocar o descolamento do reforço/matriz e malha metálica/matriz.

Como discutido anteriormente neste capítulo, quando exposto ao condicionamento higrotérmico, o compósito soldado absorve água em sua estrutura. Quando posteriormente exposto à ciclagem térmica (-50^{o}C até 80^{o}C), a presença da água líquida torna-se um agravante na ocorrência de danos na estrutura polimérica. Quando se submete o material "úmido" a temperaturas menores que 0^{o}C, a água presente se solidifica em cristais, diminuindo, consequentemente, a mobilidade molecular das moléculas de água. Este processo ocasiona uma organização da água em uma estrutura simétrica de formato hexagonal, que acaba ocupando um espaço maior que a água no estado líquido (HOBBS, 2010), resultando, consequentemente, no aumento da pressão interna no interior das moléculas de PPS.

Como contraponto, o aquecimento em temperaturas de até 80^{o}C faz com que a água aumente a sua agitação molecular ao ponto em que um pequeno teor de vapor é possível de ser formado no interior das cadeias de PPS e assim liberado do material. Dessa maneira, em cada ciclo de temperatura o material pode sofrer menos com a formação de cristais de gelo ao passo que os efeitos de expansão e contração do próprio material se tornam mais proeminentes.

4.3 Ensaios de cisalhamento

A Tabela 2 e a Tabela 3 apresentam, respectivamente, as propriedades de cisalhamento interlaminar (ILSS) e cisalhamento no plano (Iosipescu), ambos avaliados neste trabalho para o compósito soldado após este ser submetido aos diversos condicionamentos anteriormente apresentados. Nos APÊNDICES B e C, os dados adquiridos dos ensaios para cada corpo de prova são apresentados.

A partir dos resultados de cisalhamento encontrados, foi possível realizar uma análise comparativa entre os valores obtidos dos compósitos soldados e não-soldados, assim como avaliar o efeito dos diversos condicionamentos realizados sobre o desempenho em cisalhamento do compósito soldado.

Para este estudo, primeiramente foram comparados os compósitos, como fornecidos (não soldado), com os valores disponíveis em literatura. Foi observado que o compósito híbrido utilizado neste trabalho (reforçado com fibras de carbono e com fibras de vidro) e não-soldado apresentou um ganho de 9% na propriedade de cisalhamento interlaminar quando comparado com o PPS/fibra de carbono puro (58,4 ± 1,9MPa) (COSTA, BOTELHO e PARDINI, 2011). Já a mesma comparação dos valores obtidos do ensaio Iosipescu (Tabela 3), apresentou um ganho de 27% quando comparado com o compósito PPS/fibra de carbono (109,2 ±0,4MPa) (COSTA, BOTELHO e PARDINI, 2011). Desta forma, foi evidenciado que o compósito de PPS híbrido utilizado neste trabalho, apresentou uma superioridade no que diz respeito ao seu desempenho aos esforços por cisalhamento quando comparados aos valores disponíveis em literatura dos compósitos de PPS/fibras de carbono, provavelmente, devido ao efeito sinérgico promovido pela presença da lâmina de fibra de vidro.

Após esta caracterização inicial, foi realizada uma comparação entre os valores encontrados para os compósitos não-soldados e soldados e, neste caso, foi verificado que o material soldado sofreu um aumento de 4% da resistência ao cisalhamento interlaminar (ILSS), quando comparado ao material não-soldado (Tabela 2). A mesma comparação foi realizada para os resultados obtidos quanto à resistência ao cisalhamento no plano (Iosipescu). Neste caso, verificou-se que o material soldado teve um acréscimo de 9% de suas propriedades de cisalhamento no plano (Tabela 3). Esses ganhos podem ser atribuídos a presença da malha metálica que pode ter atuado de forma a dificultar o efeito de cisalhamento na camada, devido à própria resistência do material metálico.

Após ser submetido aos condicionamentos higrotérmico e em névoa salina a resistência ao cisalhamento interlaminar (ILSS) foi reduzida em torno de 10 e 24% (Tabela 2) respectivamente quando comparado com os resultados encontrados para este material não condicionado.

Tabela 2. Resultados dos ensaios mecânicos de ILSS para amostras soldadas e não soldadas

Condição	Média do valor máximo (MPa)	Desvio padrão (MPa)
Não soldado	51,83	1,5
Soldado seco	53,81	2,6
Soldado/Névoa salina	48,26	2,3
Soldado/Higrotérmico	40,75	3,0
Soldado/Higr. + ciclagem térmica	42,66	2,2
Soldado/Ciclagem térmica 1000	47,83	4,1
Soldado/Ciclagem térmica 3000	49,68	3,0

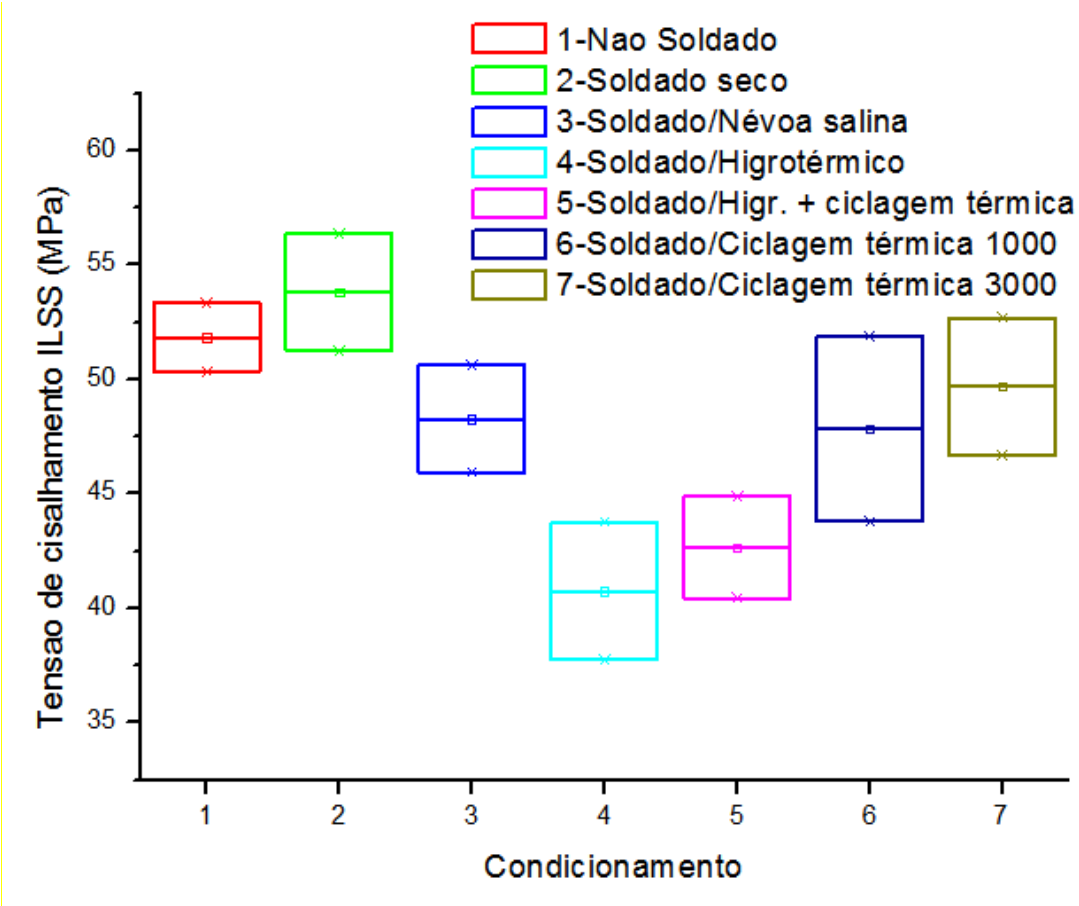


Figura 31. Gráfico com as tensões de cisalhamento e desvio padrão para o ensaio ILSS das amostras não soldadas e soldadas.

Tabela 3. Resultados dos ensaios mecânicos de Iosipescu para amostras soldadas e não soldadas.

Condição	Média do valor máximo (MPa)	Desvio padrão (MPa)
Não soldado	138,44	8,75
Soldado seco	150,47	8,1
Soldado/Névoa salina	147,09	5,9
Soldado/Higrotérmico	136,83	6,8
Soldado/Higr. + ciclagem térmica	133,16	4,7
Soldado/Ciclagem térmica 3000	125,56	10,1

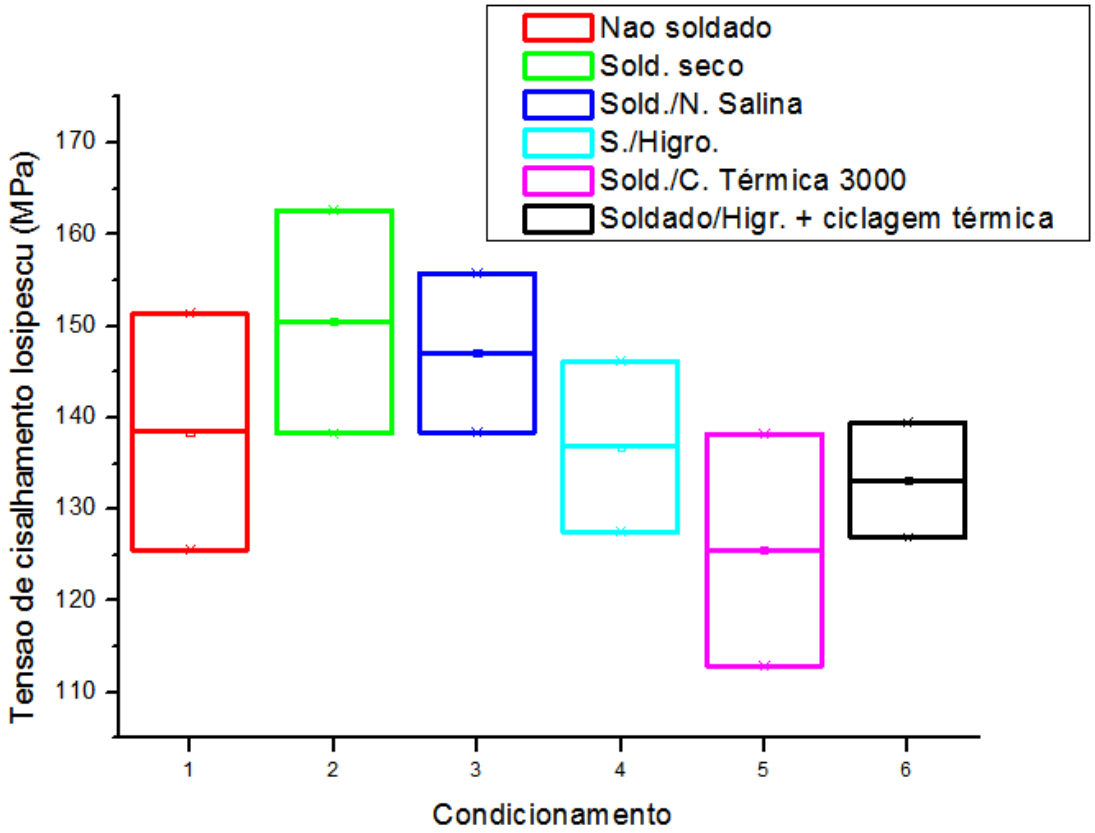


Figura 32. Gráfico com as tensões de cisalhamento e desvio padrão para o ensaio Iosipescu das amostras não soldadas e soldadas.

Ambos os condicionamentos (higrotérmico e por névoa salina) usualmente promovem a redução das propriedades de cisalhamento devido à degradação da matriz polimérica e/ou das interfaces matriz/fibras de reforço e matriz/malha metálica. A umidade absorvida nos compósitos de matriz polimérica pode reduzir a resistência mecânica e a rigidez do compósito, devido ao efeito da plasticização da matriz, com o enfraquecimento da interface fibra/matriz (FARIA, 2008; DAMATO, 2010). Por estar diretamente relacionado à temperatura, o ganho de umidade será maior, quando o condicionamento higrotérmico é realizado em temperaturas mais elevadas, assim a redução nas propriedades mecânicas são particularmente significativas em temperaturas altas.

Assim, pode ser observado que o material exposto ao condicionamento higrotérmico, apresenta uma maior redução de propriedades de cisalhamento. Os resultados comprovam que o maior ganho de massa nas amostras expostas ao condicionamento salino deve-se à massa extra de sal adicionada na superfície da amostra, sendo esta de difícil remoção antes da pesagem.

Já a resistência ao cisalhamento Iosipescu (Tabela 3) em materiais expostos ao condicionamento salino e higrotérmico, apresentou um decréscimo de 2% e 9%, respectivamente após cada condicionamento. Para esse ensaio, as diferenças nos valores são significativas, quando avaliadas de forma estatística (Figura 32). Nesse caso, pode-se observar que os condicionamentos não afetaram a adesão no plano do material.

Materiais soldados expostos à ciclagem térmica sofreram queda das propriedades de cisalhamento interlaminar ILSS, sendo esta em torno de 11 e 7% (Tabela 2), quando ciclados a 1000 e 3000 ciclos, em relação ao material soldado e não condicionado. No entanto, considerando-se os desvios padrões, os valores obtidos se aproximam estatisticamente (Figura 31). Por conta dessa análise o ensaio de Iosipescu foi realizado para amostras condicionadas a 3000 ciclos, e nesse caso, o material sofreu uma queda aproximada de 17%. Após este tipo de condicionamento, a perda de propriedades é considerada baixa, não sendo, portanto, evidenciada a

presença significativa de trincas originadas mediante ao efeito da expansão e contração da amostra.

Entretanto, quando analisadas a partir dos ensaios de cisalhamento, as amostras submetidas primeiramente ao condicionamento higrotérmico e posteriormente ao condicionamento por ciclagem térmica, mostraram que o efeito da umidade é mais relevante que o efeito da ciclagem térmica no material, pelo menos nas condições utilizadas. O material exposto ao condicionamento higrotérmico seguido da ciclagem térmica em 1000 ciclos, apresentou uma redução nas propriedades de cisalhamento interlaminar ILSS de 21% (Tabela 2). Quando considerados os respectivos desvios-padrões, foi observado que os resultados de cisalhamento ILSS provenientes da amostras soldadas e condicionadas em câmara higrotérmica e em câmara higrotérmica com posterior condicionamento por ciclagem térmica, apresentaram resultados similares. Estes resultados comprovam que o efeito induzido pela presença da água é mais significativo que o efeito da ciclagem térmica, mesmo considerando os eventuais estados físicos que a água, alojada no interior da estrutura do PPS, adquire mediante as baixas e altas temperaturas induzidas.

Em amostras destinadas ao cisalhamento Iosipescu, essa redução foi de 11% (Tabela 3), indicando que este condicionamento gera resultados próximos aos obtidos apenas pelo condicionamento higrotérmico. Já a partir da análise estatística o material, foi observado que este apresentou uma proximidade de valores para os três tipos de condicionamento realizados: higrotérmico, ciclagem térmica a 3000 ciclos e higrotérmico com posterior ciclagem térmica a 1000 ciclos.

As imagens obtidas a partir das análises fractográficas para ambos os ensaios (ILSS e Iosipescu) encontram-se apresentadas nas Figura 33 a Figura 40. Na Figura 33, Figura 34, Figura 35 e Figura 36 pode-se observar a morfologia de fratura dos corpos de prova condicionados e não condicionados, ensaiados pelo método ILSS. Como pode ser evidenciado, todos os corpos de prova apresentaram falhas características de fraturas interlaminares, como delaminações múltiplas e paralelas ao comprimento da amostra. No entanto, a partir das imagens obtidas, pode ser observado que as falhas interlaminares ocorreram preferencialmente na interface entre as lâminas constituídas de fibras de vidro e carbono, não sendo evidenciadas falhas interlaminares

na região constituída da malha metálica e das lâminas de fibras de vidro. Desta forma, pode ser concluído que a adesão entre a matriz polimérica e a malha metálica foi realizada de forma adequada.

Já compósitos condicionados por ciclagem térmica (Figura 34) apresentam falhas interlaminares na interface do compósito com a região de soldagem, mostrando uma fragilização da interface soldada após a realização deste condicionamento. Nenhuma falha foi evidenciada na região de interface da malha metálica com a matriz PPS ao seu redor.

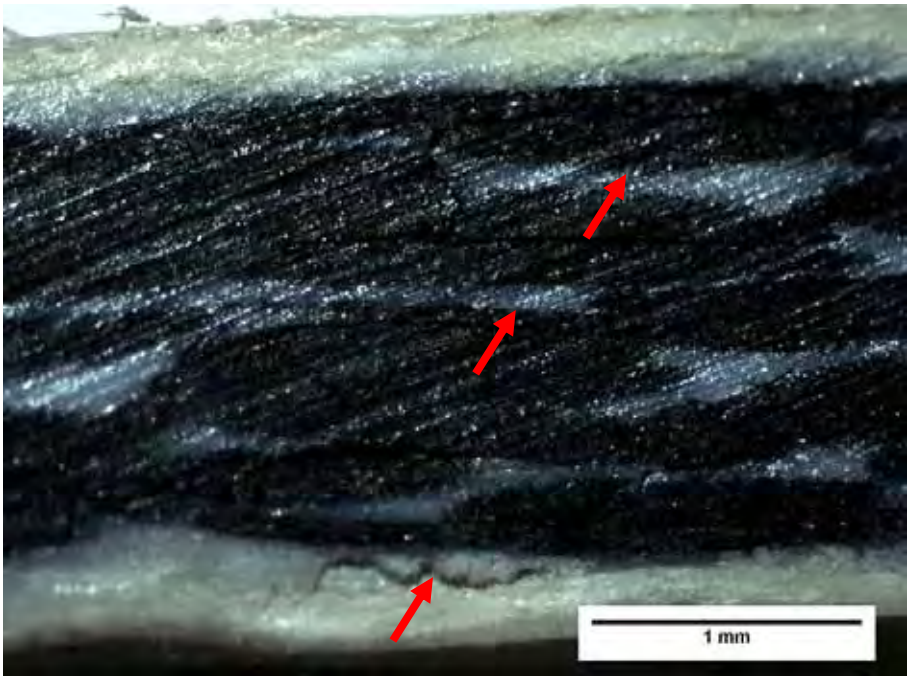
A partir da Figura 37 até a Figura 40 pode-se observar os perfis de falhas dos corpos de prova ensaiados pelo método Iosipescu. Do mesmo modo que para o método ILSS, foram analisados os corpos de prova não condicionados e condicionados.

Algumas considerações devem ser aqui apresentadas uma vez que a norma ASTM D5379/ASTM D5379M-05, de cisalhamento Iosipescu trata apenas de compósitos unidirecionais e o material utilizado nesse trabalho é composto por diferentes reforços todos na forma de tecidos e orientações, além da presença da malha metálica. De acordo com a norma, os modos de falha apresentados não seriam aceitos, pois nenhum dos compósitos apresentou falha característica de cisalhamento no plano na região entre entalhes. No entanto, (KHASHABA, 2003) avaliou compósitos com orientações diferentes de 0°/90º pelo método Iosipescu (portanto, em configuração próxima a de tecidos como os utilizados neste trabalho) constatando que variando a orientação da fibra, os modos de falha também se diversificam, devido aos diferentes estados de tensão presentes no corpo de prova em função do carregamento. Como apresentado na Figura 37 até Figura 40, as trincas se iniciaram próximas da região de entalhe, mas não entre eles e conforme a carga foi aumentando mais fissuras ocorreram nas redondezas do entalhe e não na região central, ocorrendo tal evento para todas as amostras ensaiadas.

Nessas condições o cálculo da tensão de cisalhamento no plano realizado a partir da norma ASTM D5379 é inadequado, uma vez que determina que tal valor é referente à tensão máxima ou extrema de cisalhamento do material. Isso se deve ao modo de falha que se torna não linear devido à propagação de trincas na matriz e das falhas no material. Para esse caso, (KHASHABA, 2003) propôs adequar o ensaio,

verificando o ponto de máxima tensão antes de iniciar a fase não linear do gráfico, sendo esse o ponto adotado nesse trabalho para verificar a tensão de cisalhamento no plano do material.

a)



b)

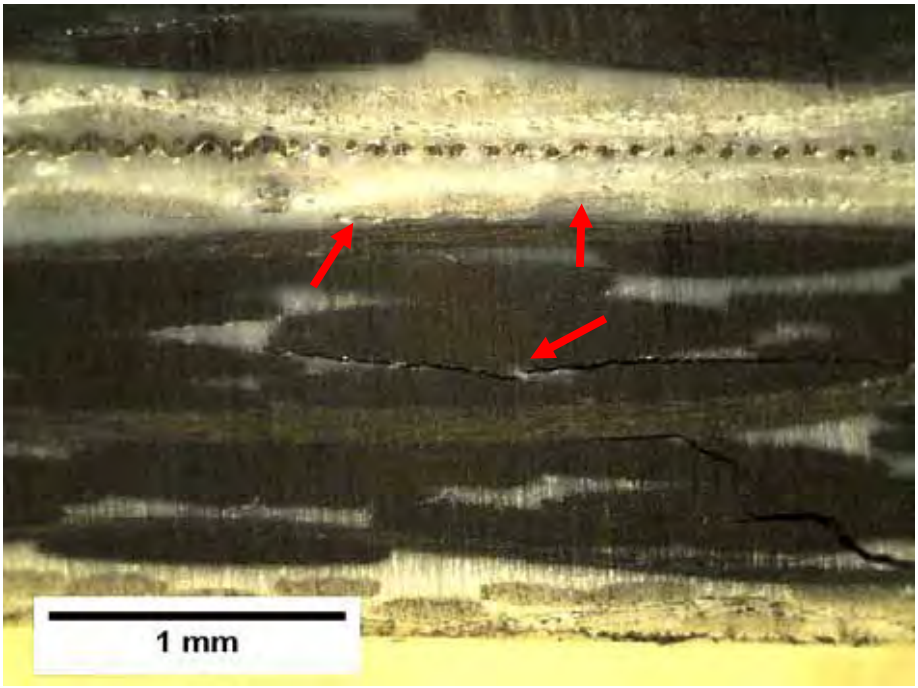
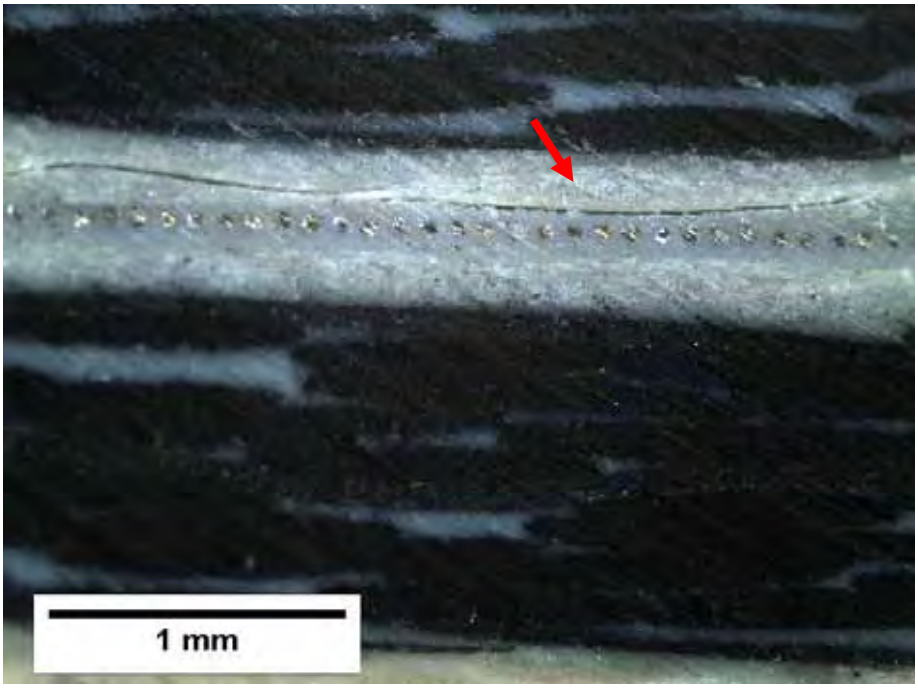


Figura 33. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por ILSS: a) não soldado; b) soldado e não condicionado. As setas indicam as falhas no material

a)



b)

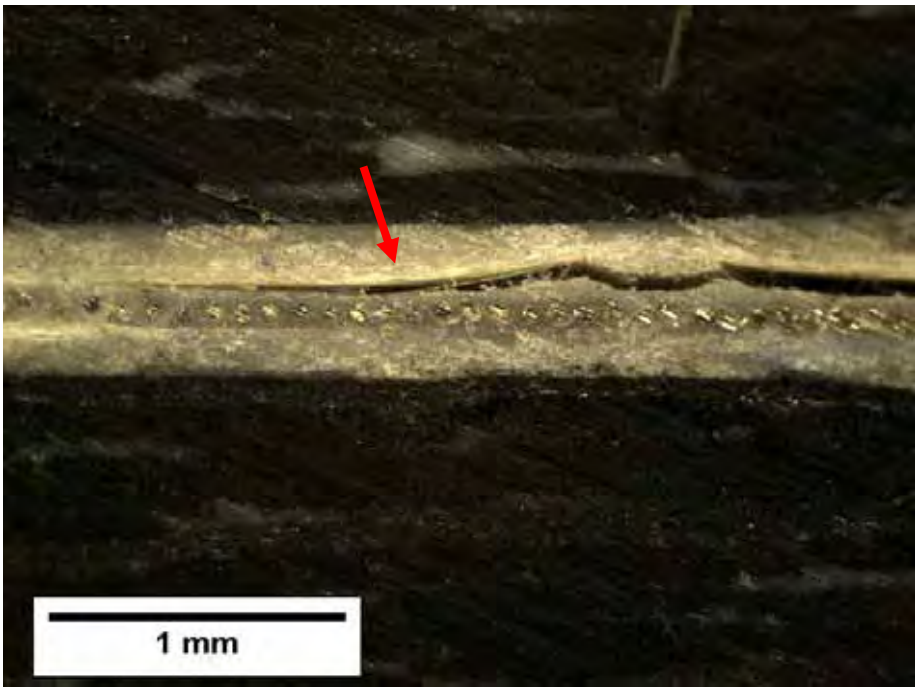
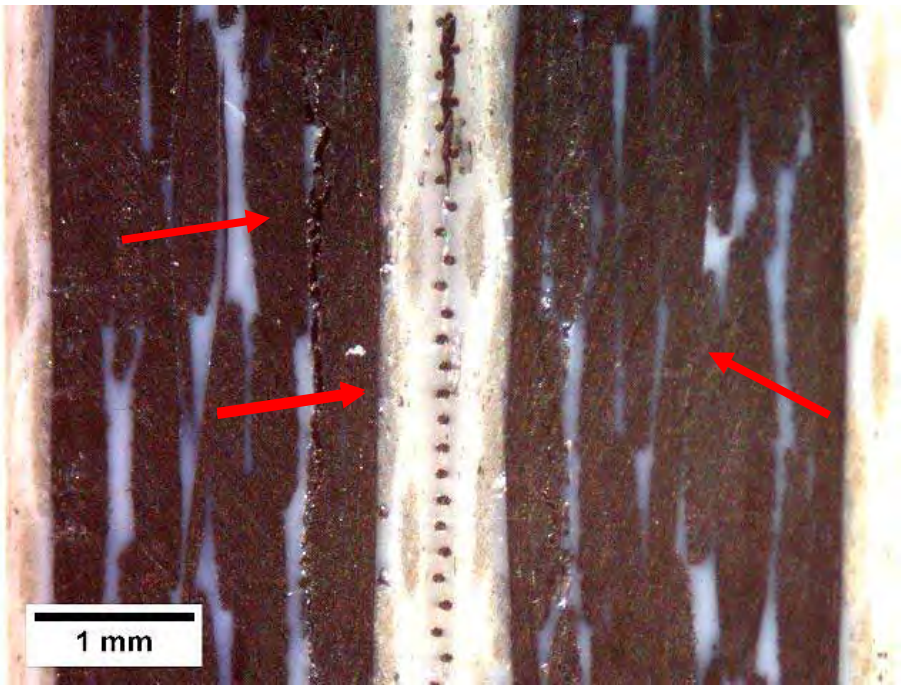


Figura 34. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por ILSS: a) soldado e condicionado por ciclagem térmica a 1000 ciclos; b) soldado e após ciclagem térmica a 3000 ciclos. As setas indicam as falhas no material.

a)



b)

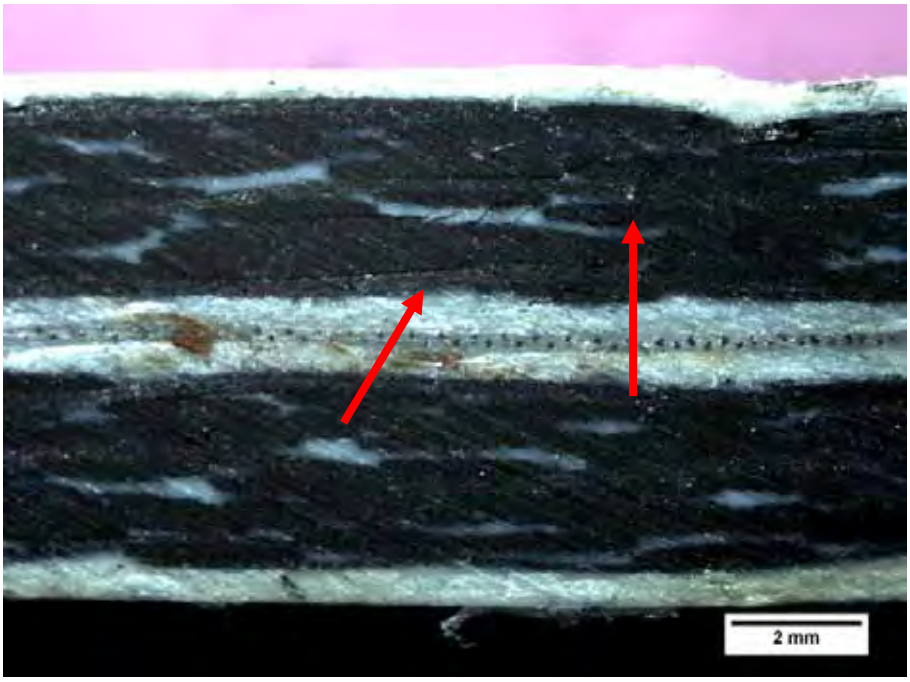


Figura 35. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por ILSS: a) soldado e após condicionamento higrotérmico; b) soldado e condicionado em névoa salina. As setas indicam as falhas no material.

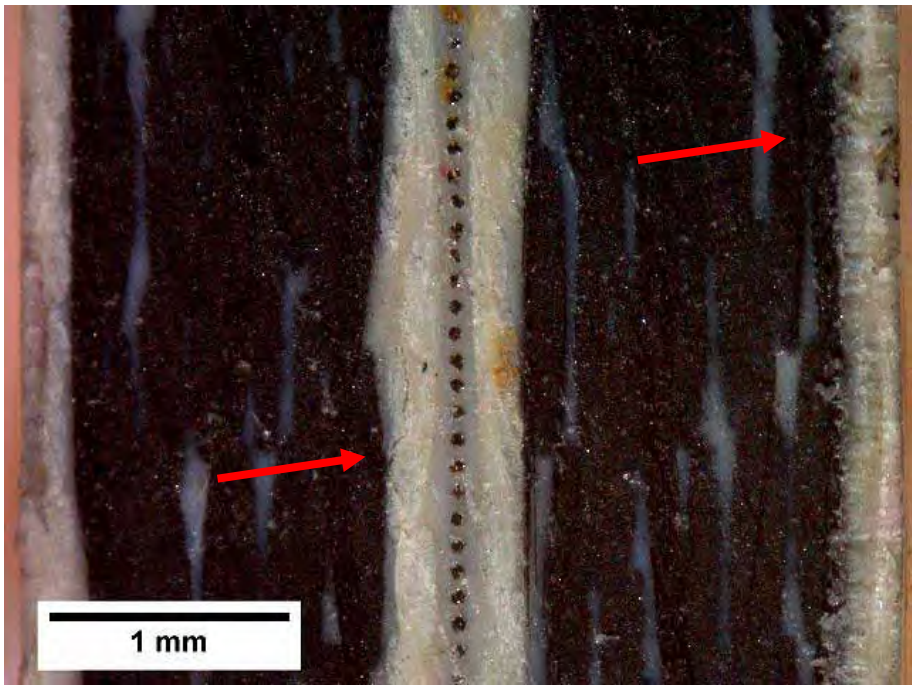


Figura 36. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por ILSS: soldado, submetido ao condicionamento higrotérmico e a ciclagem térmica a 1000 ciclos. As setas indicam as falhas no material.



Figura 37. Imagem representativa do modo de falha de Iosipescu para todos os corpos de prova não soldados e soldados, sob condicionamento ou não.

a)

b)

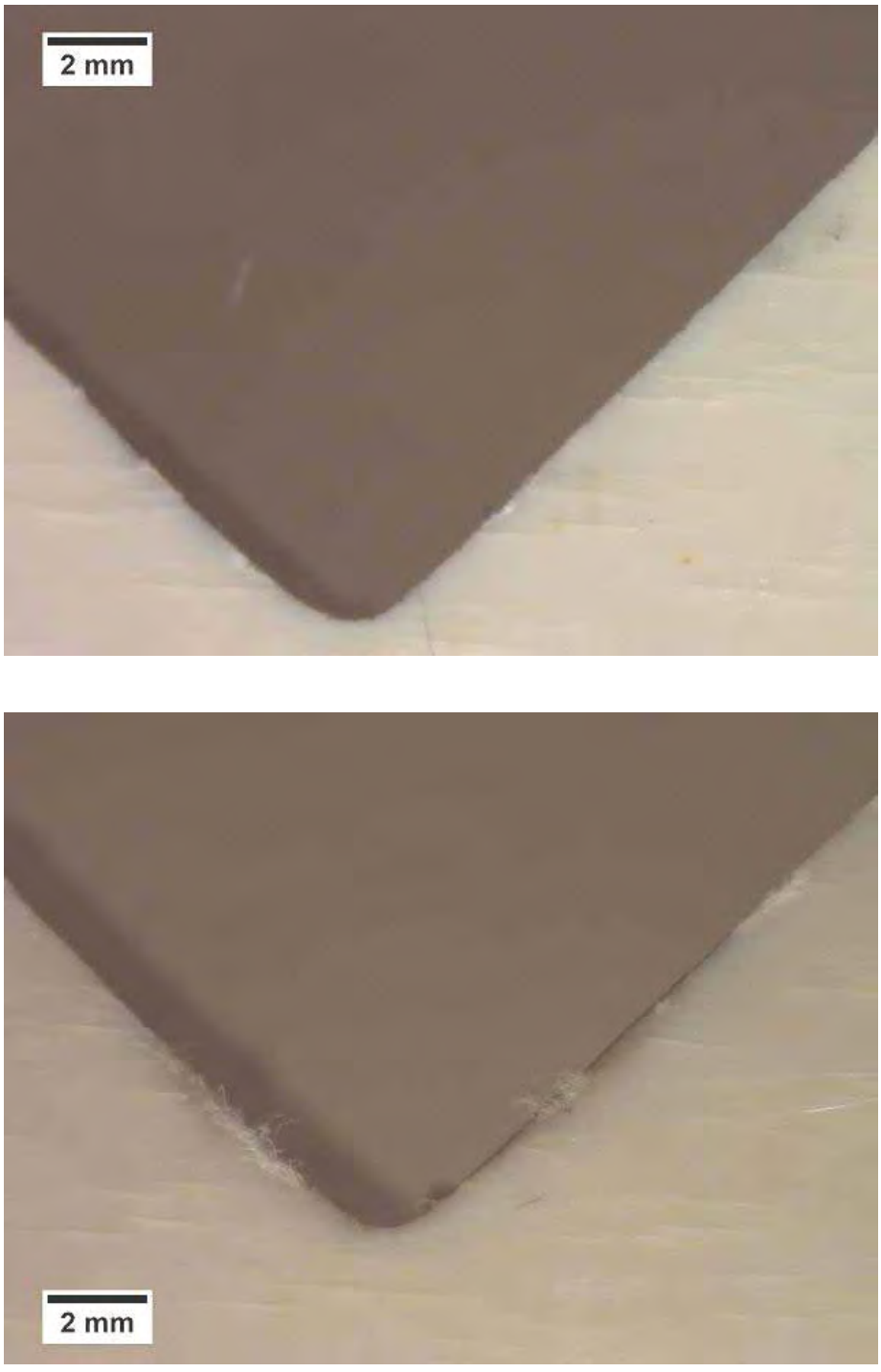
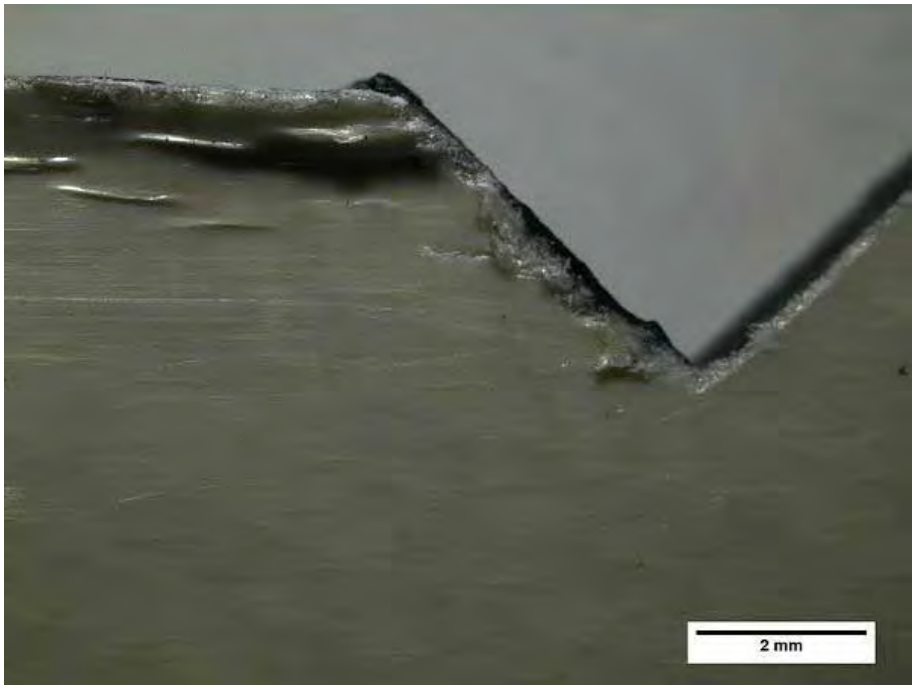


Figura 38. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por Iosipescu: a) não soldado; b) soldado e não condicionado.

a)



b)

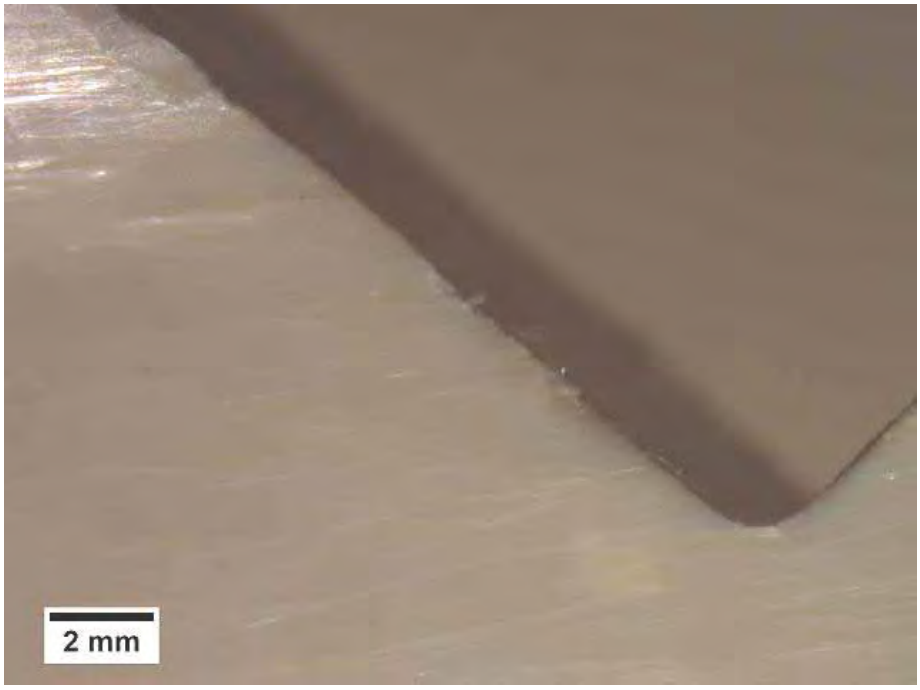


Figura 39. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por Iosipescu: a) soldado e sob ciclagem térmica a 3000 ciclos; b) soldado e condicionado em meio higrotérmico.

a)

b)



Figura 40. Imagens obtidas por lupa estereoscópica mostrando o modo de falha para materiais ensaiados por Iosipescu: a) soldado e condicionado em névoa salina; b) soldado, submetido ao condicionado higrotérmico e após ciclagem térmica a 1000 ciclos.

4.4 Características Termoestruturais

4.4.1 Termogravimetria

A Figura 41 e a Figura 42 apresentam os resultados obtidos a partir das análises por TGA dos compósitos não soldado e soldado, referente à perda de massa e da derivada da perda de massa em relação à temperatura, respectivamente. A partir da Figura 41, tanto para o compósito não soldado quanto para o material soldado, as análises foram realizadas na faixa de 25 até 1000 ^{o}C. Nesse intervalo o processo de decomposição ocorreu em uma única etapa, mantendo-se termicamente estável até aproximadamente 500ºC, para ambos os materiais analisados. As reações de degradação foram concluídas a temperaturas próximas a 580ºC. De acordo com os resultados provenientes da derivada, o processo de degradação térmica foi mais intenso a temperaturas próximas a 550ºC para ambos os casos (Figura 42). Como a análise foi realizada em ambiente inerte (gás nitrogênio), a decomposição dos materiais envolveu exclusivamente a decomposição da matriz PPS, preservando-se os materiais utilizados como reforços (fibras de vidro e carbono e tela metálica). Apesar de próximos, os teores residuais de massa (75%, para amostra soldada e 78% para amostras não soldada) indicam que, embora os materiais soldados sejam constituídos da tela metálica, seu peso é compensado pela maior quantidade de matriz polimérica, degradada durante o aquecimento, caracterizada pela presença do filme polimérico utilizado durante o processo de soldagem.

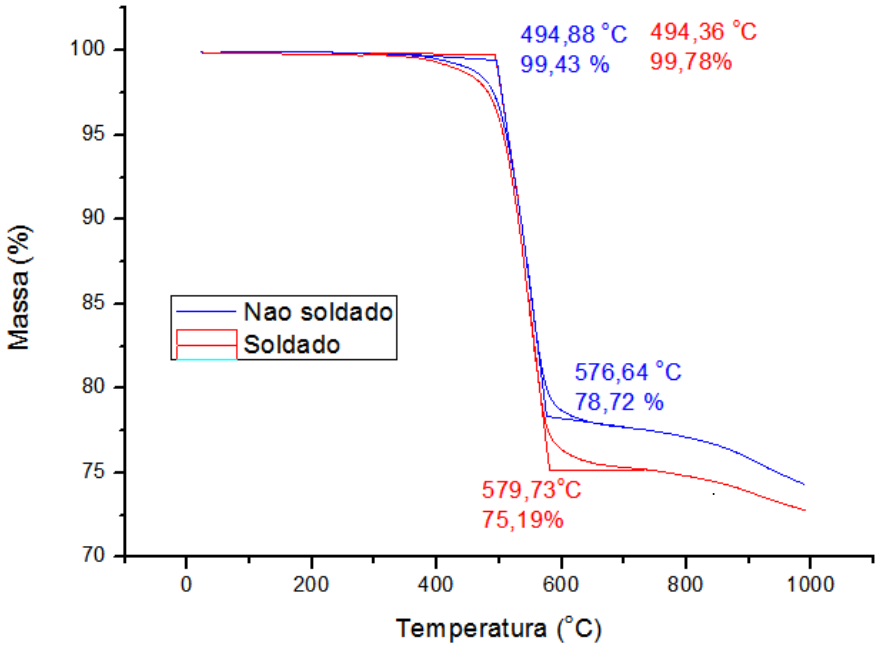


Figura 41. Análise de TGA: comparação de resultados entre os compósitos não soldado e soldado.

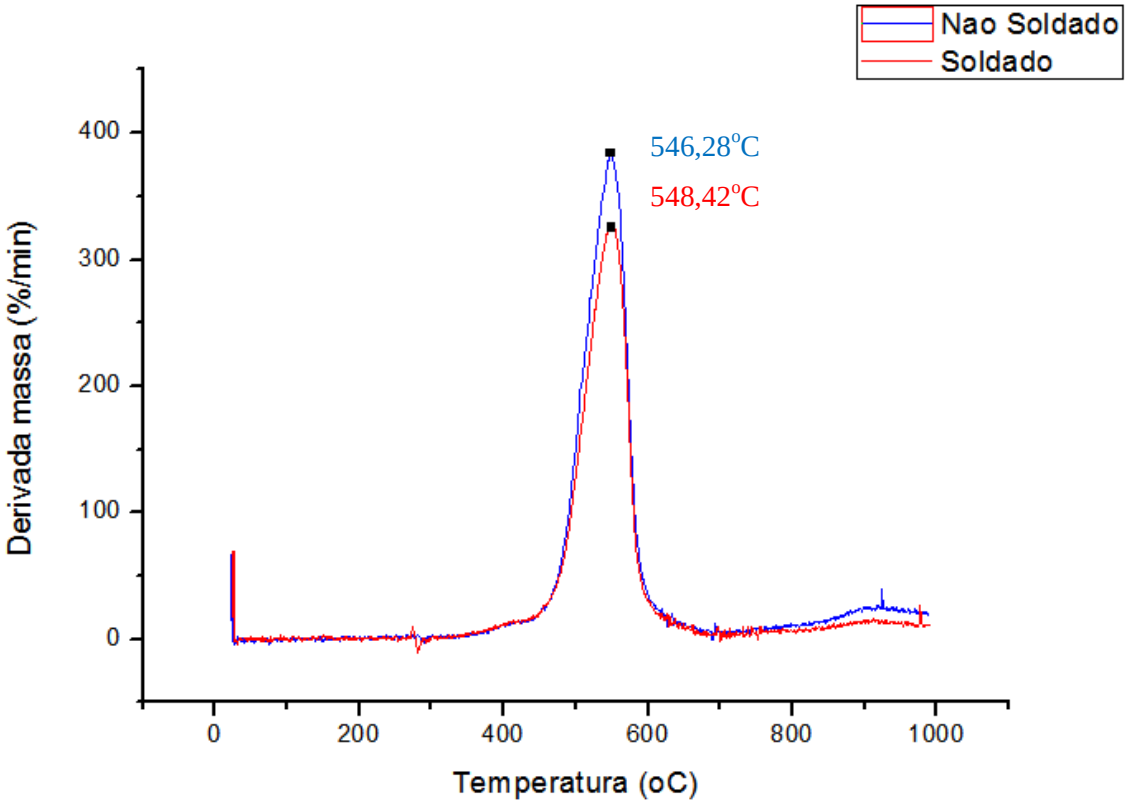


Figura 42. Análise da DTG: comparação de resultados entre os materiais não soldado e soldado.

4.4.2 Análise Dinâmico - Mecânica

Os compósitos poliméricos apresentam propriedades, como resistência mecânica e rigidez específica elevadas, mas que exijam aplicações fora da zona de mudança da temperatura de transição vítrea.

Assim, a determinação da Tg é importante na especificação da temperatura de trabalho do material, ou seja, estabelecer em quais temperaturas o material pode atuar de forma segura, sem que suas características físico-químicas e mecânicas mudem significativamente, ao passar pela temperatura de transição vítrea. Nesse caso, algumas aplicações aeronáuticas exigem que o material trabalhe com uma margem de segurança a partir da transição vítrea do material (ORTIZ, 2008). Em se tratando da determinação da temperatura de transição vítrea por DMA, o material está sujeito a três formas de determinação sendo estas: *onset* do módulo de armazenamento (E'), pico no módulo de perda (E") e pico no módulo tan δ. Especificamente para compósitos termoplásticos, é importante o estabelecimento da Tg para ser definido a região de trabalho de um determinado componente. Neste caso, a temperatura de trabalho para compósitos termoplástico é definida com base em suas temperaturas de transição vítrea, degradação e fusão/amolecimento associadas (ORTIZ, 2008).

Os resultados de DMA, obtidos tanto para os compósitos soldados quanto para os não-soldados, encontram-se apresentados na Tabela 4 e na Figura 43. A partir destes resultados, pode ser observado que o compósito soldado não apresentou uma alteração significativa da temperatura de transição vítrea, quando comparado com o compósito não soldado, uma vez que apenas um pequeno acréscimo de três graus foi observado para a temperatura de transição vítrea do material soldado, quando avaliado o módulo de armazenamento (o mesmo acréscimo de temperatura foi verificado no módulo de perda e armazenamento). Essa diferença pode ser atribuída a mudanças estruturais durante o processo de soldagem, como aumento da cristalinidade no material. No entanto, esta mudança também pode ser atribuída à presença da malha metálica no material que pode dificultar a relaxação das cadeias poliméricas da matriz próxima da malha metálica, durante o processo de aquecimento da amostra, ou ao próprio aumento de espessura do material.

Na Tabela 4 e Figura 44, encontram-se apresentados os resultados de transição vítrea do material condicionado tanto em névoa salina quanto em câmara higrotérmica. Nestes casos, pode ser observado que o compósito soldado sofreu um aumento de até 1°C após submetidos a ambos os condicionamentos, sendo esses aumentos de temperatura não consideráveis para caracterizar uma mudança significativa nas propriedades do material (FARIA, 2008). Desta forma pode ser concluído que a baixa absorção de umidade não foi o suficiente para provocar alterações estruturais no material, como a ocorrência da plasticização da matriz. Quanto aos módulos de perda e amortecimento, houve um decréscimo aproximadamente 3^{o}C, não sendo expressivo para indicar mudança de propriedades do material.

Já o material soldado após ser submetido primeiramente ao condicionamento higrotérmico, seguido de ciclagem térmica a 1000 ciclos, apresentou um aumento na temperatura de transição vítrea de aproximadamente 6°C, sendo tal modificação a mais expressiva dentre os condicionamentos. Nesse condicionamento, o material pode sofre efeitos conjuntos da umidade e da ciclagem térmica. O acréscimo da Tg sugere que eventos como reticulação na estrutura (FARIA, 2008), devido à presença da água formando possivelmente ligações de hidrogênio com estrutura. No entanto, outro fator que deve ser levado em consideração também é que o intervalo entre a retirada do material da câmara de condicionamento e a realização de ensaio tenha sido suficiente para que haja uma amenização alterações provocadas pela presença da umidade.

Na análise dos materiais ciclados termicamente a 1000 ciclos e 3000 ciclos, foram observados aumentos de temperatura de transição vítrea de 2°C e 3°C, respectivamente, em relação ao material não condicionado. Nesse condicionamento dois eventos antagônicos podem ter ocorrido: por um lado, pode ter ocorrido a formação de microtrincas na estrutura devido aos diferentes coeficientes de dilatação térmica presentes na estrutura, que podem provocar a diminuição da temperatura de transição vítrea, devido a uma maior facilidade de movimentação das cadeias próximo das regiões com vazios; por outro lado, a transição vítrea está diretamente relacionada às vibrações e rotações das ligações das cadeias poliméricas, e um aumento da Tg está relacionada à uma maior dificuldade de ocorrer essas movimentações da cadeia.

O aumento e a diminuição da temperatura de transição vítrea, durante a ciclagem térmica, pode ocasionar um efeito de aumentar ou diminuir as agitações moleculares, que se traduzem respectivamente em maior interação entre cadeias poliméricas, logo aumento do volume livre, e por outro lado, dilatação do material, e menor interação entre essas diminuições do volume livre e contração das cadeias. A variação constante entre as duas condições de temperatura podem provocar uma maior acomodação das cadeias poliméricas e, consequentemente, um maior entrelaçamento dessas, e progressivamente tende a dificultar a movimentação molecular, aumentando, assim, a temperatura de transição vítrea do material.

Tabela 4. Valores de temperatura de transição vítrea encontrados a partir dos módulos de elasticidade e de perda e da tangente de perda dos materiais condicionados.

Condição	**T_g por E' (°C)**	**T_g E" (°C)**	**T_g tan δ (°C)**
Não soldado	79,9	99,8	103,5
Soldado seco	82,1	101,3	106,6
Névoa salina	82,6	99,6	103,0
Higrotérmico	83,2	102,7	105,4
Higr. + ciclagem térmica	89,9	107,2	109,5
Ciclagem térmica 1000	84,2	104,5	108,1
Ciclagem térmica 3000	85,2	104,6	108,1

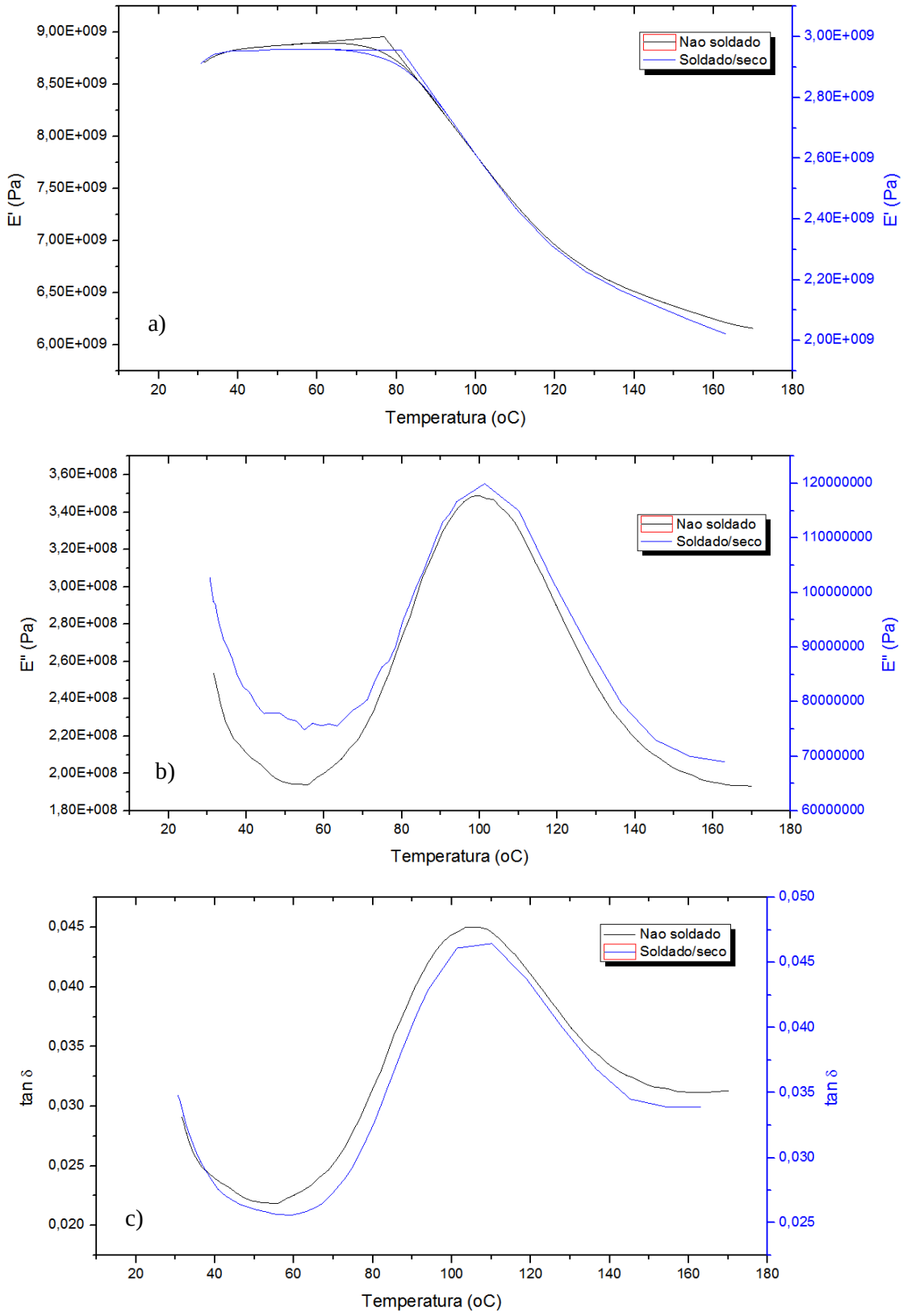


Figura 43. Análise de DMA, comparando a amostra não soldada e a amostra soldada e não condicionada: a) módulo de elasticidade (E'); b) módulo de perda (E''); c) tan δ.

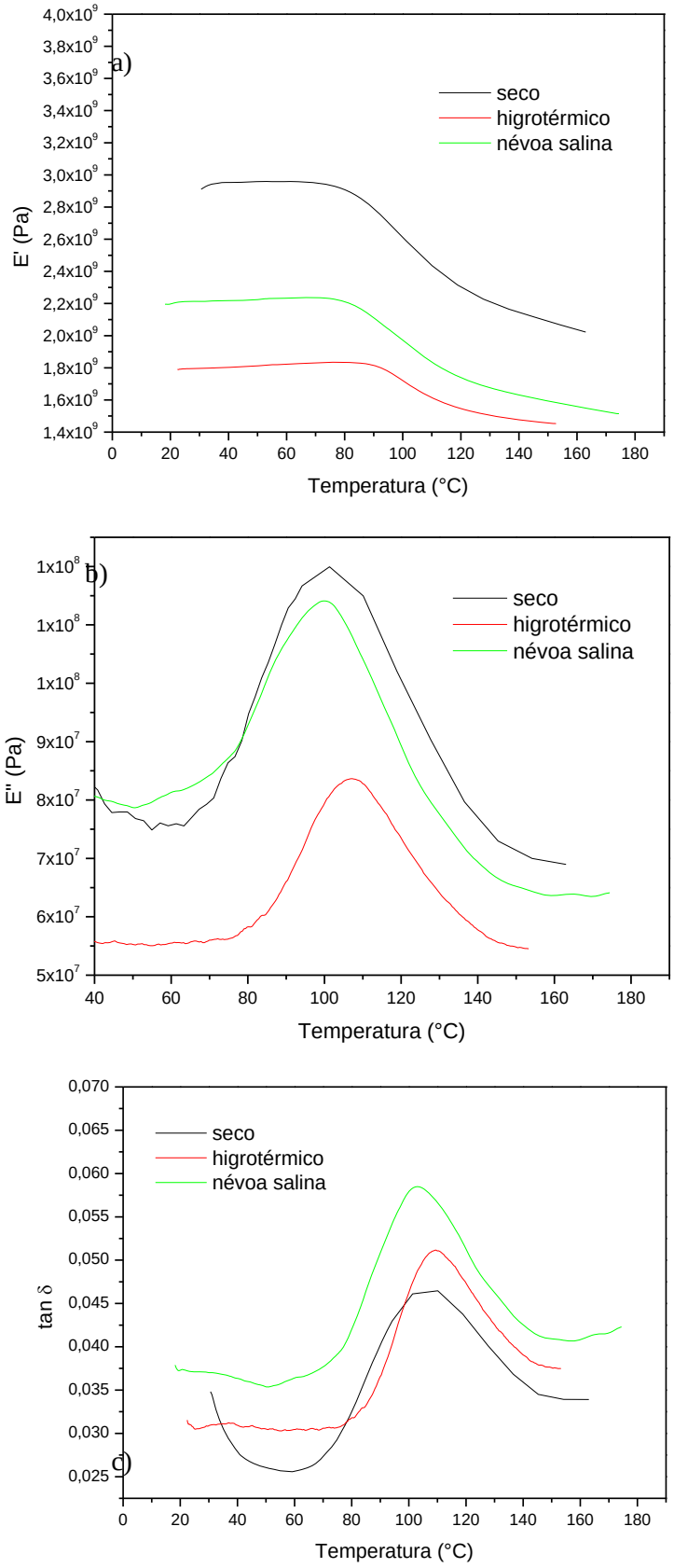


Figura 44. Análise de DMA, comparando a amostra soldada e não condicionada, condicionadas em meio higrotérmico e em meio de névoa salina: a) módulo de elasticidade (E'); b) módulo de perda (E"); c) tan δ.

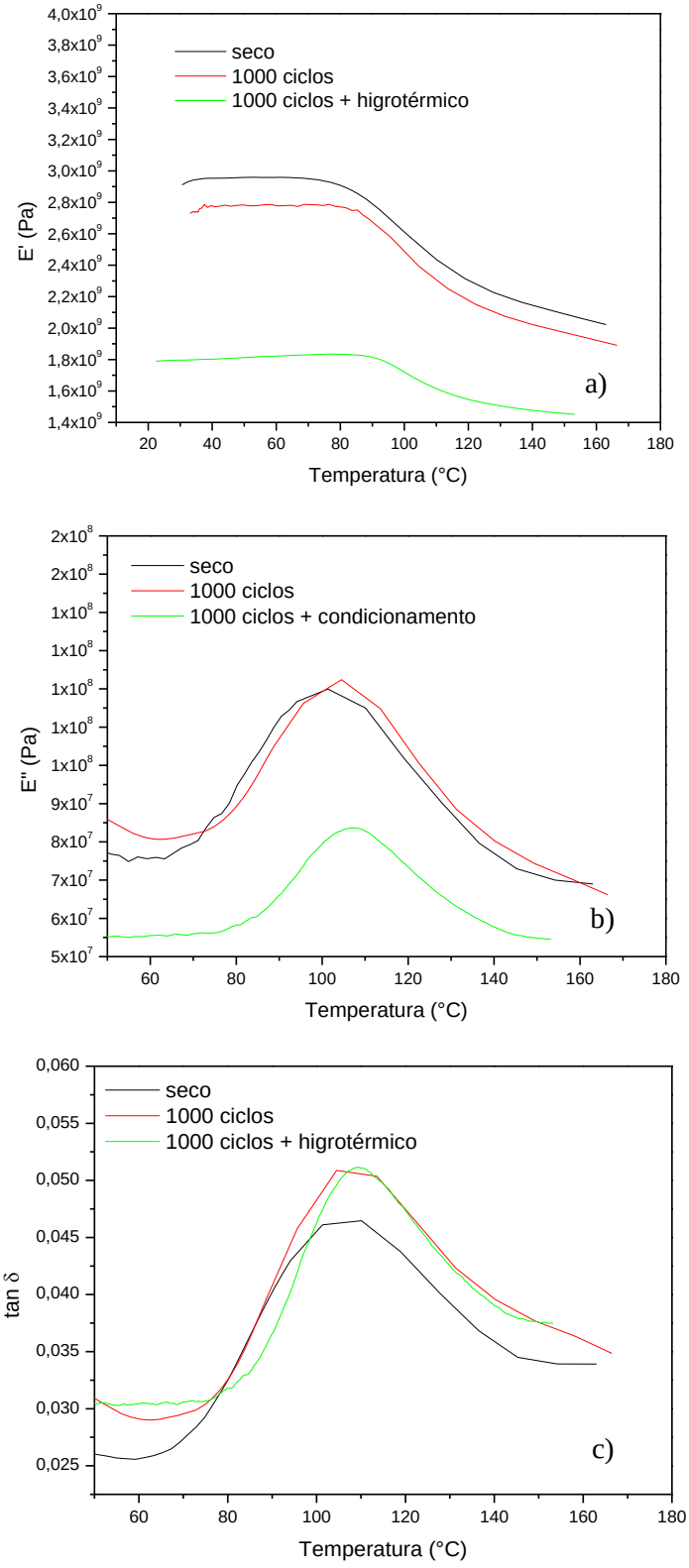


Figura 45. Análise de DMA, comparando a amostra soldada e não condicionada, condicionadas em meio higrotérmico e em meio higrotérmico seguido de ciclagem térmica: a) módulo de elasticidade (E'); b) módulo de perda (E"); c) tan δ.

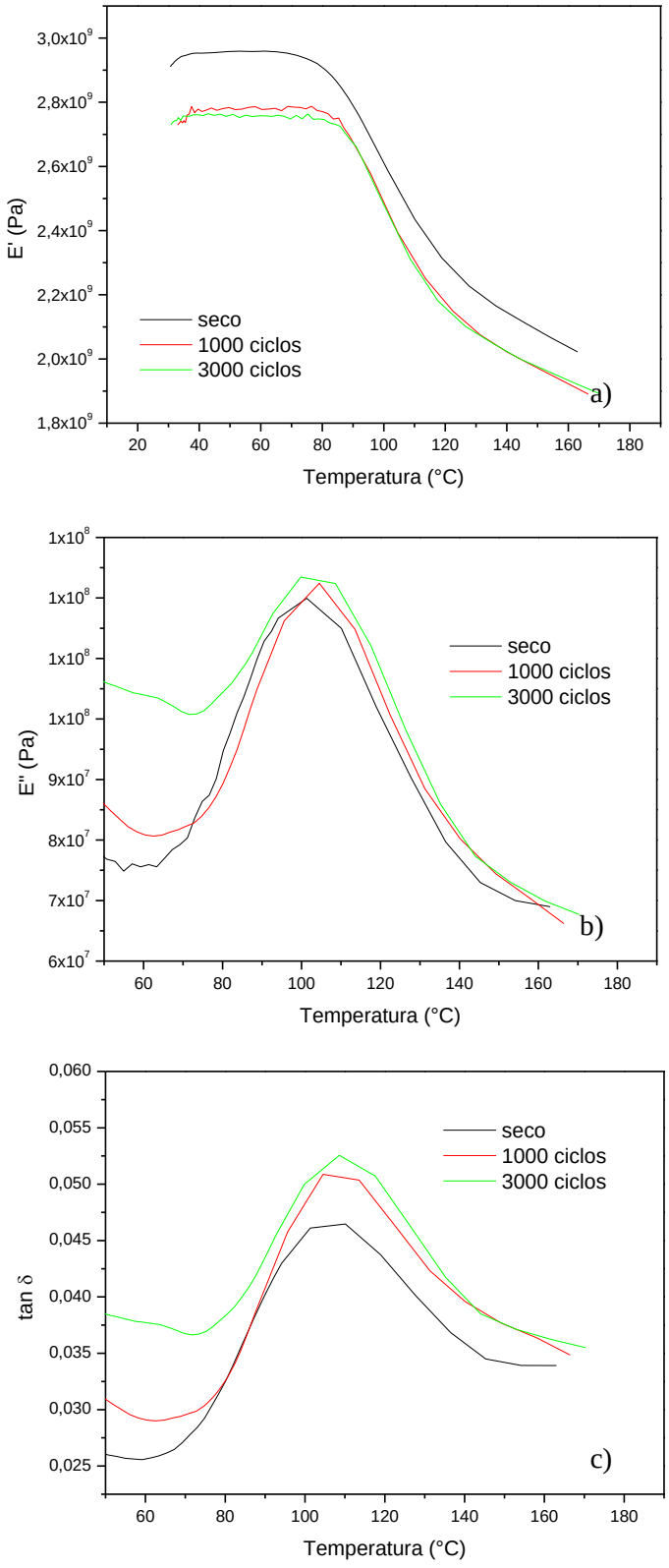


Figura 46. Análise de DMA, comparando a amostra soldada e não condicionada, condicionadas em ciclagem térmica a 1000 e 3000 ciclos: a) módulo de elasticidade (E'); b) módulo de perda (E''); c) tan δ.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

5.1 Conclusões

A partir dos resultados encontrados neste trabalho, pode-se elaborar as seguintes conclusões:

O processo de soldagem por resistência pode ser utilizado com sucesso a partir das condições de processamento utilizadas nesta dissertação, entretanto, devido à presença de regiões ricas em matriz polimérica e a formação de poros, principalmente na região interfacial de soldagem, estes parâmetros precisam ser otimizados. Também, a partir dos resultados morfológicos encontrados, a adesão da malha metálica nas camadas soldadas é satisfatória na maior parte do material, não havendo descontinuidades ou delaminações na interface.

Quando condicionados em câmara higrotérmica durante um período de 1176 horas**,** o material soldado apresentou uma absorção máxima de umidade próxima a 0,15%, sendo esse um valor considerado elevado se comparado aos valores disponíveis em literatura para os compósitos de PPS/fibras de carbono e PPS/fibras de vidro.

O material soldado, após ser exposto em câmara de névoa salina, apresentou um ganho de massa de, aproximadamente, 0,5% . Após uma criteriosa análise dos resultados encontrados, pode-se concluir que a maior contribuição para este ganho foi devido à deposição gradual de NaCl na superfície do compósito mascarando, desta forma, a absorção real de umidade durante este processo. Os tempos de exposição utilizados neste trabalho também não são suficientes para resultar em eventuais problemas de corrosão galvânica ocasionados pelo contato entre a tela metálica e a fibra de carbono, promovido pela criação de uma ponte salina constituída de NaCl.

A ciclagem térmica realizada na faixa de temperatura -50 a 80^{o}C, não foi o suficiente para promover danos na estrutura, que seriam resultantes da diferença dos coeficientes de expansão térmica dos constituintes do material soldado (fibras de carbono e vidro, PPS e metal), após a utilização de 1000 e/ou 3000 ciclos. Desta forma, não foi evidenciado o processo de fadiga térmica mediante as condições utilizadas. Foi observado que o compósito híbrido não soldado apresentou um ganho de 9% na propriedade de cisalhamento interlaminar quando comparado com o PPS/fibra de carbono puros. Já o método Iosipescu, apresentou um ganho de 27% quando comparado com o compósito PPS/fibra de carbono.

Comparando compósitos não-soldados e soldados, foi verificado que o material soldado sofreu uma redução de 15% da resistência ao cisalhamento interlaminar (ILSS). A mesma comparação para o método Iosipescu foi realizada, sendo observado que o material soldado apresentou um acréscimo de 9% de suas propriedades de cisalhamento no plano.

Após ser submetido aos condicionamentos higrotérmico e em névoa salina a resistência ao cisalhamento interlaminar (ILSS) foi reduzida em torno de 10% e 24%, respectivamente quando comparado com os resultados encontrados para este material não-condicionado. Já a resistência ao cisalhamento Iosipescu apresentou um decréscimo de 2% após o condicionamento em névoa salina e 9% após o condicionamento higrotérmico.

Materiais soldados expostos à ciclagem térmica sofrem degradação das propriedades de cisalhamento interlaminar ILSS em torno de 11 e 7%, quando ciclados a 1000 e 3000 ciclos, em relação ao material soldado e não condicionado.

O material exposto ao condicionamento higrotérmico seguido da ciclagem térmica em 1000 ciclos, apresentou uma redução nas propriedades de cisalhamento interlaminar de 21%. Em amostras destinadas ao cisalhamento no plano Iosipescu, essa redução foi de 11%.

Todos os corpos de prova apresentaram falhas características das fraturas interlaminares, como delaminações paralelas ao comprimento da amostra.

Os perfis de falhas dos corpos de prova ensaiados pelo método Iosipescu mostram que as trincas se iniciaram próximas da região de entalhe. Conforme a carga aplicada foi aumentando, mais fissuras ocorreram nas redondezas do entalhe, porém, estas não foram observadas na região central.

Quando comparada a temperatura de transição vítrea obtida dos materiais soldados com os não-soldados foi observado que esta não foi alterada de forma significativa, uma vez que apenas um pequeno acréscimo de três graus foi observado para o material soldado. Desta forma, pode ser concluído que o processo de soldagem não induziu mudanças significativas na estrutura da matriz polimérica. Entretanto, após a realização de todos os condicionamentos, foi observado um pequeno acréscimo na temperatura de transição vítrea, sendo este aumento mais significativo em amostras condicionadas higrotermicamente seguido de choque térmico, mostrando que estes condicionamentos induzem em mudanças na estrutura da cadeia de PPS.

5.2 Trabalhos gerados durante o desenvolvimento desta dissertação

A. P. da Costa, C. F. Bandeira, N. E. Narita, L. C. Pardini, E. C. Botelho, *Thermal analysis of resistance welding thermoplastic composites of carbon fiber/PPS composites*. Congresso Brasileiro de Carbono 2011, Rio de janeiro, 2011.

A. P. da Costa, N. E. Narita, L. C. Pardini, E. C. Botelho. *Estudo da influência da temperatura e umidade nas propriedades de cisalhamento de compósitos PPS/fibras contínuas soldados por resistência*. 19º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Campos do Jordão, 2011.

Sugestões para trabalhos futuros

- Estudar o efeito da ciclagem térmica nos materiais soldados condicionados a ciclos mais longos (até 20.000 ciclos) e temperaturas acima da temperatura de transição vítrea;

- Avaliação por microscopia eletrônica de varredura de compósitos soldados, antes e após condicionamentos ambientais;

- Avaliação do efeito do condicionamento ambiental em compósitos soldados por ensaios de *lap shear*;

- Estudo da condução térmica na interface soldada de compósitos termoplásticos;

- Avaliação da cristalinidade induzida durante o processo de soldagem em compósitos termoplásticos semi-cristalinos;

- Otimização dos parâmetros de soldagem para compósitos termoplásticos.

REFERÊNCIAS

AGEORGES, C.; YE, L. **Fusion Bonding of Polymer Composites.** 1ª edição Great Britain: Springer, 2002.

AGEORGES, C.; YE, L., MAI, Y.W., HOU, M.. Characteristics of resistance welding of lap shear coupons. Part I: Heat transfer. **Composites Part A.**, 29, n. 8, 899–909, 1998.

AGEORGES, C.; YE, L. Simulation of Impulse ResistanceWelding for Thermoplastic Matrix Composites. **Applied Composite Materials**, 8, 133–147, 2001c.

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**, 60. 1027-1039, 2000a.

AGEORGES, C.; YE, L.; HOU, M. Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part II: optimum processing window and mechanical performance. **Composites Science and Technology,** 60. 1191–202, 2000b.

AGEORGES, C.; YE, L.; HOU, M. Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing,** 32, 839-857, 2001.

AHMED, T. J.; STAVROV, D.; BERSEE, H.E.N.; BEUKERS, A. Induction welding of thermoplastic composites—an overview. **Composites: Part A**, 37. 1638–1651, 2006.

ARICI, A. A. Effect of hygrothermal aging on polyetherimide composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, 26, n. 18,1937-1942, 2007.

BALEY, C.; DAVIES, P., GROHENS, Y., DOLTO, G.. Application of Interlaminar Tests to Marine Composites. A Literature Review. **Applied Composite Materials,** 11, 99-126, 2004.

BATES, P. J.; TAN, S.; ZAK, G.; McLEOD, M.Shear strength and meltdown behavior of reinforced polypropylene assemblies. **Composites: Part A,** 40, 28–35, 2009.

BECHEL, V. T. . CAMPING, J.D.; KIM, R.Y. Cryogenic/elevated temperature cycling induced leakage path in PMCs. **Composites: Part B: Engineering**, 36. 171-182, 2005.

BEEVERS, A. Welding: the way ahead for thermoplastics engineering?, **Engineering**, ACE11. V. 231, 1991.

BJORNEKLETT, A.; TUHUS, T.; KRISTIANSEN, H. A model for thermal fatigue of large area adhesive jointsbetween materials with dissimilar thermal expansion. In: 10th IEEE semi-therm, San Jose, CA, USA, 1994. **Anais de 10th IEEE semi-therm.** San Jose, CA, USA, 1994.

BOEDEKER. Boedeker.com. Site da Boedeker. Disponivel em: <http://www.boedeker.com>. Acesso em: 03 abr. 2011.

BOTELHO, E. C. **Compósitos Aeronáuticos Processados a Partir de Fibra de Carbono Impregnadas com Poliamida 6/6 Via processo de Polimerização Interfacial**. 2002. Tese de doutorado - Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA). São José dos Campos, 2002.

BOTELHO, E. C.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. Hygrothermal effects on the shear properties of carbon fiber/epoxy composites. **Journal Materials Science**, 41, 7111-7118, 2006.

BRAUN, D.; CHERDRON, H.; REHAHN, M.; RITTER, H.; VOIT, B. **Polymer Synthesis: Theory and Practice Fundamentals, Methods, Experiments.** 4ª Edição. Berlin, Alemanha: Springer, 2005.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5ª Edição. São Paulo: LTC, 2002.

CÂNDIDO, G. M. **Influência do Condicionamento Ambiental na Resistência à Delaminação de Borda Livre em Compósitos Avançados.** 2001. Tese de doutorado - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2001.

CÂNDIDO, G. M.; ALMEIDA, S. F. M.; REZENDE, M. C. Processamento de Laminados de Compósitos Poliméricos Avançados com Bordas Moldadas. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, 10, 31-41, 2000.

CANEVAROLO JR, S. V. **Ciência dos Polímeros - Um texto básico para tecnólogos e engenheiros.** 2ª Edição. São Paulo: Artliber Editora Ltda., 2004.

CHEREMISINOFF, N. P. **Advanced polymer processing operations.** 1ª Edição. Wesiwood, New Jersey, U.S.A.: Noyes Publications, 1998.

COSTA, A. P.; BOTELHO, E. C.; PARDINI, L. C. Efeito da Degradação Ambiental nas Propriedades de Cisalhamento de Compósitos PPS/Fibra de Carbono. **Polímeros**, 21, n. 3, 2011.

COSTA, G. G. **Avaliação da Influência dos Ciclos Térmicos nas Propriedades dos Compósitos Termoplásticos de PPS e PEI com Fibras de Carbono e Vidro Conformados por Prensagem a Quente.** 2006. Dissertação de mestrado - Instituto Tecnológico de Aeronautica, São José dos Campos, 2006.

COSTA, M. L.; REZENDE, M. C.; BOTELHO, E. C. Estabelecimento de Ciclo de Cura de Pré-Impregnados Aeronáuticos. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, 15, 2005. 224-231.

DAMATO, C. A. **Efeito do condicionamento ambiental nas propriedades de cisalhamento e viscoelásticas de compósitos híbridos metal-fibra.** 2010. Dissertação de mestrado - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratingueta, Universidade Estadual Paulista, Guaratingueta, 2010.

DAVIES, P.; MOORE, D. R. Glass/nylon-6.6 composites: Delamination resistance testing.**Composites Science and Technology**. v. 38, 1990. 211 p.

DE BAERE, I.; VAN PAEPEGEM, W.; DEGRIECK, J. Fusion bonding of carbon fabric reinforced polyphenylene sulphide. In: EPJ Web of Conferences. 2010. **Anais de EPJ Web of Conferences.** 2010

DON, R. C.; GILLESPIE JR., J. W.; LAMBING, C. L. T. Experimental characterization of processing-performance relationships of resistance welded graphite/polyetheretherketone composite joints. **Polymer Engineering Science,** 32, 620-631, 1992.

DRZAL, L. T. Proceedings of ICCI 111 Controlled Interphases. In: ISHIDA., H. **Composite Materials**. 1ª edição. Cleveland: Elsevier Science Publishing Co., 1990.

DUBÉ, M.; HUBERT, P.; YOUSEFPOUR, A.; DENAULT, J. Fatigue failure characterisation of resistance-welded thermoplastic composites. **International Journal of Fatigue**, 31, 719–725, 2009.

EVENO, E. C.; GILLESPIE JR, J. W. Resistance Welding of Graphite Polyetheretherketone Composites: An Experimental Investigation. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, v. 1, 322-338, 1988.

FARIA, M. C. M. **Avaliação do efeito higrotérmico nas propriedades mecânicas de compósitos de PPS/fibras contínuas.** 2008. Dissertação de mestrado - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista , Guaratinguetá, 2008.

FAVRE, J. P.; PERRINN, J.; MATER, J. Carbon fibre adhesion to organic matrix. **Journal of Material Science,** 7, 1113p, 1972.

FINK, B. K.; MCCULLOUGH, R. L. Interfacial Phenomena in Composite Materials. **Composites, Part A**, v. 30, p.15, 1999.

FRANCO, L. A. L.; GRACA, M. L. A.; SILVA, F. S. Fractography analysis and fatigue of thermoplastic composite laminates at different environmental conditions. **Materials Science and Engineering A**, 488, 505-513, 2008.

GENNES, P. G. Reptation of a polymer chain in the presence of fixed obstacles. **Journal of Chemical Physics**, v. 55, 572 – 9, 1971.

GIANNADAKIS, K.; VARNA, J. Effect of thermal aging and fatigue on failure resistance of aerospace composite materials. In: 5th International EEIGM/AMASE/FORGEMAT, 2009, Nancy, France. **Anais de 5th International EEIGM/AMASE/FORGEMAT**, Nancy, France, 2009

HEIMERDINGER, M. W. Structures and Materials Panel on "Composite Repair of Military Aircraft Structures". In: 79th Meeting of the AGARD. 1994. Seville, Spain. **Anais de 79th Meeting of the AGARD**. Seville, Spain, 1994.

HEXCEL COMPOSITES. Cost effective composites for aerospace applications. **Reinforced plastics,** V. 45. 40-42, 2001,

HOBBS, P. V. **Ice Physics**. 1ª edição Oxford University Press, v. 1, 2010.

HOGGATT, J. T.; OKEN, S.; HOUSE, E. E. **Advanced Fiber Reinforced Thermoplastic Structures.** US Air Force Report AFWAL-TR-80-3023, 1980.

HUMFELD JR, G. R. **Mechanical Behavior of Adhesive Joints Subjected to Thermal Cycling.** Dissertação de mestrado - Faculty of the Virginia Polytechnic Institute and State University. Blacksburg, Virginia. 1997

ILIE, M.; CICALA, E.; GREVEY, D.; MATTEI, S.; SOICA, V.;. Diode laser welding of ABS : Experiments and process modeling. **Optics & Laser Technology**, v. 41, p. 608–614, 2009.

JAKOBSEN, T. B.; DON, R. C.; GILLESPIE JR, J. W. Two-dimensional thermal analysis of resistance welded thermoplastic composites. **Polymer Engineering Science**, v. 29, p. 1722–9, 1989.

JANG, B. Z. **Advanced Polymer Composites: Principles and Application.** 1ª edição. Materials Park, OH : ASM International, 1994.

JIANG, W. The Elastic-Plastic Analysis of Tubes-IV: Thermal Ratchetting. **Trans. of ASME,** V. 113. 236-245, 1992.

KATSIROPOULOS, C. V.; MORAITIS, G. A.; LABEA, G. N. Optimisation of laser welding process for thermoplastic composite materials with regard to component quality and cost. **Plastics, Rubber and Composites**,V. 38, 153-161, 2009.

KHASHABA, U. A. In-plane Shear Properties of Cross-Ply Composite Laminates With Different Off-Axis Angles. **Composite Structures**, V. 65, 167-177, 2003.

KIM, J. K.; MACKAY, D. B.; MAI, Y. W. Drop-weight impact damage tolerance of CFRP with rubber-modified epoxy matrix. **Composites**, V. 24, 485-494, 1993.

KIM, T.-K.; SHAM, M. L. Impact and delamination failure of woven-fabric composites. **Composite Science and Technology**, V. 60, 745-761, 2000.

KINLOCH, A.; OSIYEMI, S. Predicting the Fatigue Life of Adhesively-Bonded Joints. **Journal of Adhesion**, v. 43, p.79-90, 1993.

KISHI, H.; KUWATA, M.; MATSUDA, S.; ASAMI, T.; MURAKAMI, A. Damping properties of thermoplastic-elastomer interleaved carbon fiber-reinforced epoxy composites. **Composites Science and Technology**, 64, 2517-2523, 2004.

LABEA, G. N.; MORAITIS, G. A.; KATSIROPOULO, C. V. Optimization of Laser Transmission Welding Process for Thermoplastic Composite Parts using Thermo-Mechanical Simulation. **Journal of Composite Materials**, V. 44. 113-130, 2010.

LEE, K. H.; PARK, M.; KIM, Y.C.; CHOE, C.R. Crystallization behavior of polyphenylene sulfide (PPS) and PPS/carbon fiber composites: Effect of cure. **Polymer Bulletin,** V. 30. 469-475, 1993.

LEE, S. M. **International encyclopedia of composites.** 1ª edição. New York : NY: VCH Publishers, v. 3, 4, 1991.

LOOS, A. C.; SPRINGER, G. S.; Moisture absorption of graphite-epoxy composition immersed in liquids and in humid air. **Journal of Composite Materials**, vol. 13 no. 2 131-147, April 1979.

LUNDGREN, J. E.; GUDMUNDSON, P. A model for moisture absorption in cross-ply composite laminates with matrix cracks. **Journal of Composite Materials,** 32, 24, 2226-2253, 1998.

MADER, E. Study of fibre surface treatments for control of interphase properties in composites. **Composites Science and Technology**, V. 57. 1077-1088, 1997.

MARIETA, C.; SCHULZ, E.; MONDRAGOM, I. Characterization of interfacial behaviour in carbon-fibre/cyanate composites. **Composites Science and Technology**, V. 62. 299-309, 2002.

MARK, J. E. **Polymer Data Handbook.** 1ª edição. Oxford University Press, Inc, 1999.

MAYER, S. **Influência do condicionamento ambiental na resistência à tração de laminados de compósitos poliméricos reparados.** 2003. Dissertação de mestrado - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2003.

MAZUR, R. L.; BOTELHO, E. C.; COSTA, M. L. Avaliações Térmica e Reológica da Matriz Termoplástica PEKK Utilizada em Compósitos Aeronáuticos. **Polímeros: Ciência e Tecnologia,** 18, n. 3, 237-243 , 2008.

MCKNIGHT, S. H.; HOLMES, S. T.; GILLESPIE JR., J. W.; LAMBING, C. L. T.; MARINELLI, J. M. Scaling Issues in Resistance-Welded Thermoplastic Composite Joints. **Advances in Polymer Technology**, V. 16. 279–295, 1997.

MUKHERJEE, N.; ADITYA, P. K. A Micromechanical Model to Study Hygrothermal Shocks at the Fiber-Matrix Interface. **Jornal of Reinforced Plastics and Composites**, V. 21. 1271-1283, 2002.

NAIRN, J. A. Fracture Mechanics of Composites with Residual Thermal Stresses. **Journal of Applied Mechanics,** V. 64. 804-815, 1997.

NINO, G. F.; AHMED, T. J.; BERSEE, H. E. N. Thermal NDI of resistance welded composite structures. **Composites: Part B**. Vol. 40, 237–248, 2009.

NOGUEIRA, C. L. **Obtenção e caracterização de compósitos termoplásticos avançados à base de matrizes de poli (propileno) reforçados com fibra de carbono.** 2004. Tese de doutorado - InstitutoTecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2004.

NOGUEIRA, C. L.; MARLET, J. M. F.; REZENDE, M. Processo de Obtenção de Pré-impregnados Poliméricos Termoplásticos Via Moldagem por Compressão a Quente. **Polímeros: Ciência e Tecnologia,** V. 9, 18, 1999.

NOHARA, L. B.; NOHARA, E.L.; MOURA, A.; GONÇALVES, J.M.R.P.; COSTA, M. L., REZENDE, M.C. Study of crystallization behavior of poly(phenylene sulfide). **Polímeros: Ciência e Tecnologia,** V. 16. 104-110, 2006.

ODIAN, G. **Principles of Polymerization.** 4ª edição. New York: John Wiley &Sons, Inc., Publication, 2004.

OLIVEIRA, G. H.; BOTELHO, E. C. Avaliação da Resistência à Fadiga do Compósito de Fibras de Carbono/PEI com Aplicações na Indústria Aeroespacial. In:IX CECEM, 2007, Florianópolis. **Anais de IX CECEM**, Florianópolis, 2007.

ORTIZ, E. C. **Avaliação do comportamento dinâmico-mecânico de compósito carbono/epóxi/termoplástico em espectro amplo de freqüências.** 2008. Dissertação de mestrado - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2008.

PAIVA, J. M. F.; MAYER, S.; REZENDE, M. C. Evaluation of mechanical properties of four different carbon/epoxy composites used in aeronautical field. **Materials Research**, V. 8. 91-97, 2005.

PETERS, S. T. **Handbook of Composites**. 2ª edição. London: Chapman & Hal, 1998.

POMPE, G.; MADER, E. Experimental detection of a transcrystalline interphase in glass-fibre/polypropylene composites. **Composites Science and Technology**, V. 60. 2159-2167, 2000.

PRABHAKARAN, R.; KONTOPOULOU, M.; ZAK, G.; BATES, P.J. Contour Laser – Laser-Transmission Welding of Glass Reinforced Nylon 6. **Journal of Thermoplastic Composite Materials,** V. 19. 427-439, 2006.

RAY, B. C. Study of the Influence of Thermal Shock on Interfacial Damage in Thermosetting Matrix Aramid Fiber Composites. **Journal of Materials Science Letters,** V. 22. 201– 202, 2003.

RAY, B. C. Thermal Shock on Interfacial Adhesion of Thermally Conditioned Glass Fiber/Epoxy Composites. **Journal of Materials Science Letters,** V. 58. 2175–2177, 2004.

RAY, B. C. Thermal Shock and Thermal Fatigue on Delamination of Glass-fiber-reinforced Polymeric Composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites,** 24, 111-116, 2005 a.

RAY, B. C. Effects of Thermal and Cryogenic Conditionings on Mechanical Behavior of Thermally Shocked Glass Fiber/Epoxy Composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites,** V. 24. 713-717, 2005 b.

REZENDE, M. C.; BOTELHO, E. C. O Uso de Compósitos Estruturais na Indústria Aeroespacial. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, 10, n. 2, 2000.

ROY, S. . E. A. Modeling of moisture diffusion in the presence of bi-axial damage in polymer matrix composite laminates. **International Journal of Solids and Structures,** V. 38. 7627-7641, 2001a.

ROY, S.; XU, W. Modeling of diffusion in the presence of damage in polymer matrix composites. **International Journal of Solids and Structures**, V. 38 115-126, 2001b.

SHEN, C. H.; SPRINGER, G., S.; Effects of moisture and temperature on the tensile strength of composite materials. **Journal of Composite Materials**; 11, p.2, 1977.

SHIMOKAWA, T.; KATOH, H.; HAMAGUCHI, Y.; SAMBONGI, S.; MIZUNO, H.; NAKAMURA, H.; ASAGUMO, R.; TAMURA, H. Effect of Thermal Cycling on Microcracking and Strength Degradation of High-Temperature Polymer Composite Materials for Use in Next-Generation SST Structures. J**ournal of Composite Materials,** V. 36. 885-895, 2002.

SILVERMAN, E. M.; GRIESE, R. A. Joining Methods for Graphite/PEEK Thermoplastic Composites. **SAMPE Journal**, V. 25. 34–38, 1989.

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

STAVROV, D.; BERSEE, H. E. N.; BEUKERS, A. Experimental investigation of large-scale welding of carbon fiber thermoplastic composite materials. In: Proceedings of ICCM-14 Conference, 2003, San Diego. **Anasi de Proceedings of ICCM-14 Conference**, San Diego 2003.

SUWANWATANA, W.; YARLAGADDA, S.; GILLESPI, J. W. Hysteresis heating based induction bonding of thermoplastic composites. **Composites Science and Technology**, 66, 1713–1723, 2006.

TALBOT, E.; YOUSEFPOUR, A.; HUBERT, P. Thermal Behaviour During Thermoplastic Composites Resistance Welding. In: ANTEC'05, 2005. **Anais de ANTEC'05, 2005**.vol.1, p 1 -5.

TAYLOR, N. S.; DAVENPORT, R. The resistive implant welding of thermoplastic composite materials. In: ANTEC`91. 1991 **Proceedings of the 49th Annual Technical Conference. ANTEC`91**. 1991, vol.1,p. 2038 - 41.

TODD, S. M. Joining Thermoplastic Composites. In: SAMPE Technical Conference. 1990. **Proceedings of the 22nd International, SAMPE Technical Conference.** 1990**.** p. 383–392.

VODICKA, R. **Thermoplastics for Airframe Applications A Review of the Properties and Repair Methods for Thermoplastic Composites.** Relatório Técnico. DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory,Melbourne, Victoria 1996.

WEDGEWOOD, R.; HARDY, P. E. Induction Welding of Thermoset Composite Adherends using Thermoplastic Interlayers and Susceptors. In: SAMPE Technical Conference, 1996. **28th International SAMPE Technical Conference.** 1996. p. 850–861.

WHITAKER, A. F.; FINCKENOR, M.M.; DURSCH, H.W.; TENNYSON, R.C.; YOUNG, P.R.; **Environmental effects on composites.** In: PETERS; S. T. Handbook of composites. 2ª edição . London : Chapman & Hall, 1998.

WOLFF, E. G. **Mechanical properties under hygrothermal conditions. Handbook of polymer fiber composites.** 1ª edição. New York, NY: John Wiley, 1994.

WONG, T. C.; BROUTMAN, L. J. Water in epoxy resins part II: diffusion mechanism. **Polymer Engineering and Science**, 25, 529-534, 1985.

WOOL, R. P.; O'CONNOR, K. M. A theory of crack healing in polymers. **Journal of Applied Physics**, V. 52. 5953 – 63, 1981.

WOOL, R. P.; O'CONNOR, K. M. Time dependence of crack healing. **Journal of Polymer Science: Polymer Letter Ed**, V. 20. 7 – 16, 1982.

XIAO, X. R.; HOA, S. V.; STREET, K. N. Repair of thermoplastic composite structures by fusion bonding. In: 35th International SAMPE Symposium, 1990, Anaheim, CA, USA. **35th International SAMPE Symposium,** 1990, Anaheim, CA, USA 37–45.

XIAO, X. R.; HOA, S. V.; STREET, K. N. Processing and modelling of resistance welding of APC-2 composite. **Journal of Composite Materials**, V. 26. 1031–49, 1992.

YANG, F.; PITCHUMANI, R. Interlaminar contact development during thermoplastic fusion bonding. **Polymer Engineering & Science.,** V. 42. 424 – 438, 2002.

YANG, F.; PITCHUMANI, R. Healing of thermoplastic polymers at an interface under nonisothermal conditions. **Macromolecules**, V. 35. 3213–3224, 2002.

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

YOUSEFPOUR, A.; HOJJATI, M.; IMMARIGEON, J. P. Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, 17, 303, 2004.

APÊNDICE A

Tabela 5. Número de corpos de prova utilizados no trabalho por condicionamento, em unidades.

Cond. Ambiental	Caracterização estrutural			Ensaios térmicos e mecânicos		
	Microscopia	TGA	Ultrassom	ILSS	Iosipescu	DMA
Não soldado/Seco	1	2	1	5	4	2
Soldado/Seco	1	2	1	5	4	2
Soldado/ Higrotérmico	-	-	-	5	4	2
Soldado/ Névoa salina	-	-	-	5	4	2
Soldado/ Higrotérmico + C.T a1000 ciclos	-	-	-	5	4	2
Soldado/ Ciclagem T. 1000 ciclos	-	-	-	5	-	2
Soldado/ Ciclagem T. 3000 ciclos	-	-	-	5	4	2

APÊNDICE B

Gráficos para ensaios de cisalhamento no plano (ILSS)

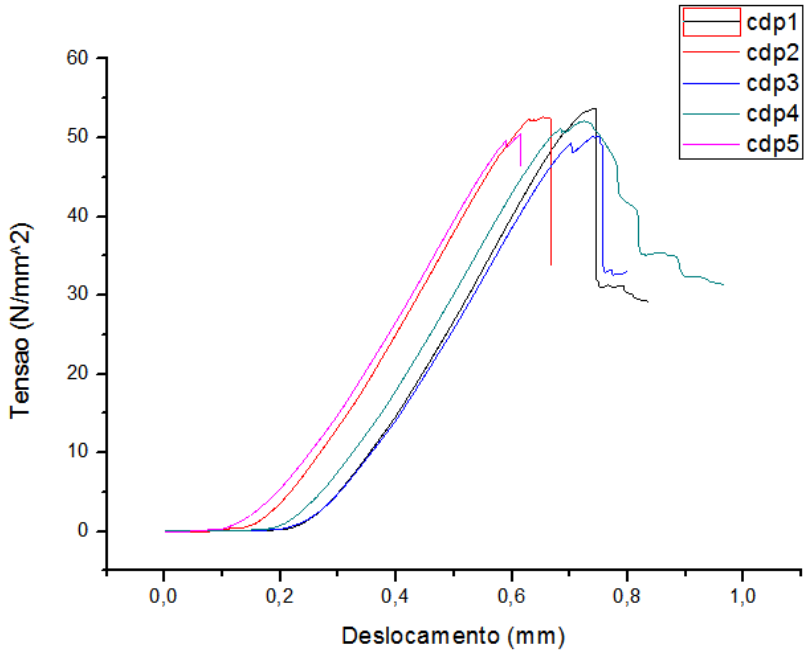


Figura 47. Ensaio ILSS, amostras não soldadas e não condicionadas.

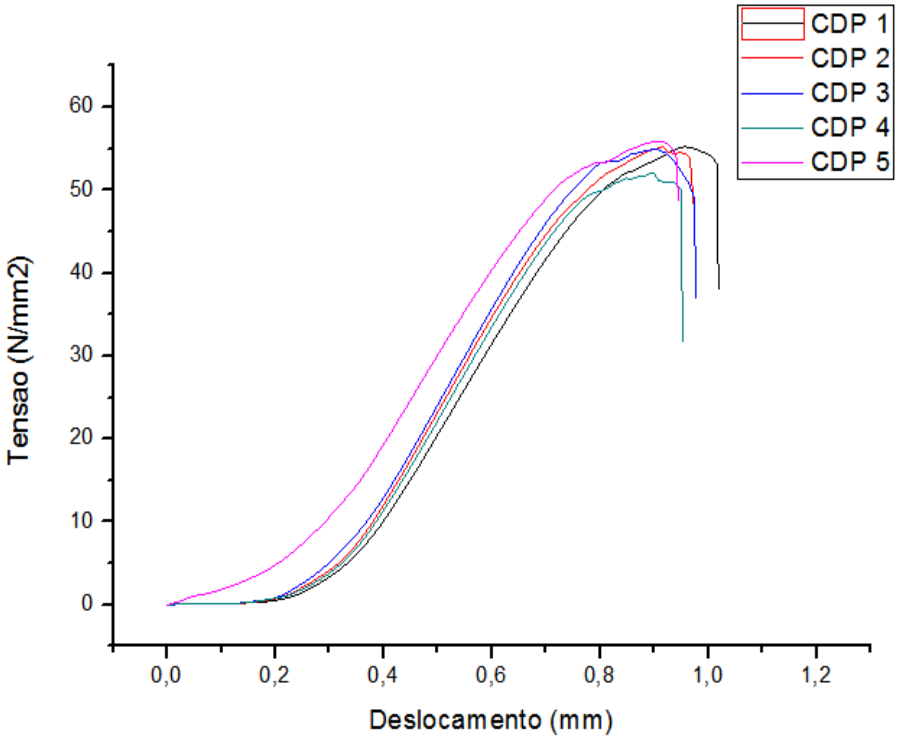


Figura 48. Ensaio ILSS, amostras soldadas e não condicionadas.

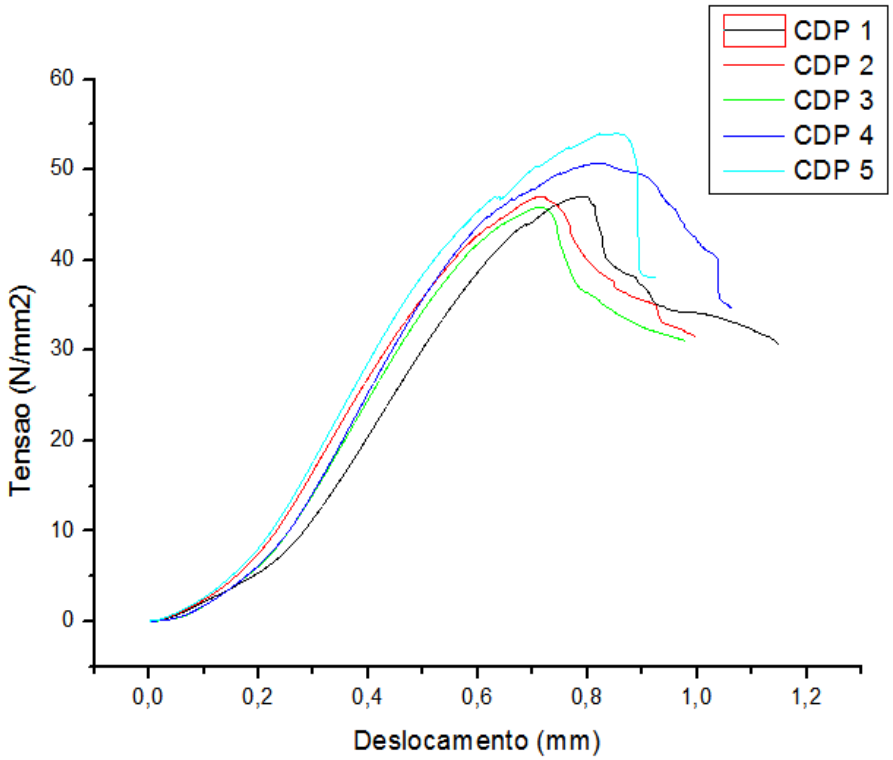


Figura 49. Amostras soldadas e condicionadas em névoa salina.

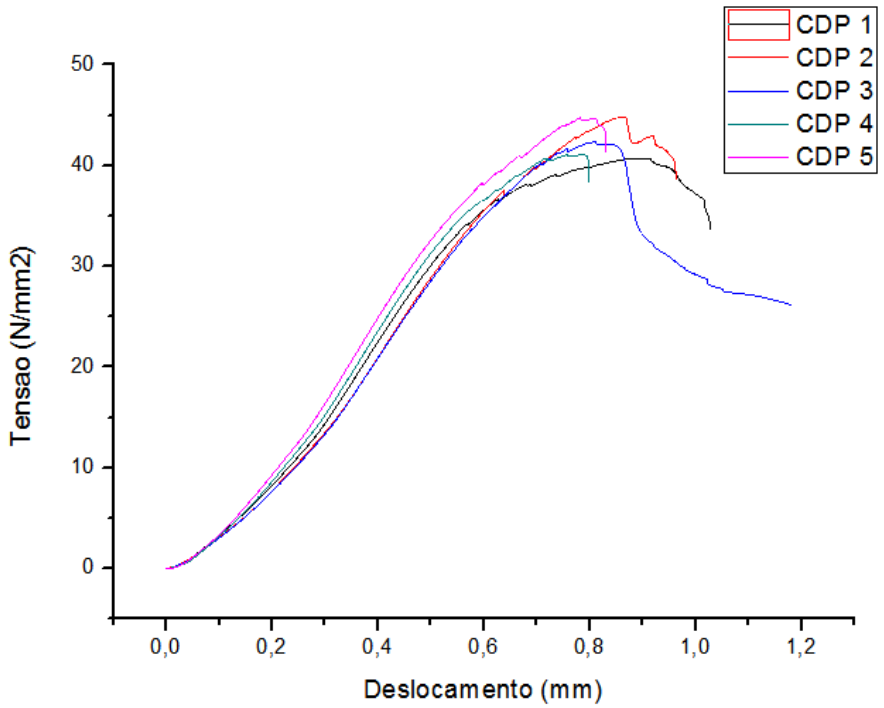


Figura 50. Ensaio ILSS, amostras soldadas e condicionadas em meio higrotérmico

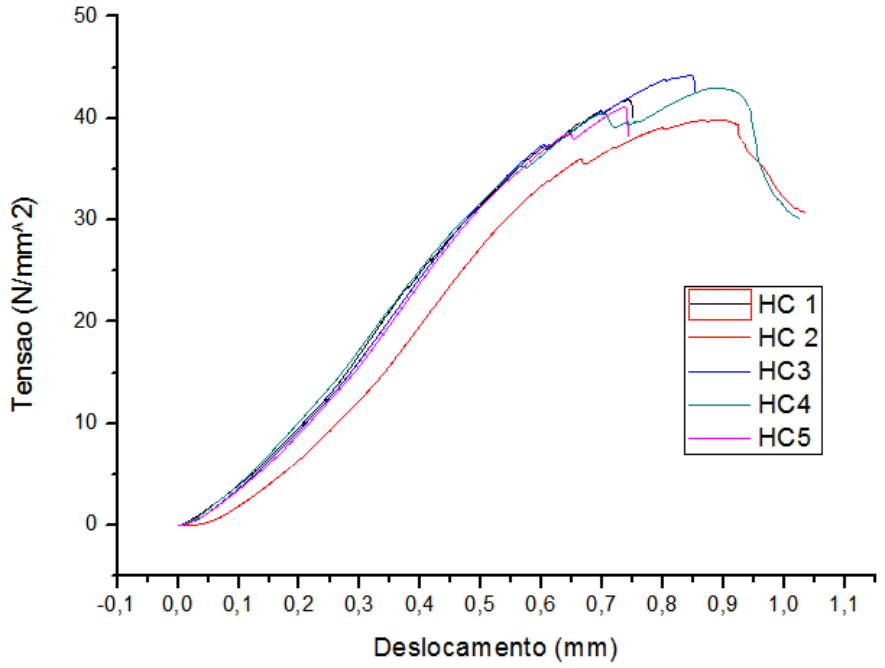


Figura 51. Ensaio ILSS, amostras soldadas e condicionadas em meio higrotérmico e choque térmico a 1000 ciclos.

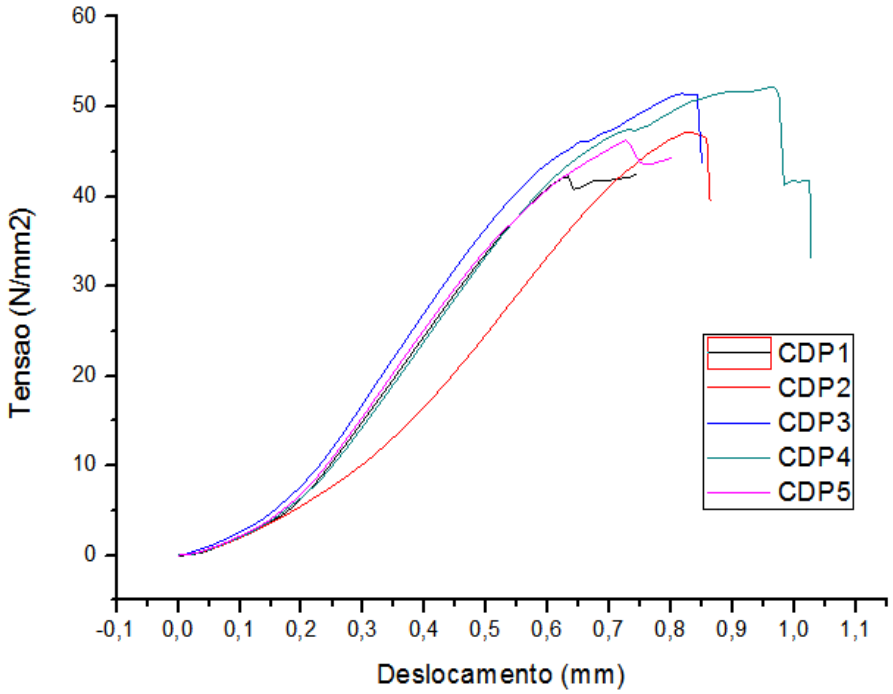


Figura 52. Ensaio ILSS, amostras soldadas e condicionadas em choque térmico com ciclagem em 1000 vezes.

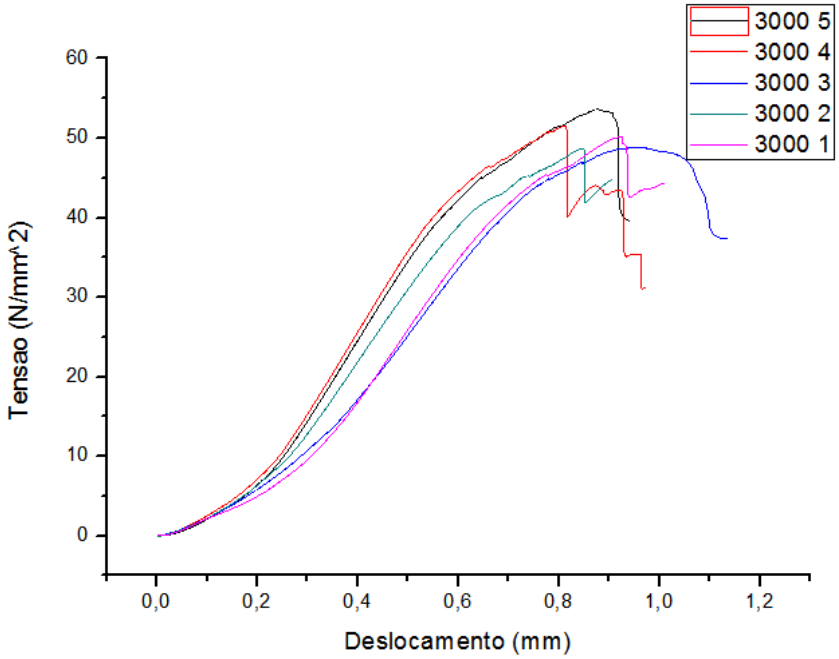


Figura 53. Ensaio ILSS, amostras soldadas e condicionadas em choque térmico com ciclagem em 3000 vezes.

APÊNDICE C

Gráficos para ensaios de cisalhamento no plano (Iosipescu)

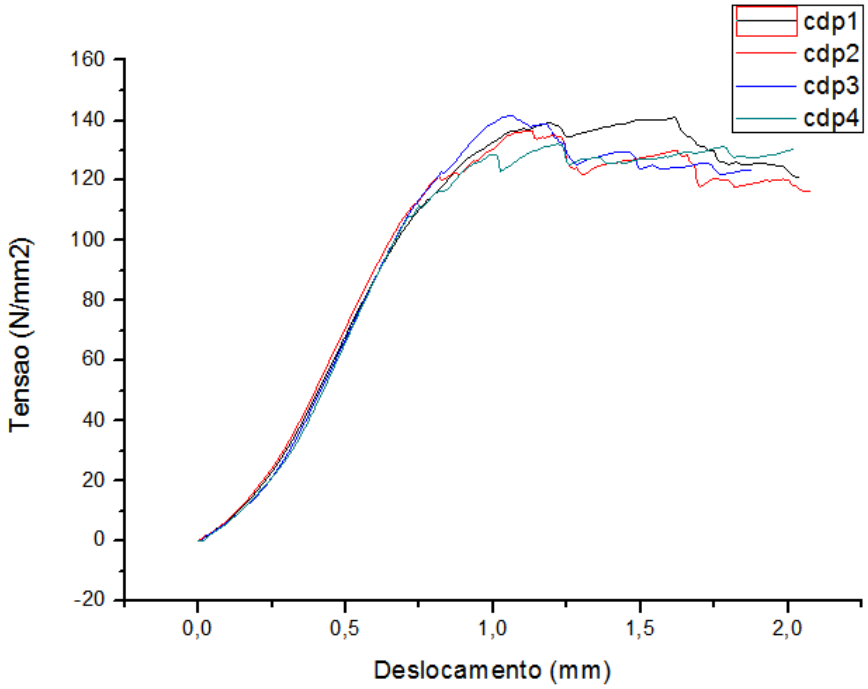


Figura 54. Ensaio Iosipescu, amostras não soldadas e não condicionadas.

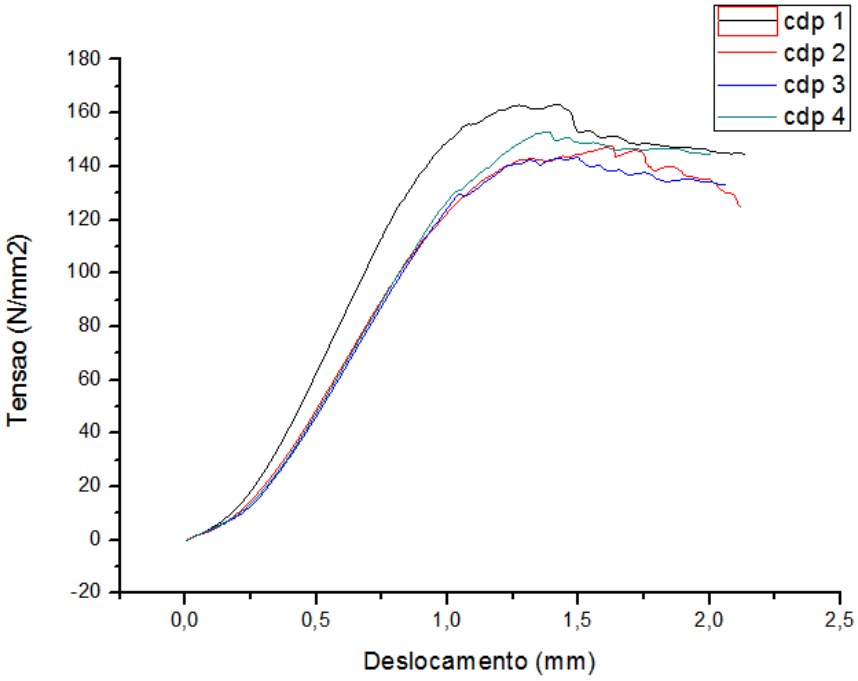


Figura 55. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e não condicionadas.

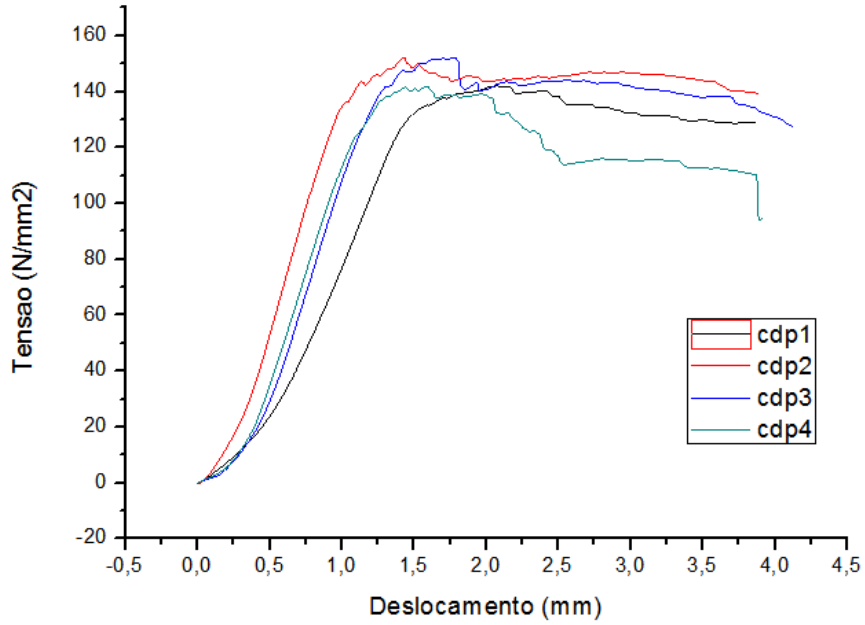


Figura 56. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e condicionadas em névoa salina.

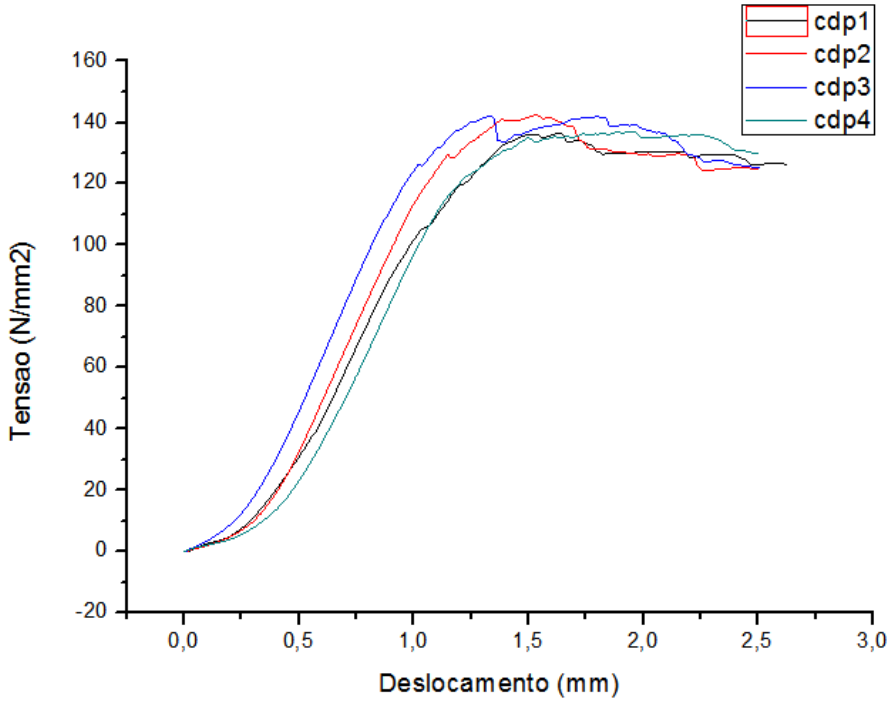


Figura 57. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e condicionadas em meio higrotérmico.

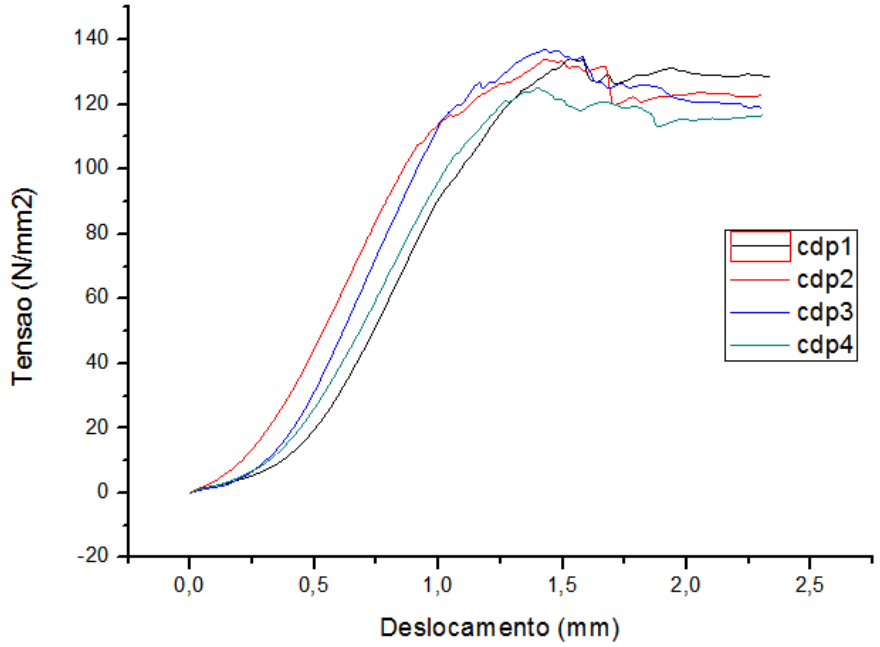


Figura 58. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e condicionadas em meio higrotérmico e choque térmico a 1000 ciclos.

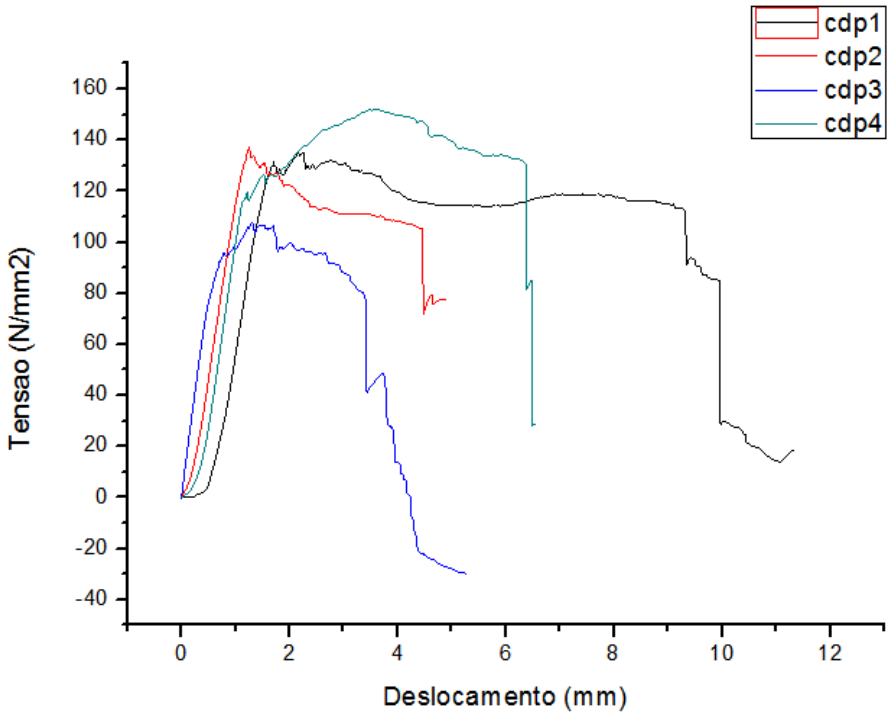


Figura 59. Ensaio Iosipescu, amostras soldadas e condicionadas em choque térmico com ciclagem em 3000 vezes.

ANEXO A

AEROSPACE COMPOSITES

Datasheet TenCate Cetex® PPS

TENCATE
Cetex

Product type: PPS Thermoplastic Resin System (Polyphenylene Sulfide)

Product Description

Cetex® PPS is a semicrystalline polyphenylene sulfide thermoplastic composite offering outstanding toughness and excellent chemical and solvent resistance. The material is inherently flame resistant with low smoke emission. It exceeds 35/35 OSU and is qualified at Airbus and Boeing for multiple structural applications. This material is typically supplied in 12ft by 4ft (3,660mm by 1,220mm) preconsolidated laminates using the customer's designated ply count and orientation. In addition, lightning strike material can be incorporated and the laminates can be textured. By utilizing preconsolidated sheets and avoiding hand lamination, the customer can significantly reduce the cycle time required to produce a finished part. In addition, thermoplastics have the unique capability of allowing parts to be welded, folded, etc, to facilitate lower part count structures.

Service Temperature

212°F (100°C) Continuous

Typical Applications

Primary Aircraft Structure
Secondary Aircraft Structure
Engine nacelles
Radomes



Protective Fabrics
Outdoor Fabrics
Aerospace Composites
Armour Composites
Geosynthetics
Industrial Fabrics
Grass

TENCATE
materials that make a difference

PPS PROPERTIES

TYPICAL NEAT RESIN PROPERTIES	
Specific Gravity	1.35
Tg	194°F (90°C)
Melt temp	536°F (280°C)
Dielectric constant	3.20 at 1MHZ
Loss tangent	0.0013 at 1MHZ
Moisture absorption	0.02%
Flammability	V-0
Tensile strength	13.1ksi (90.3MPa)
Tensile modulus	0.551Msi (3,800MPa)
Elongation at yield	3%
Poission's ratio	0.36
Compression strength	21.5ksi (148MPa)

Compression modulus	0.43Msi (2,965MPa)
Flexural strength	18.1ksi (125MPa)
Flexural modulus	0.54Msi (3,725MPa)
Izod unnotched	94.6ft-ib/in2 (199kJ/m2)
Izod notched	7.4ft-ib/in2 (15.6 kJ/m2)
CTE	29ppm/°F (52.2ppm/°C)
Thermal conductivity	0.19W/m-°K
Outgassing TML	0.04%
Outgassing CVCM	0.00%
WVR	0.00%
Fluid resistance	Excellent

MECHANICAL PROPERTIES								
Physical/Thermal (nominal values)	**Carbon T300 3K 5HS with double sided PPS film**				**Glass fabric US style 7781 with PPS matrix**			
Mass of fabric	8.26	oz/yd²	280	g/m²	8.85	oz/yd²	300	g/m²
Mass of fabric + resin	14.33	oz/yd²	486	g/m²	14.01	oz/yd²	475	g/m²
Resin content by volume	50	%	50	%	47.5	%	47.5	%
Resin content by weight	43	%	43	%	37	%	37	%
Moisture pick up	0.1	%	0.1	%	0.1	%	0.1	%
Ply thickness	0.0122	in	0.31	mm	0.0098	in	0.25	mm
Specific gravity	96.7	lb/ft³	1.55	g/cm²	119.8	lb/ft³	1.92	g/cm²
Tg (DSC) (amorphous)	194	°F	280	°C	194	°F	90	°C
Tg (DSC) (crystaline)	248	°F	120	°C	248	°F	120	°C
Tm	538	°F	280	°C	536	°F	280	°C
Mechanical properties -67°F (-55°C) Dry	**Carbon T300 3K 5HS with double sided PPS film**				**Glass fabric US style 7781 with PPS matrix**			
Tensile strength warp	114.5	ksi	790	MPa	65.6	ksi	453	MPa
Tensile strength weft	108.7	ksi	750	MPa	64.8	ksi	447	MPa
Tensile modulus warp	7.7	Msi	53	GPa	3.2	Msi	22	GPa
Tensile modulus weft	7.6	Msi	53	GPa	3.0	Msi	20	GPa
Compression strength warp	98.0	ksi	676	MPa	82.1	ksi	566	MPa
Compression strength weft	101.3	ksi	699	MPa	55.7	ksi	384	MPa
Compression modulus warp	7.2	Msi	49	GPa	3.8	Msi	27	GPa
Compression modulus weft	7.2	Msi	50	GPa	3.6	Msi	25	GPa

MECHANICAL PROPERTIES (CONTINUATION)

Mechanical properties -67°F (-55°C) Dry	Carbon T300 3K 5HS with double sided PPS film				Glass fabric US style 7781 with PPS matrix			
Flexual strength warp	151.3	ksi	1043	MPa	15.8	ksi	109	MPa
Flexual strength weft	120.9	ksi	834	MPa	711.5	ksi	4907	MPa
Flexual modulus warp	8.6	Msi	59	GPa				
Flexual modulus weft	6.3	Msi	43	GPa				
In plane shear strength	19.0	ksi	131	MPa				
In plane shear modulus	642.1	ksi	4428	MPa				
Open hole tensile strength	41.4	ksi	286	MPa				
Open hole compressive stength	39.5	ksi	273	MPa				
Compression after impact	32.3	ksi	223	MPa				
Bearing strength yield	71.2	ksi	491	MPa				
Bearing strength ultimate	121.5	ksi	838	Mpa				

Mechanical properties 73°F (-23°C)/50%RH					Glass fabric US style 7781 with PPS matrix			
Tensile strength warp	109.8	ksi	758	MPa	49.3	ksi	340	MPa
Tensile strength weft	109.4	ksi	755	MPa	48.3	ksi	333	MPa
Tensile modulus warp	8.1	Msi	56	GPa	3.1	Msi	22	GPa
Tensile modulus weft	7.8	Msi	54	GPa	2.9	Msi	20	GPa
Compression strength warp	95.3	ksi	644	MPa	61.6	ksi	425	MPa
Compression strength weft	92.4	ksi	637	MPa	42.8	ksi	295	MPa
Compression modulus warp	7.5	Msi	51	GPa	3.7	Msi	26	GPa
Compression modulus weft	7.5	Msi	51	GPa	3.5	Msi	24	GPa
Flexual strength warp	148.9	ksi	1027	MPa	74.2	ksi	511	MPa
Flexual strength weft	120.5	ksi	831	MPa	56.6	ksi	390	MPa
Flexual modulus warp	8.7	Msi	60	GPa	3.3	Msi	23	GPa
Flexual modulus weft	6.5	Msi	45	GPa	2.9	Msi	20	GPa
In plane shear strength	17.2	ksi	119	MPa	11.6	ksi	80	MPa
In plane shear modulus	585.8	ksi	4040	MPa	538.5	ksi	3714	MPa
Open hole tensile strength	40.4	ksi	278	MPa	23.0	ksi	158	MPa
Open hole compressive stength	37.1	ksi	256	MPa	26.5	ksi	183	MPa
Compression after impact	31.2	ksi	215	MPa	24.8	ksi	171	MPa
Bearing strength yield	65.8	ksi	454	MPa	46.1	ksi	318	MPa
Bearing strength ultimate	122.4	ksi	844	Mpa	74.8	ksi	516	Mpa

Mechanical properties 80°C Dry	Carbon T300 3K 5HS with double sided PPS film				Glass fabric US style 7781 with PPS matrix			
Tensile strength warp	105.9	ksi	730	MPa	40.5	ksi	280	MPa
Tensile strength weft	93.6	ksi	646	MPa	40.7	ksi	281	MPa
Tensile modulus warp	8.2	Msi	57	GPa	2.9	Msi	20	GPa
Tensile modulus weft	7.6	Msi	53	GPa	2.7	Msi	19	GPa
Compression strength warp	80.9	ksi	558	MPa	43.0	ksi	297	MPa
Compression strength weft	76.3	ksi	526	MPa	29.4	ksi	203	MPa
Compression modulus warp	7.5	Msi	51	GPa	3.2	Msi	22	GPa
Compression modulus weft	7.4	Msi	51	GPa	2.9	Msi	20	GPa
Flexual strength warp	138.4	ksi	955	MPa				
Flexual strength weft	115.1	ksi	794	MPa				
Flexual modulus warp	8.4	Msi	58	GPa				
Flexual modulus weft	6.5	Msi	45	GPa				
In plane shear strength	15.7	ksi	108	MPa	8.6	ksi	60	MPa
In plane shear modulus	384.4	ksi	2651	MPa	247.3	ksi	1705	MPa
Mechanical properties 176°F (80°C) conditioned at 158°F (70°C) and 85%RH	**Carbon T300 3K 5HS with double sided PPS film**				**Glass fabric US style 7781 with PPS matrix**			
Tensile strength warp	109.6	ksi	756	MPa	41.9	ksi	289	MPa
Tensile strength weft	101.2	ksi	698	MPa	41.8	ksi	289	MPa
Tensile modulus warp	8.2	Msi	56	GPa	3.0	Msi	21	GPa
Tensile modulus weft	7.6	Msi	53	GPa	2.8	Msi	19	GPa
Compression strength warp	83.8	ksi	578	MPa	33.4	ksi	230	MPa
Compression strength weft	77.5	ksi	535	MPa	22.6	ksi	156	MPa
Compression modulus warp	7.5	Msi	52	GPa	3.1	Msi	22	GPa
Compression modulus weft	7.4	Msi	51	GPa	2.9	Msi	20	GPa
Flexual strength warp	141.7	ksi	977	MPa				
Flexual strength weft	107.2	ksi	739	MPa				
Flexual modulus warp	8.7	Msi	60	GPa				
Flexual modulus weft	6.4	Msi	44	GPa				
In plane shear strength	15.7	ksi	104	MPa	9.8	ksi	68	MPa
In plane shear modulus	434.7	ksi	2998	MPa	208.4	ksi	1437	MPa
Open hole tensile strength	39.1	ksi	270	MPa	19.6	ksi	135	MPa
Open hole compressive stength	33.7	ksi	232	MPa	16.0	ksi	110	MPa
Compression after impact	31.6	ksi	218	MPa	0.0	ksi		MPa
Bearing strength yield	59.9	ksi	413	MPa	26.7	ksi	184	MPa
Bearing strength ultimate	121.6	ksi	839	Mpa	55.6	ksi	384	Mpa

Mechanical properties 212°F (100°C) conditioned at 158°F (70°C) and 85%RH)	Glass fabric US style 7781 with PPS matrix			
Tensile strength warp	35.7	ksi	246	MPa
Tensile strength weft	39.6	ksi	273	MPa
Tensile modulus warp	2.8	Msi	20	GPa
Tensile modulus weft	2.6	Msi	18	GPa
Compression strength warp	24.4	ksi	169	MPa
Compression strength weft	16.9	ksi	117	MPa
Compression modulus warp	2.9	Msi	20	GPa
Compression modulus weft	2.5	Msi	18	GPa
In plane shear strength	9.1	ksi	63	MPa
In plane shear modulus	109.0	ksi	752	MPa

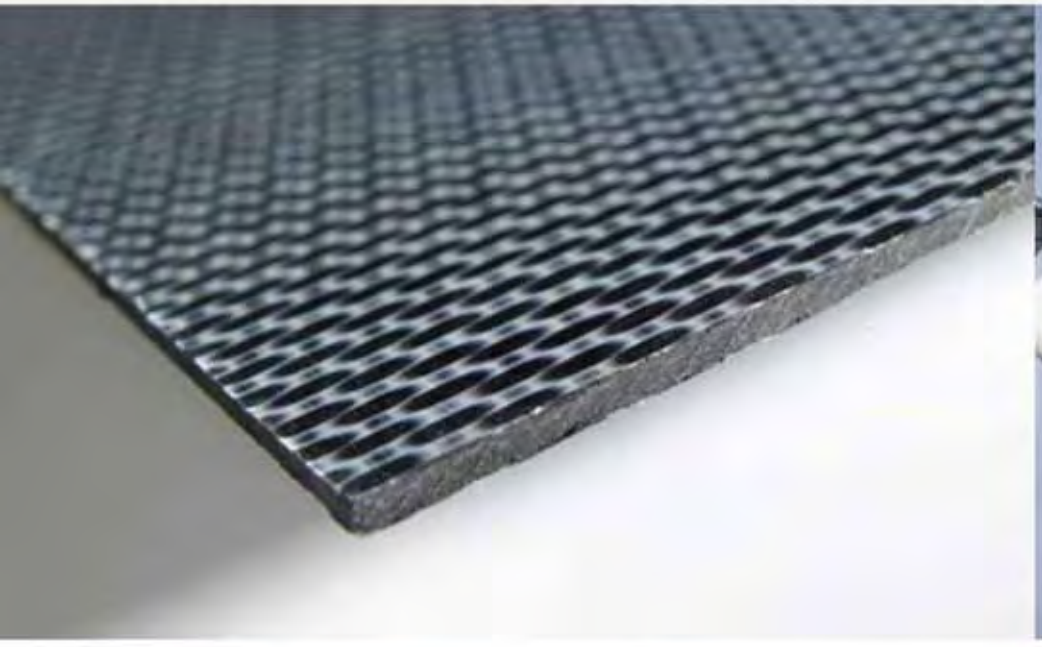
FLAMMABILITY PROPERTIES GLASS AND CARBON

	OSU		Flammability			SMOKE (4 min)		TOXICITY						
	Heat Release	Release Rate	Burn Length	After Flame	Drip Flame	Non-Flaming	Flaming	HCN	CO	NOx	SO2	HF	HCl	HBr
5 plies of 7781/PPS	14	21	1.9mm	0sec	N/D									
4 plies of 3k PW/PPS							9.03	9		1	17	1	1	











North America
South America

Europe
Middle East
Africa

Asia
Australia

TENCATE
materials that make a difference

www.tencate.com