



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE

CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DA TERRA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS E ENGENHARIA DE  
MATERIAIS

INFLUÊNCIA DA SEQUÊNCIA DE EMPILHAMENTO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DE LAMINADOS COMPÓSITOS SUBMETIDOS À TRAÇÃO.

Dissertação submetida à

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE

Como parte dos requisitos para a obtenção do grau de

MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISCENTE: PEDRO LUCAS SERAFIM FERNANDES

ORIENTADOR: PROF. Dr. JOSÉ DANIEL DINIZ MELO

Natal, Julho de 2014.



Portal do  
Coordenador Stricto

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE  
SISTEMA INTEGRADO DE GESTÃO DE ATIVIDADES ACADÊMICAS

EMITIDO EM 21/07/2014 08:20



## DECLARAÇÃO

Declaramos, para os devidos fins, que o aluno **PEDRO LUCAS SERAFIM FERNANDES** foi aprovado(a) na DEFESA de DISSERTAÇÃO em MESTRADO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS/PPGCEM/CCET - NATAL do Curso de MESTRADO, no dia 21 de Julho de 2014 às 09:00, no(a) Sala de Aulas do PPGCEM, UFRN, cuja banca examinadora fora constituída pelos professores:

Doutor (a) JOSE DANIEL DINIZ MELO

(Presidente)

Doutor (a) MARIA CAROLINA BURGOS COSTA DO NASCIMENTO

(Interno)

Doutor (a) ANA PAULA CYSNE BARBOSA

(Externo ao Programa)

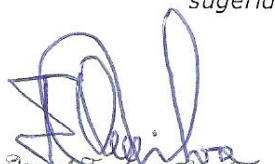
Doutor (a) RICHARD SARZI OLIVEIRA

(Externo à Instituição)

A sua DISSERTAÇÃO intitulou-se:

INFLUÊNCIA DA SEQUÊNCIA DE EMPILHAMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LAMINADOS COMPÓSITOS  
SUBMETIDOS A TRAÇÃO

*Esta declaração não exclui o aluno de efetuar as mudanças sugeridas pela banca nem vale como outorga de grau de MESTRADO, de acordo com o definido na Resolução 072/2004-CONSEPE.*

  
Ismael Casquata R. e Silva  
Secret. do PPGCEM  
Mat. 1669292

Natal, 21 de Julho de 2014.



RUBENS MARIBONDO DO NASCIMENTO  
COORDENADOR(A) PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

## DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais, familiares e amigos que sempre estiveram ao meu lado durante toda a minha trajetória acadêmica.

## **AGRADECIMENTOS**

Aos pagadores de impostos da República Federativa do Brasil, cujo dinheiro aplicado na educação me proporcionou um ensino superior gratuito e de qualidade.

À Universidade Federal do Rio Grande do Norte, ao PPGCEM e ao CNPQ, por me acolher e proporcionar o suporte necessário para a realização desse trabalho.

Ao professor José Daniel Diniz Melo, por sua orientação, dedicação, empenho, conselhos e ensinamentos transmitidos ao longo do desenvolvimento deste trabalho.

À equipe do laboratório de Aerodesign – UFRN, por disponibilizarem suas instalações para confecção dos corpos de prova utilizados neste trabalho.

Aos meus amigos do CTGAS-ER, principalmente os que fazem parte do LABMAT, que me auxiliaram durante a realização dos ensaios e análises.

Ao Laboratório de Materiais Cerâmicos e Metais Especiais – UFRN pela ajuda na realização dos ensaios de densidade relativa.

Aos amigos Antonio Calmon, Antonio Marcos, Maxdavid e Ramsés pelo grande auxílio no desenvolvimento das atividades experimentais e ensaios.

À minha namorada, pela compreensão durante os períodos ausentes e motivação.

A Deus, por me proporcionar as condições para realizar esse trabalho.

Aos meus pais, Francisco Liberato Fernandes e Lúcia de Fátima Rodrigues Serafim Fernandes, e a minha irmã, Júlia Serafim Fernandes, pelo apoio familiar, suporte, motivação e ensinamentos formadores de caráter.

“O homem científico não pretende alcançar um resultado imediato. Ele não espera que suas ideias avançadas sejam imediatamente aceitas. Seus trabalhos são como sementes para o futuro. Seu dever é lançar as bases para aqueles que estão por vir e apontar o caminho”.

(Nikola Tesla)

## RESUMO

Laminados formados por lâminas com diferentes orientações, finamente dispersas, são classificados como homogeneizados. Os benefícios esperados da homogeneização incluem aumento de resistência mecânica, da tenacidade e da resistência à delaminação. O objetivo deste trabalho foi avaliar o efeito da sequência de empilhamento na resistência à tração de laminados quase-isotrópicos. Placas de compósitos foram fabricadas com lâminas unidirecionais de epóxi/carbono com configurações  $[90_3/30_3/-30_3]_S$  e  $[90/30/-30]_{3S}$ . Corpos de prova foram submetidos a ensaios de tração e de *open hole tension* (OHT). De acordo com os resultados experimentais, os valores médios de resistência para os laminados mais homogeneizados  $[90/30/-30]_{3S}$  foram incrementados em 140% e 120% nos ensaios de resistência à tração e OHT, respectivamente, em relação aos laminados com configuração  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ . O aumento de resistência à tração para laminados mais homogeneizados foi relacionado com o maior número de interfaces interlaminares, que aumenta a quantidade de energia necessária para produzir delaminação, e a maior dificuldade de propagação de trincas através de lâminas com orientações diferentes. A resistência medida nos ensaios de OHT não foi afetada pela presença do furo devido à predominância da influência da tensão de cisalhamento interlaminar em relação ao efeito de concentração de tensão provocado pelo furo.

**Palavras-chave:** Sequência de empilhamento; carbono/epóxi; resistência à tração; homogeneização; concentração de tensão.

## ABSTRACT

Composite laminates with plies in different directions finely dispersed are classified as homogenized. The expected benefits of homogenization include increased mechanical strength, toughness and resistance to delamination. The objective of this study was to evaluate the effect of stacking sequence on the tensile strength of laminates. Composite plates were fabricated using unidirectional layers of carbon/epoxy prepreg with configurations  $[90_3/30_3/-30_3]_S$  and  $[90/30/-30]_{3S}$ . Specimens were subjected to tensile and open hole tension (OHT) tests. According to the experimental results, the mean values of strength for the homogenized laminates  $[90/30/-30]_{3S}$  were 140% and 120% greater for tensile and OHT tests, respectively, as compared to laminates with configuration  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ . The increase in tensile strength for more homogenized laminates was associated with the increment in interlaminar interfaces, which requires more energy to produce delamination, and the more complicated crack propagation through plies with different orientations. OHT strength was not affected by the presence of the hole due to the predominance of the interlaminar shear stress in relation to the stress concentration produced by the hole.

**Key-Words:** Stacking sequence; carbon/epoxy; tensile strength; homogenization; stress concentration.

# SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	2
AGRADECIMENTOS.....	3
RESUMO.....	5
ABSTRACT.....	6
ÍNDICE DE FIGURAS.....	9
ÍNDICE DE TABELAS.....	13
1. INTRODUÇÃO.....	14
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	16
2.1. MATERIAIS COMPÓSITOS.....	16
2.1.1 PRÉ-IMPREGNADOS.....	17
2.2. FUROS EM COMPÓSITOS REFORÇADOS POR FIBRAS.....	21
2.3. MECÂNICA DOS COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS CONTÍNUAS.....	27
2.3.1 RELAÇÃO TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA LÂMINAS.....	28
2.3.2 PLACAS LAMINADAS NO ESTADO PLANO DE TENSÕES.....	30
2.3.3 CRITÉRIOS DE FALHA EM COMPÓSITOS.....	31
2.3.4 EFEITO DE ESCALA E SEQUÊNCIA DE EMPILHAMENTO NA RESISTÊNCIA DE LAMINADOS	36
2.3.5 CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO EM LAMINADOS COMPÓSITOS.....	39
3. MATERIAL E PROCEDIMENTOS.....	50
3.1. MATERIAL.....	50
3.2. PROCEDIMENTO PARA A FABRICAÇÃO DAS PLACAS.....	51
3.2.1 CONFIGURAÇÕES DAS PLACAS.....	51
3.2.2 CONFEÇÃO DAS PLACAS LAMINADAS.....	52
3.3. DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO DE VOLUME DE MATRIZ E DE REFORÇO NO LAMINADO	55
3.4. ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	59
3.4.1 CONFEÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	60
3.4.2 FURAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIOS OHT.....	61



4.	RESULTADOS DOS TESTES E DISCUSSÃO .....	66
4.1	ENSAIOS DE TRAÇÃO PARA CARACTERIZAÇÃO .....	66
4.2	ENSAIOS DE TRAÇÃO NOS LAMINADOS .....	67
4.3	ENSAIOS DE TRAÇÃO OHT.....	74
5.	CONCLUSÕES .....	85
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	87
7.	REFERÊNCIAS .....	88

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – Fluxograma esquemático representativo da fabricação de pré-impregnados de fibra de reforço/matriz polimérica termorrígida. Adaptado de (Pardini & Peres, 1996).....	19
Figura 2 – Exemplo de bolsa de vácuo montada com as respectivas camadas para fabricação da peça em prepreg no autoclave (HexPly® Prepreg Technology, 2013).....	20
Figura 3 – Esquema de funcionamento do processo TPC (Walczyk & Kuppers., 2012).....	20
Figura 4 – Exemplos de juntas de fixação mecânica em componentes de aeronaves fabricados em materiais compósitos (Ireman, 1999). ....	21
Figura 5 – Segmento da longarina da aeronave JAS 39 Gripen (Ireman, 1999).....	22
Figura 6 – Defeitos provocados pelo processo de furação. (a) Dano/trinca na superfície interna do furo; (b) Furo seccionado; (c) Ausência de resina entre as lâminas (porosidade); (d) Perda de resina entre as fibras. (Shyha, Soo, Aspinwall, & Bradley., 2010) .....	23
Figura 7 – Mecanismos de delaminação. (a) peel-up; (b) push down (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013).....	24
Figura 8 – Velocidades de corte e de avanço tipicamente empregadas em furações de compósitos poliméricos com brocas de aço rápido (HSS) e de carbeto de tungstênio (WC) (Abrão, Faria, Rubio, Reis, & Davim, 2007). ....	25
Figura 9 – Esquema do fator de delaminação com ultrassom C-Scan. (Tsao & Hocheng, 2004) .....	26
Figura 10 – Brocas utilizadas nos ensaios (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013). ....	26
Figura 11 – Arranjo das fibras na matriz: (a) Situação real; (b) Arranjo quadrático; (c) Arranjo hexagonal; (d) Arranjo em forma de diamante (Jin, Huang, Lee, & Ha, 2011).....	27
Figura 12 – Carregamentos e coordenadas em uma lâmina anisotrópica. ....	29
Figura 13 – Resultantes de tensão orientadas positivamente e aplicadas no plano médio da placa (Neto & Pardini, 2006). ....	30
Figura 14 – Mecanismos de falhas ocorrentes em compósitos laminados (Ireman, 1999).....	32
Figura 15 – Envelope de falha para os critérios de Azzi-Tsai-Hill (—) e Puck (— · —) para carregamentos combinados (Kober & Kühhorn., 2012).....	34
Figura 16 – Comparação entre diversos critérios de falha para um carregamento combinado (Daniel, Luo, Schubel, & Werner., 2009). ....	35

Figura 17 – Comparação de valores de resistência reais com as Teorias da Tensão Máxima, Deformação Máxima e de Azzi-Tsai-Hill (Mallick, 2007) apud (Azzi & Tsai, 1965).	35
Figura 18 – Influência na resistência à compressão e no módulo de rigidez pela variação da sequência de empilhamento (Lin, Liu, Kuo, & Chen, 2010).	39
Figura 19 – Radiografias da área dos furos. Carregamentos aplicados na direção X. (a) [45/0/-45/90]S D=2,54 mm; (b) [0/45/90/-45]S D=2,54 mm; (c) [45/0/-45/90]S D=6,35 mm; (d) [0/45/90/-45]S D=6,35 mm (larve, Mollenhauer, Whitney, & Kim, 2006).	43
Figura 20 – Resistência à tração para os ensaios realizados por Lagace (Lagace, 1986).	45
Figura 21 – Configuração do corpo de prova (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).	46
Figura 22 – Matriz do programa de testes (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).	46
Figura 23 - Ciclo de cura para o prepreg.	53
Figura 24 - Desalinhamento do reforço.	53
Figura 25 - Sistema de acomodação do laminado no molde.	54
Figura 26 - Molde de alumínio para fabricação das placas.	55
Figura 27 - Comparação entre as placas fabricadas: (a) Prensa aquecida com molde de alumínio aberto; (b) Prensa aquecida com molde fechado de alumínio.	55
Figura 28 - (a) Excesso de resina extraída do laminado durante o ciclo de cura; (b) Laminado com excesso de resina em suas extremidades após o processo de cura.	56
Figura 29 – Picnômetro com amostra submersa.	58
Figura 30 – Corpos de prova preparados para a colagem dos tabs.	61
Figura 31 – Dimensões dos tabs.	61
Figura 32 – (a) Furo teste 1, face de saída do jato; (b) Furo teste 1, face de entrada do jato; (c) Furo teste 2, face de saída do jato; (d) Furo teste 2, face de entrada do jato.	62
Figura 33 – Ferramentas de corte para execução dos furos. (a) Broca helicoidal; (b) Broca para madeira; (c) Fresa de topo.	63
Figura 34 – Furações realizadas com a broca helicoidal: (a) Superfície de entrada; (b) Superfície de saída.	64
Figura 35 – Furações realizadas com a broca para madeira: (a) Superfície de entrada; (b) Superfície de saída.	65
Figura 36 – Furações realizadas com a fresa de topo: (a) Superfície de entrada; (b) Superfície de saída.	65
Figura 37 – Resistência à tração longitudinal e transversal do prepreg.	66

Figura 38 – Corpos de prova utilizados na caracterização: (a) $\theta=0^\circ$ posicionado para o teste; (b) $\theta=90^\circ$ após a falha. ....	66
Figura 39 – Curvas tensão x deslocamento para os corpos de prova [90/30/-30]3s.	67
Figura 40 – Curvas tensão x deslocamento para os corpos de prova [903/303/-303]s. ....	68
Figura 41 – Resistência à tração dos laminados [90/30/-30]3S e [903/303/-303]S. ...	68
Figura 42 – Deslocamento da lâmina orientada a $90^\circ$ . (a) [903/303/-303]s; (b) [90/30/-30]3S. ....	70
Figura 43 – Diferentes falhas na lâmina orientada a $90^\circ$ : (a) Cisalhamento transversal na lâmina a $90^\circ$ [90/30/-30]3S; (b) Delaminação no laminado [90/30/-30]3S; (c) Delaminação no laminado [903/303/-303]s. ....	71
Figura 44 – Delaminações e trincas no laminado [903/303/-303]s. ....	72
Figura 45 – Delaminações e trincas no laminado [90/30/-30]3S. ....	73
Figura 46 – Curvas tensão x deslocamento para os corpos de prova [90/30/-30]3s.	74
Figura 47 – Curvas tensão x deslocamento para os corpos de prova [903/303/-303]s. ....	74
Figura 48 – Resistência a tração de corpos de prova com furo: [90/30/-30]3s e [903/303/-303]s. ....	75
Figura 49 – Trincas e Delaminações: (a) [90/30/-30]3S-OHT; (b) [903/303/-303]S-OHT. ....	76
Figura 50 – Variação na falha da lâmina orientada a $90^\circ$ : (a) [90/30/-30]3S-OHT; (b) [903/303/-303]S-OHT. ....	76
Figura 51 – Falha nas lâminas na região do entalhe: (a) [90/30/-30]3S-OHT; (b) [903/303/-303]S-OHT. ....	77
Figura 52 – Falha fora da região do furo no corpo de prova #4 do laminado com configuração [903/303/-303]S-OHT: (a) Lado “A”; (b) Lado “B”. ....	77
Figura 53 – Falha fora da região do furo no corpo de prova #1 do laminado com configuração [90/30/-30]3S-OHT. ....	78
Figura 54 – Representação do corte na seção A-A. ....	78
Figura 55 – Propagação de trincas iniciadas na aresta do furo provocando delaminações na seção A-A. Microscopia ótica 100x. ....	79
Figura 56 – Propagação de trincas iniciadas na aresta do furo na seção A-A: M.E.V. 40x. ....	79
Figura 57 – Regiões analisadas após aplicação da carga: (a) Representação do corte na seção B-B; (b) Região analisada na lateral do corpo de prova em destaque. ....	80

Figura 58 – Formação de trincas na região do furo visualizada na seção B-B no laminado [90/30/-30]3S-OHT. M.E.V. 40x.....	81
Figura 59 – Formação de trincas na região do furo visualizada na seção B-B no laminado [90/30/-30]3S-OHT. M.E.V. 80x.....	81
Figura 60 – Formação de trincas visualizadas na região lateral do corpo de prova no laminado [90/30/-30]3S-OHT: (a) M.E.V. 80x; (b) Trinca iniciada na rede de PES. M.E.V. 80x. ....	82
Figura 61 – Formação de trinca visualizadada na região lateral do corpo de prova no laminado [90/30/-30]3S-OHT. M.E.V. 47x.....	83

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 – Parâmetros de usinagem utilizados (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013). .....	27
Tabela 2 – Valores das resistências para lâminas unidirecionais (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008).....	36
Tabela 3 – Valores das resistências para laminados quase-isotrópicos (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008).....	37
Tabela 4 – Valores de resistência à tração média para laminados com sequência de empilhamento diferentes com e sem entalhes (Mallick, 2007) apud (Whitney & Kim, 1977).....	42
Tabela 5 – Valores das cargas aplicadas (larve, Mollenhauer, Whitney, & Kim, 2006). .....	43
Tabela 6 – Tensões de falha média para o fator de escala aplicado ao nível do sublaminado (MPa) (Green, Wisnom, & Hallett, 2007). ....	46
Tabela 7 – Tensões de falha média para o fator de escala aplicado ao nível da lâmina (MPa) (Green, Wisnom, & Hallett, 2007) .....	47
Tabela 8 – Resistência de laminados de mesma configuração com dimensões diferentes (Wisnom & Hallett, 2009); (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008) apud (Görlich, 2008). ....	49
Tabela 9 - Ciclos de cura recomendados para o prepreg .....	50
Tabela 10 - Propriedades da matriz .....	51
Tabela 11 - Relação de placas para obtenção dos corpos de prova.....	52
Tabela 12 – Valores de perda de massa no processo de cura .....	56
Tabela 13 - Dimensões nominais dos corpos de prova para caracterização .....	59
Tabela 14 - Dimensões nominais dos corpos de prova para ensaio de tração .....	59
Tabela 15 – Valores para as dimensões dos tabs.....	61
Tabela 16 – Resumo das propriedades mecânicas do prepreg. ....	67

## 1. INTRODUÇÃO

A utilização de materiais compósitos de matrizes poliméricas reforçados com fibras de carbono para a fabricação de componentes estruturais tem sido cada vez mais frequente e ampla, principalmente em componentes onde as relações resistência/peso e rigidez/peso são fatores críticos para o projeto.

Os desenvolvimentos recentes na indústria aeronáutica, voltados para um aumento na economia de combustíveis e no alcance de voo, têm acelerado o interesse no uso de compósitos avançados como materiais para estruturas primárias (Tay, et al., 2011). Isto pode ser observado em projetos recentes de aeronaves, onde os componentes estruturais críticos das asas e da fuselagem, até então fabricados a partir de ligas metálicas, estão cada vez mais sendo produzidos a partir de materiais compósitos poliméricos, chegando a atingir mais de 50 % do peso vazio total da aeronave (HexPly® Prepreg Technology, 2013). Esses componentes podem ser confeccionados a partir de diversos processos de fabricação que irão influenciar diretamente sua qualidade final, tanto de acabamento como de eficiência estrutural, sendo que quando destinados a uma função que exige alto desempenho mecânico, são normalmente fabricados por meio de processos que utilizam pré-impregnados, ou simplesmente *prepregs*.

Estudos numéricos e analíticos, acompanhados de ensaios experimentais, são realizados continuamente de modo a observar o comportamento desses materiais quando submetidos a situações de uso em aplicações reais, como no caso de peças com furos que criam pontos de concentração de tensão. A quantidade de furos em estruturas de aeronaves pode ser de mais de 100.000 para uma pequena aeronave monomotor até alguns milhões em aeronaves de transporte de grande porte (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013). Estes estudos são necessários para poder se formar um embasamento teórico consolidado, que permita a realização de projetos confiáveis em materiais compósitos, com garantia de funcionalidade, sem que se faça uso exagerado de fatores de segurança, e utilizando a anisotropia desses materiais como um fator vantajoso no processo de otimização estrutural de projetos.

As hipóteses consideradas para a elaboração das teorias aplicadas aos laminados, com base somente nas propriedades das lâminas, dificilmente estarão

presentes em situações de aplicação real. De acordo com a teoria dos laminados, compósitos laminados de fibras contínuas que possuam a mesma quantidade de lâminas orientadas em suas direções específicas, e que sejam mantidas as condições de simetria e de balanceamento, irão apresentar a mesma resistência quando submetidos a carregamentos de tração. Por exemplo, um laminado com configuração  $[90_3/30_3/-30_3]_S$  quando submetido a um carregamento de tração irá se comportar da mesma maneira que um laminado com configuração  $[90/30/-30]_{3S}$ .

Entretanto, referências publicadas na literatura sugerem que quando lâminas de direções diferentes estão finamente dispersas em um laminado, a resistência mecânica, tenacidade e a resistência à delaminação são incrementadas (Tsai, 2008). O aumento em resistência está relacionado com a distribuição de dano, i.e., quando as lâminas estão dispersas, cada grupo de lâminas representa uma parcela menor do laminado. No caso da delaminação, análises de tensões nas bordas livres indicam uma redução da tensão responsável pela delaminação com o aumento da homogeneização (Tsai, 2008).

O objetivo deste estudo é avaliar experimentalmente o efeito da sequência de empilhamento na resistência mecânica de laminados quase-isotrópicos, com a mesma proporção de lâminas unidirecionais orientadas nas mesmas direções. Serão comparados laminados nas configurações  $[90_3/30_3/-30_3]_S$  com  $[90/30/-30]_{3S}$ , através de ensaios de tração e OHT (*open hole tension*).



## 2. REVISÃO DA LITERATURA

O termo “materiais compósitos” pode abranger uma vasta gama de materiais desenvolvidos e combinados para as mais diversas finalidades e aplicações, sejam eles poliméricos, cerâmicos, metálicos e até mesmo naturais.

Os termos e conceitos abordados nesse trabalho serão focados para a área de compósitos de matrizes poliméricas reforçados com fibras de carbono contínuas para finalidades estruturais.

### 2.1. MATERIAIS COMPÓSITOS

Os materiais compósitos vêm se destacando como solução em diversos setores industriais, como o automobilístico, eletroeletrônico, naval, esportivo, espacial e principalmente na indústria aeronáutica (Prado, 2009). Esses materiais apresentam um conjunto de propriedades finais específicas diferentes e superiores quando comparadas àquelas encontradas em apenas uma de suas fases constituintes.

O projeto de componentes em compósitos reforçados com fibras é marcado pela característica anisotrópica, ou seja, propriedades distintas em diferentes direções, o que dificulta a previsão de modos de falha, implicando no uso de elevados coeficientes de segurança e subutilizando as potencialidades do material (Martinez, 2011) apud (Tita, Carvalho, & Lirani, 2003).

A combinação da matriz polimérica com fibras cerâmicas proporciona componentes estruturais com elevados valores em suas propriedades mecânicas específicas finais, tais como rigidez, resistência, e tenacidade, com redução da massa do componente estrutural. Dentre as principais resinas termorrígidas utilizadas para a fabricação de compósitos estruturais pode-se citar as de poliéster, éster vinílico, poliimida, bismaleimida e a epoxídica.

Epóxis apresentam propriedades marcantes que fazem com que se consolidem como uma opção padrão para uma variedade de aplicações, como adesivos, revestimentos e matriz de compósitos estruturais. Dentre essas propriedades, podem ser destacadas a ausência de emissão de produtos voláteis durante a reação de polimerização; flexibilidade na escolha de monômeros e co-

monômeros, o que possibilita a obtenção de uma variedade de produtos com diferentes faixas de Tg's; possibilidade de usar e combinar diferentes químicas de polimerização de modo que se adequem ao processo necessário; baixo índice de contração durante o processo de cura, podendo ser totalmente eliminado em algumas formulações; alta adesão para uma variedade de superfícies e materiais devido à presença de grupos polares em sua estrutura; possibilidade de introdução de diferentes modificadores para gerar propriedades óticas ou aumento de módulo de elasticidade, ou alguma outra propriedade específica destinada a um projeto (Pascault & Williams, 2010).

As fibras de carbono, muito utilizadas com matrizes epóxi, apresentam excelentes propriedades, dentre as quais destacam-se suas excepcionais razões de resistência mecânica e módulo elástico com o peso, podendo-se citar ainda um baixo coeficiente de expansão térmica linear, alta resistência à fadiga e uma elevada condutividade térmica (Leite, 2009). Em relação às suas desvantagens, tem-se a baixa ductilidade na fratura, baixa resistência ao impacto e alto custo.

### 2.1.1 PRÉ-IMPREGNADOS

Os pré-impregnados, ou simplesmente *prepregs*, são produtos intermediários, prontos para moldagem, e podem ser definidos como sendo uma mistura (ou composição) de fibras de reforço com um determinado polímero, termorrígido formulado ou termoplástico, em uma particular fração em peso (Pardini & Peres, 1996).

No início dos anos 80, compósitos pré-impregnados eram considerados materiais peculiares, contabilizando aproximadamente 5% em projetos de aeronaves e utilizados somente em componentes secundários não críticos. Hoje, materiais pré-impregnados são a linha de base para estruturas primárias de aeronaves, constituindo mais de 50% da estrutura do Airbus A350 XWB e do Boeing 787. Aplicações mais recentes beneficiadas pelo uso de *prepregs* incluem ainda tubulações submarinas para exploração de óleo e gás e vasos de alta pressão. Este crescimento da utilização de *prepregs* se deve à alta resistência em relação ao peso, elevada resistência à fadiga e potencial para flexibilidade de projeto (HexPly® Prepreg Technology, 2013).

Os pré-impregnados têm como vantagens em relação aos demais métodos de produção de peças de compósitos a integridade física durante o manuseio; tempo de utilização e armazenagem que chega a vários meses - dependendo da temperatura de armazenagem, e dependendo da matriz polimérica utilizada, pode prolongar-se indefinidamente; viscosidade controlada para facilitar processamento; ciclos de cura e propriedades mecânicas que podem ser ajustados de acordo com a necessidade; toxicidade reduzida; garantia da qualidade do desempenho do conjunto matriz polimérica / fibra de reforço, podendo esta ser avaliada mediante testes de controle de qualidade após a fabricação dos componentes (Pardini & Peres, 1996).

Peças podem ser fabricadas a partir de *prepreg* em autoclaves, fornos, prensas aquecidas ou com utilização de mantas térmicas, onde durante o processo as variáveis pressão e temperatura devem ser monitoradas para as condições específicas determinadas pelo fabricante ou para aquelas desejadas.

A cura em autoclave de laminados de *prepregs* é um método importante para a fabricação de compósitos avançados reforçados com fibras para a indústria aeroespacial. Entretanto, a fabricação de compósitos espessos a partir deste método pode gerar dificuldades. Para curar um compósito espesso, a reação exotérmica de cura da resina pode acarretar em uma maior temperatura na região central do laminado e, possivelmente gerar uma cura não uniforme e tensões térmicas residuais. Além disso, no processo de cura de laminados a partir de *prepregs*, camadas de *bleeder* são utilizadas para absorver o excesso de resina que é expelida para fora do laminado. Se o laminado for muito espesso, o excesso de resina na região central pode não sair totalmente, causando uma menor compactação nessa região. O ar ou gases voláteis podem também ficar aprisionados junto com esse excesso de resina. Estes problemas podem causar concentração de tensão e reduzir a qualidade de compósitos espessos (Lin, Liu, Kuo, & Chen, 2010) apud (Jeong, 1997); (Costa, Almeida, & Rezende, 2001). O fluxograma apresentado na Figura 1 ilustra as etapas de fabricação de peças e componentes a partir de *prepregs*.

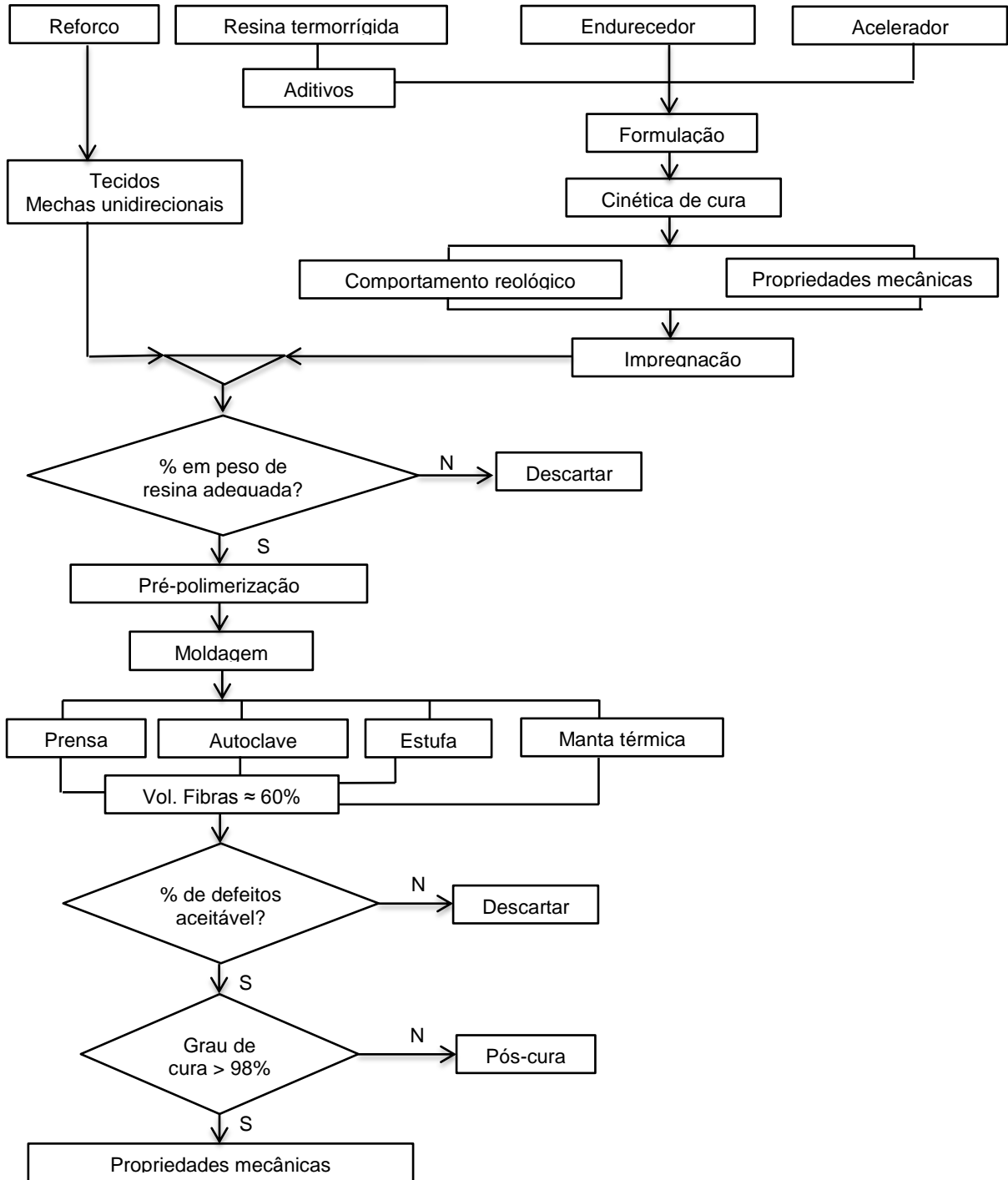


Figura 1 – Fluxograma esquemático representativo da fabricação de pré-impregnados de fibra de reforço/matriz polimérica termorrígida. Adaptado de (Pardini & Peres, 1996).

Quando feito o uso de autoclaves, estufas ou mantas térmicas, uma bomba de vácuo poderá ser utilizada sendo necessário montar uma bolsa de vácuo com uma série de camadas específicas, buscando a uniformização do vácuo em toda a peça e a retirada do excesso de resina e de bolhas, como demonstrado na Figura 2.

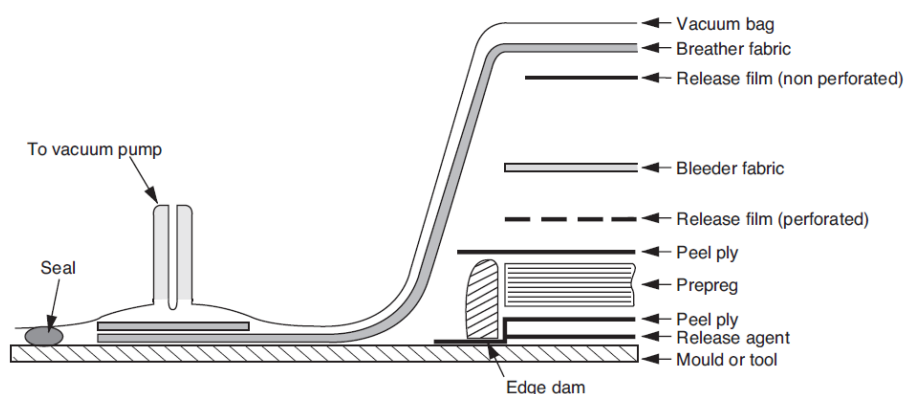


Figura 2 – Exemplo de bolsa de vácuo montada com as respectivas camadas para fabricação da peça em *prepreg* no autoclave (HexPly® Prepreg Technology, 2013).

O uso de prensa aquecida para confecção de peças e componentes em compósitos a partir de *prepreg* ou fibra seca é uma alternativa à utilização do autoclave. Uma variável deste processo denominada TPC (*Thermal Press Curing*) encontra-se em fase de patenteamento (Walczyk, Hoffman, Righi, De, & Kupperts., 2013) e consiste em pressionar o laminado entre um molde rígido aquecido e um molde revestido por uma borracha especialmente projetado para atingir a pressão e temperatura exigidas, conforme esquematização apresentada na Figura 3.

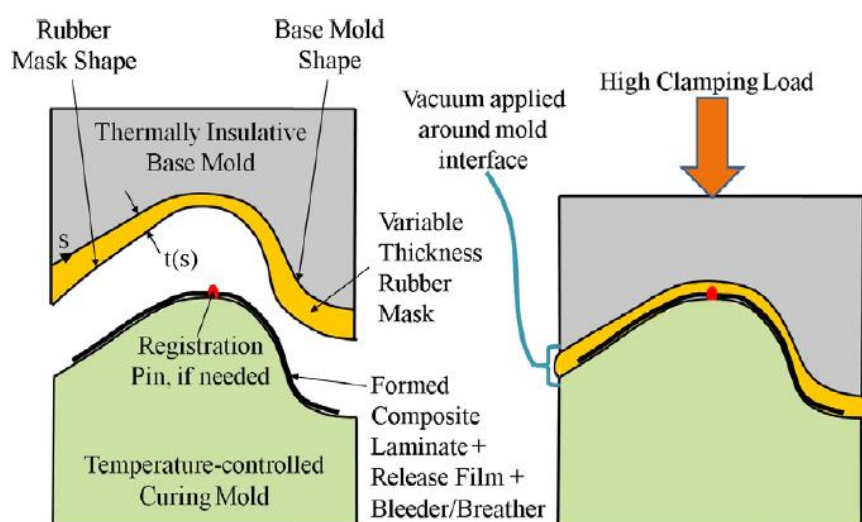


Figura 3 – Esquema de funcionamento do processo TPC (Walczyk & Kupperts., 2012).

Os resultados do estudo realizado por Walczyk & Kupperts mostraram que os componentes fabricados a partir do processo de TPC apresentaram qualidades

similares àqueles componentes fabricados em autoclaves, utilizando ainda uma menor quantidade de energia e um menor consumo de recursos, além de um menor tempo de preparação e de ciclo (Walczyk & Kuppers., 2012).

## 2.2. FUROS EM COMPÓSITOS REFORÇADOS POR FIBRAS

Dentre os mais importantes elementos em estruturas de aeronaves em geral e em estruturas de compósitos em particular, estão as juntas de fixação mecânica. O projeto errôneo dessas juntas pode levar a problemas estruturais ou projetos conservativos que adicionam massa e custos elevados à aeronave. Exemplos típicos de juntas de fixação mecânica em componentes estruturais de aeronaves fabricados a partir de materiais compósitos são a fixação da casca da asa nas nervuras e na longarina, a conexão da asa com a fuselagem e a fixação de acessórios (Ireman, 1999). Estes exemplos estão ilustrados na Figura 4.

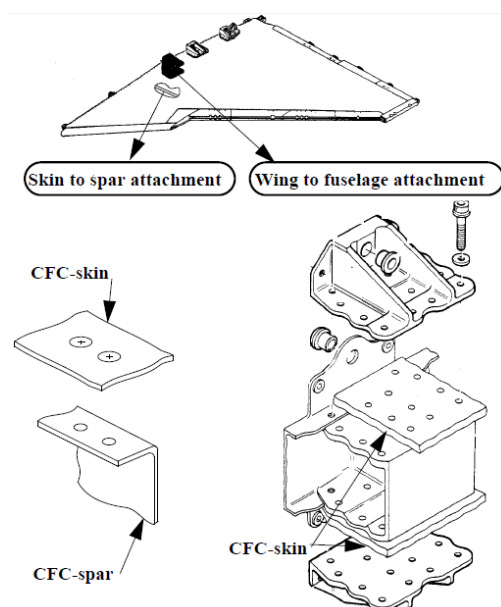


Figura 4 – Exemplos de juntas de fixação mecânica em componentes de aeronaves fabricados em materiais compósitos (Ireman, 1999).

As estruturas de aeronaves também incluem um grande número de furos e recortes para passagem de tubulações hidráulicas e cabeamento elétrico, ou furos necessários para manutenção e montagem da estrutura, como pode ser visto na Figura 5, que apresenta uma parte da longarina da aeronave JAS 39 Gripen (Ireman, 1999).

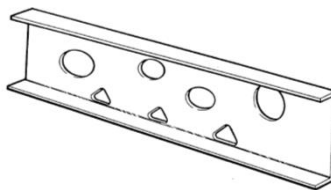


Figura 5 – Segmento da longarina da aeronave JAS 39 Gripen (Ireman, 1999)

A metodologia de projeto de laminados que contêm furos de fixação e furos de passagem requer um conhecimento detalhado da distribuição de tensão na vizinhança do furo. Esta distribuição de tensão pode ser determinada por métodos analíticos e numéricos, como simulações pelo método dos elementos finitos (FEM), dependendo do grau de simplificação introduzido (Ireman, 1999).

O processo de furação de materiais compósitos, independente da área de aplicação, é considerado uma operação crítica devido à tendência de delaminação quando da face oposta à furação. Com relação ao componente usinado, as principais desvantagens estão relacionadas com a delaminação superficial, arrancamento de fibra/resina e rugosidade inadequada da parede do furo. Dentre os defeitos provocados pela furação, a delaminação é um dos mais críticos (Abrão, Faria, Rubio, Reis, & Davim, 2007). Exemplos de danos internos apresentados durante processos de furação de materiais compósitos estão apresentados na Figura 6.

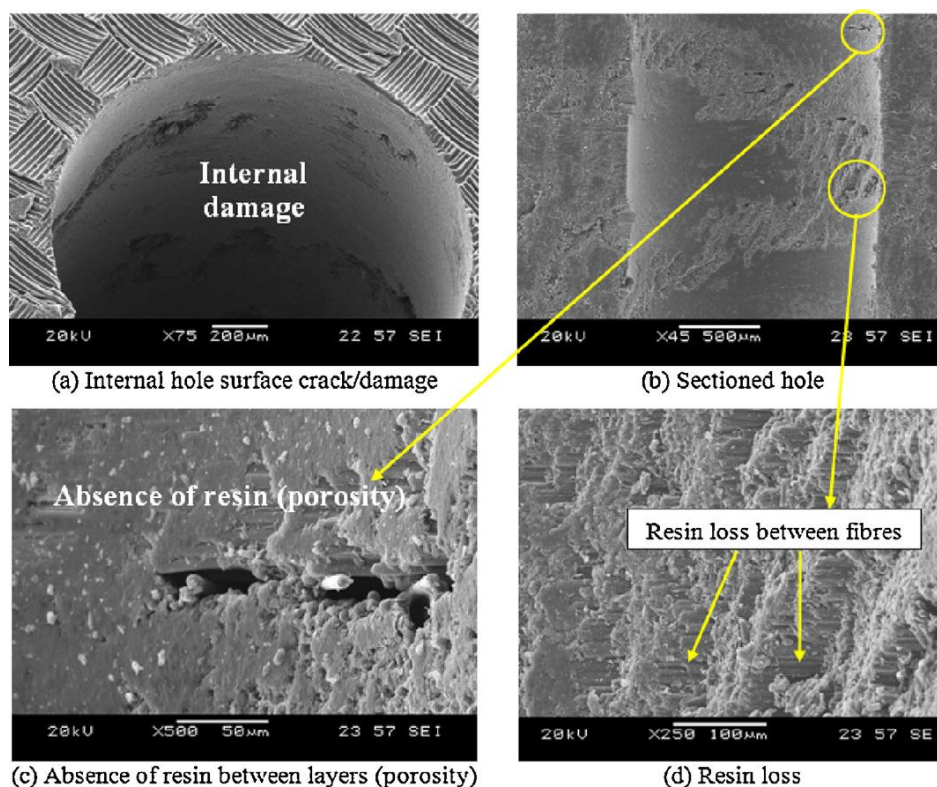


Figura 6 – Defeitos provocados pelo processo de furação. (a) Dano/trinca na superfície interna do furo; (b) Furo seccionado; (c) Ausência de resina entre as lâminas (porosidade); (d) Perda de resina entre as fibras. (Shyha, Soo, Aspinwall, & Bradley., 2010)

Dois mecanismos de delaminação diferentes provocados pelo processo de furação em compósitos laminados, normalmente denominados como *peel-up* e *push-down*, estão mostrados na Figura 7. No mecanismo de delaminação *peel-up*, devido ao avanço da broca, as lâminas superiores tendem a serem puxadas pelas superfícies de corte da broca ao invés de serem cortadas. Este dano pode ser evitado utilizando-se baixas velocidades de avanço. A delaminação por *push-down* é resultante do efeito de entalhe causado pela quase estacionária aresta de corte da broca, agindo sobre as lâminas não cortadas do laminado. A delaminação acontece quando a força exercida pela broca ultrapassa a resistência à fratura interlaminar das lâminas. O método mais utilizado para reduzir a delaminação *push-down* é usar uma placa de apoio na superfície oposta da peça a ser trabalhada (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013).



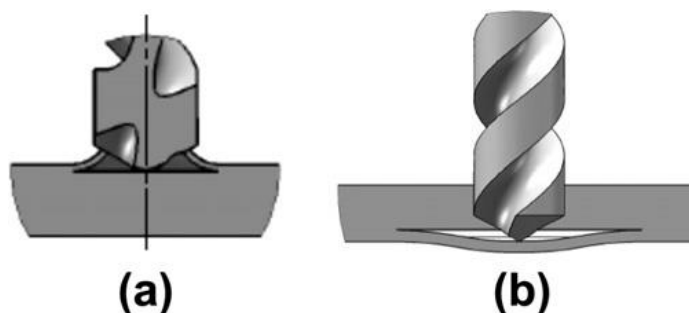


Figura 7 – Mecanismos de delaminação. (a) *peel-up*; (b) *push down* (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013).

A geometria da ferramenta é também um aspecto relevante a ser considerado em furações de plásticos reforçados com fibras, particularmente quando a qualidade do furo a ser usinado é crítica. O efeito dos parâmetros de usinagem é outro aspecto importante a ser considerado. Velocidades de corte de 20 a 60 m/min são normalmente utilizadas, enquanto que velocidades de avanço abaixo de 0,3 mm/rev são frequentes. A velocidade de corte não é um fator limitante em furações de compósitos poliméricos, particularmente utilizando-se metais duros. Portanto, o uso de velocidades de corte abaixo de 60 m/min pode ser explicado pela máxima velocidade rotacional de máquinas ferramentas convencionais, uma vez que o uso de brocas com diâmetro acima de 10 mm é raramente relatado. Outro motivo para manter as velocidades de corte abaixo de 60 m/min pode residir no fato de que maiores velocidades de corte levam a maiores temperaturas de corte, que por sua vez podem causar amolecimento da matriz. O uso de velocidades de avanço abaixo de 0,3 mm/rev pode estar associado ao dano de delaminação provocado quando este parâmetro é aumentado (Abrão, Faria, Rubio, Reis, & Davim, 2007). A Figura 8 apresenta o gráfico representativo da relação velocidade de corte x velocidade de avanço para brocas de aço rápido (HSS) e de carbeto de tungstênio (WC).

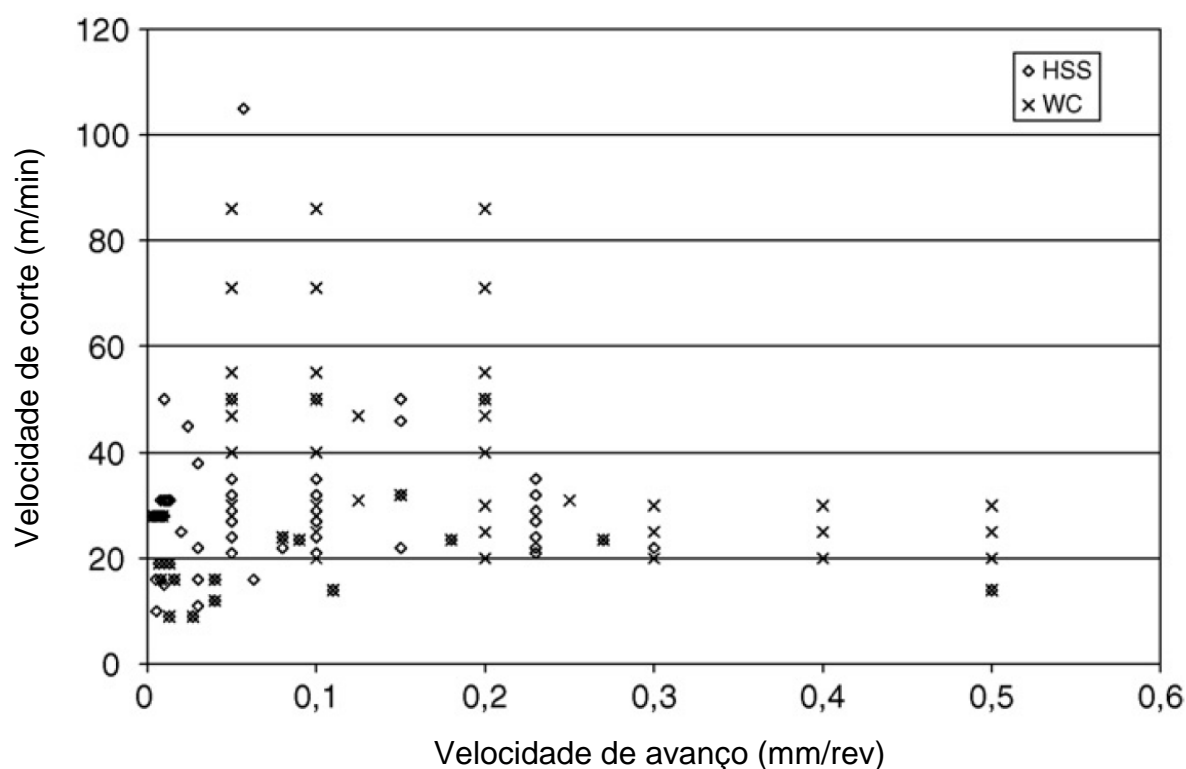


Figura 8 – Velocidades de corte e de avanço tipicamente empregadas em furações de compósitos poliméricos com brocas de aço rápido (HSS) e de carbeto de tungstênio (WC) (Abrão, Faria, Rubio, Reis, & Davim, 2007).

A delaminação está entre as principais preocupações durante furações de materiais compósitos reforçados com fibras, ao passo que a avaliação do dano de delaminação induzido pela furação no material é bastante difícil, particularmente para compósitos à base de fibra de carbono, que devido à sua cor, dificulta a inspeção visual (Tsao & Hocheng, 2004).

A técnica não destrutiva mais comum utilizada para quantificar a delaminação é baseada na determinação do fator de delaminação. Este fator tem sido usado para caracterizar a delaminação tanto na entrada como na saída do furo, e é dado pela Equação (01):

$$F_d = \frac{D_{max}}{D_0} \quad (01)$$

Onde  $D_{max}$  é o diâmetro máximo da zona danificada e  $D_0$  o diâmetro do furo (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013), conforme mostrado na Figura 9.

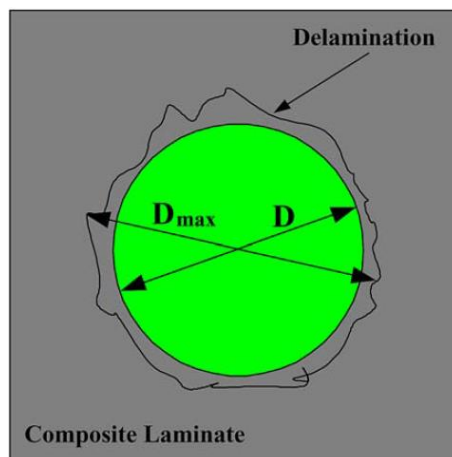


Figura 9 – Esquema do fator de delaminação com ultrassom C-Scan. (Tsao & Hocheng, 2004)

Testes experimentais foram realizados com um laminado epóxi/fibra de carbono com 55 % de fibra de carbono, confeccionado em autoclave, com orientação  $0^{\circ}/90^{\circ}$  e 3 mm de espessura. A furação foi realizada utilizando-se 3 diferentes tipos de broca, apresentadas na Figura 10, com 5 mm de diâmetro cada. Foi utilizada uma broca helicoidal com ângulo de ponta de  $140^{\circ}$  (R415), uma broca *four-flute* (R950) e uma broca *SPUR* (utilizada para furar madeiras) (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013).

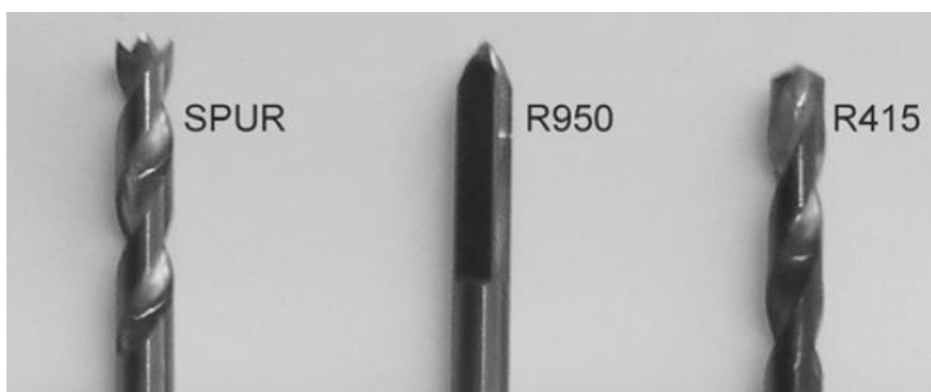


Figura 10 – Brocas utilizadas nos ensaios (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013).

Os parâmetros estudados nos testes experimentais estão apresentados na Tabela 1.

Tabela 1 – Parâmetros de usinagem utilizados (Grilo, Paulo, Silva, &amp; Davim, 2013).

Velocidade rotacional (RPM)	Velocidade de avanço (mm/min)				
	0,05 mm/rev	0,1 mm/rev	0,15 mm/rev	0,2 mm/rev	0,3 mm/rev
2250	112,5	225	337,5	450	675
4500	225	450	675	900	1350
6750	337,5	675	1012,5	1350	2025

Seguindo esses parâmetros, a broca para madeira (*SPUR*) apresentou furos sem delaminação para todas as condições de corte, tanto na saída como na entrada do furo. Grande parte dos furos realizados pela broca helicoidal apresentou uma pequena delaminação, tanto na entrada como na saída dos furos. Com a broca *four-flute*, os furos apresentaram ocasionalmente material não cortado no lado de saída da broca, entretanto, não foi constatada delaminação no lado de entrada (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013).

### 2.3. MECÂNICA DOS COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS CONTÍNUAS

O comportamento e propriedades mecânicas de estruturas laminadas de compósitos podem ser calculados a partir da teoria de laminados. As hipóteses aplicadas às fibras é que as mesmas são homogêneas, apresentam comportamento linear elástico, estão perfeitamente alinhadas, e igualmente espaçadas entre si, como os arranjos apresentados na Figura 11. Para a matriz tem-se, como para as fibras, a homogeneidade e o comportamento linear elástico, além de apresentarem propriedades mecânicas isotrópicas.

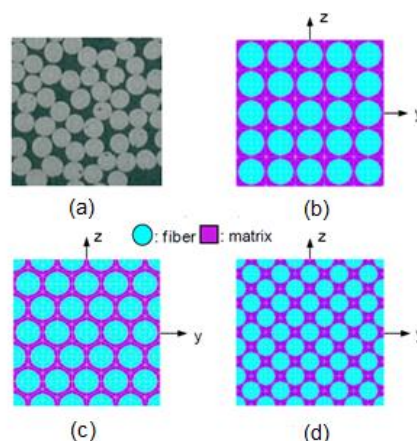


Figura 11 – Arranjo das fibras na matriz: (a) Situação real; (b) Arranjo quadrático; (c) Arranjo hexagonal; (d) Arranjo em forma de diamante (Jin, Huang, Lee, & Ha, 2011).

Nas equações apresentadas a seguir, a revisão sobre o efeito da aplicação de momentos fletores e torsores não será apresentada pelo fato da ausência dos mesmos na realização dos ensaios neste trabalho, e do laminado em estudo apresentar a condição de simetria em relação ao plano médio e ser balanceado.

### 2.3.1 RELAÇÃO TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA LÂMINAS

Considerando-se um caso específico de uma lâmina ortotrópica, onde seus eixos geométricos (x,y) coincidem com as direções das fibras de reforço (1,2) e da aplicação dos carregamentos, em um sistema bidimensional (2-D), a relação entre tensão e deformação na lâmina pode ser dada pelas Equações (02) e (03).

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{21}/E_2 & 0 \\ -\nu_{12}/E_1 & 1/E_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1/G_{12} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = [S] \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (02)$$

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{21} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = [Q] \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} \quad (03)$$

Onde:

$$Q_{11} = \frac{E_1}{1-\nu_{12} \cdot \nu_{21}}; \quad Q_{12} = \frac{\nu_{12} \cdot E_2}{1-\nu_{12} \cdot \nu_{21}} = Q_{21} = \frac{\nu_{21} \cdot E_1}{1-\nu_{12} \cdot \nu_{21}};$$

$$Q_{22} = \frac{E_2}{1-\nu_{12} \cdot \nu_{21}}; \quad Q_{66} = G_{12}$$

Considerando-se agora uma lâmina onde os eixos geométricos e de aplicação das cargas (x,y) não coincidem com a direção das fibras (1,2), divergindo entre si em um determinado ângulo  $\theta$ , conforme mostrado na Figura 12, as relações entre tensão e deformação podem ser representadas pelas Equações (04) e (05).

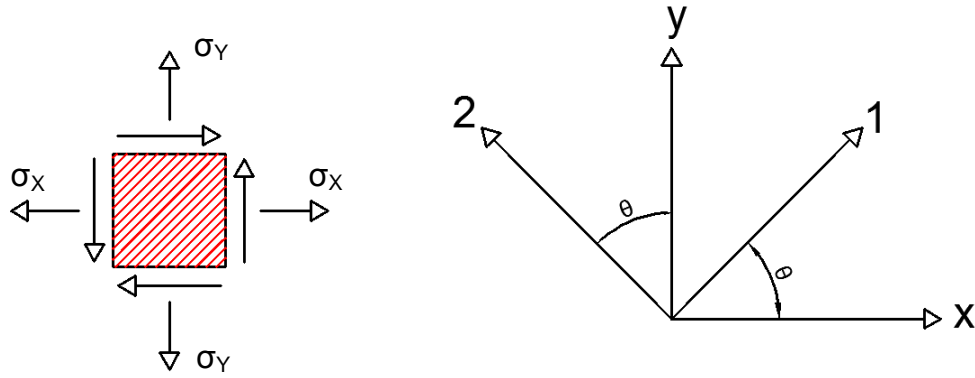


Figura 12 – Carregamentos e coordenadas em uma lâmina anisotrópica.

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = [T]^{-1} \cdot [Q] \cdot [T]^{-T} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = [\bar{Q}] \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (04)$$

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = [T]^T \cdot [S] \cdot [T] \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = [\bar{S}] \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (05)$$

Onde  $[T]$  corresponde à matriz de transformação e seus valores podem ser encontrados a partir da Equação (06).

$$[T] = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & 2mn \\ n^2 & m^2 & -2mn \\ -mn & mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix}; [T]^{-1} = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & -2mn \\ n^2 & m^2 & 2mn \\ mn & -mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix} \quad (06)$$

Onde  $m = \cos\theta$  e  $n = \sin\theta$ .

Para facilitar a determinação da matriz  $[\bar{Q}]$ , utilizam-se invariantes de modo a contornar as operações matriciais, que podem ser determinadas a partir do conjunto de Equações (07).

$$\begin{aligned} U_1 &= (3Q_{11} + 3Q_{22} + 2Q_{12} + 4Q_{66})/8 \\ U_2 &= (Q_{11} - Q_{22})/2 \\ U_3 &= (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - 4Q_{66})/8 \\ U_4 &= (Q_{11} + Q_{22} + 6Q_{12} - 4Q_{66})/8 \\ U_5 &= (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} + 4Q_{66})/8 \end{aligned} \quad (07)$$

Os componentes da matriz  $[\bar{Q}]$  podem então ser determinados de acordo com o conjunto de Equações (08).

$$\begin{aligned}
 \bar{Q}_{11} &= U_1 + U_2 \cos 2\theta + U_3 \cos 4\theta \\
 \bar{Q}_{22} &= U_1 - U_2 \cos 2\theta + U_3 \cos 4\theta \\
 \bar{Q}_{12} &= U_4 - U_3 \cos 4\theta \\
 \bar{Q}_{66} &= U_5 - U_3 \cos 4\theta \\
 \bar{Q}_{16} &= \frac{U_2}{2} \sin 2\theta + U_3 \sin 4\theta \\
 \bar{Q}_{26} &= \frac{U_2}{2} \sin 2\theta - U_3 \sin 4\theta
 \end{aligned} \tag{08}$$

### 2.3.2 PLACAS LAMINADAS NO ESTADO PLANO DE TENSÕES

Na Figura 13 é mostrada uma estrutura laminada delgada, com lâminas perfeitamente aderidas umas às outras, e submetida aos carregamentos aplicados no seu plano médio.

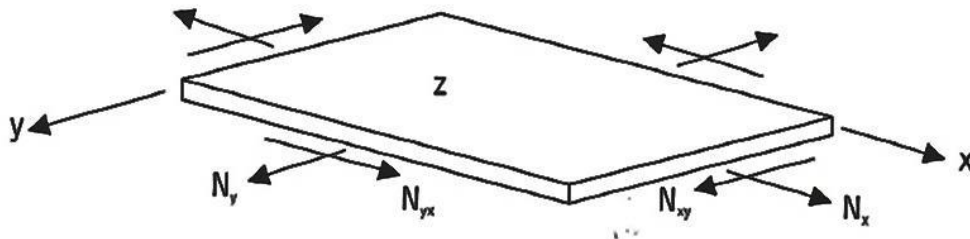


Figura 13 – Resultantes de tensão orientadas positivamente e aplicadas no plano médio da placa (Neto & Pardini, 2006).

Na teoria de placas laminadas, utilizam-se vetores 3x1 de resultantes de tensões  $\{N\}$ , os quais contêm esforços mecânicos simultâneos nas direções x, y e no plano (x,y), integrados em z, e que são aplicados no plano médio da placa, e definidos como mostrado na Equação (09):

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \int_{-t/2}^{t/2} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}_k dz; \tag{09}$$

Sendo  $k$  relativo a uma lâmina genérica,  $1 \leq k \leq N$ , e  $z$  uma direção perpendicular em relação ao plano médio do laminado (Neto & Pardini, 2006).

As resultantes de tensões  $\{N\}$  correspondem à integral, em  $z$ , das duas tensões normais  $(\sigma_x$  e  $\sigma_y)_k$  e à de cisalhamento  $(\tau_{xy})_k$  nas camadas  $k$ , ao longo de toda a espessura do laminado, e tem dimensão de força por unidade de largura da placa (Neto & Pardini, 2006).

Em uma placa simétrica,  $\{N\}$  só provoca deformações normais ( $\epsilon$ ) e angulares ( $\gamma$ ) no plano médio da placa ( $\epsilon_{x0}$ ,  $\epsilon_{y0}$ , e  $\gamma_{xy0}$ ). Os subscritos (0) são adotados, pois referem-se ao plano médio  $z=0$  (Neto & Pardini, 2006).

A integração da Equação (09) resulta em:

$$\{N\} = \sum_{k=1}^N [\bar{Q}]_k (z_k - z_{k-1}) \cdot \{\epsilon_0\} \quad (10)$$

Para o caso de carregamentos apenas no plano em uma placa laminada simétrica,  $\{N\}$  estará relacionado diretamente com o vetor  $\{\epsilon_0\}$ , por isso, na Equação (10) é possível definir a matriz  $[A]$  denominada de matriz de rigidez extensional no plano (Neto & Pardini, 2006)

$$A_{i,j} = \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{i,j})_k [z_k - z_{k-1}] \quad (11)$$

Com isto, a Equação (10) pode ser escrita como:

$$\{N\} = [A] \cdot \{\epsilon_0\} \quad (12)$$

### 2.3.3 CRITÉRIOS DE FALHA EM COMPÓSITOS

A previsão de falha em laminados compósitos é ainda objeto de grande debate por parte de pesquisadores. Danos devido a diferentes mecanismos de falhas podem ocorrer em um laminado compósito, dependendo de fatores como sequência de empilhamento, como pode ser observado na Figura 14 (Mallick, 2007) e (Ireman, 1999).



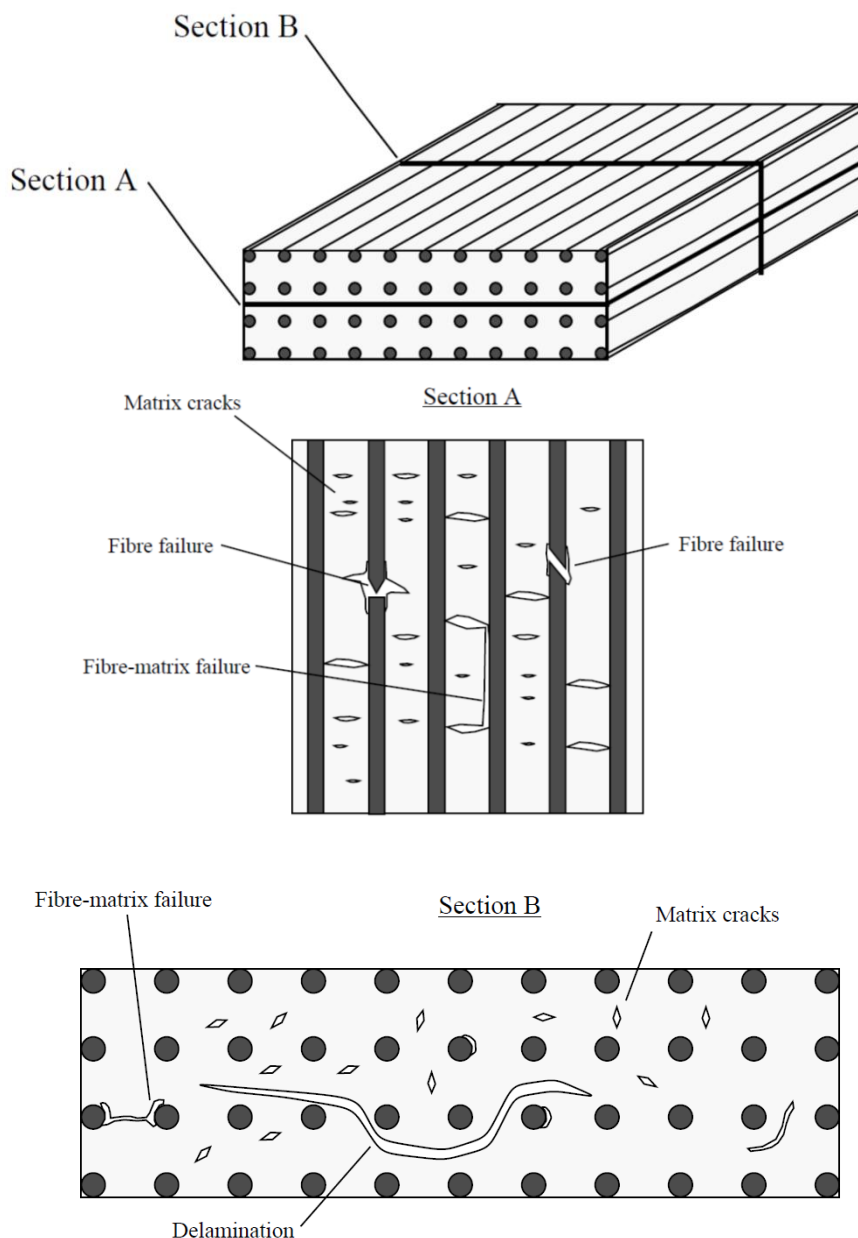


Figura 14 – Mecanismos de falhas ocorrentes em compósitos laminados (Ireman, 1999).

Estes modos de falha incluem ruptura do reforço, surgimento de trincas na matriz, ruptura da interface reforço-matriz e delaminação. As trincas na matriz normalmente ocorrem primeiro e a densidade de trincas aumenta com o aumento do carregamento. Quando as trincas na matriz estão suficientemente próximas, uma falha na interface reforço-matriz entre duas trincas pode ocorrer formando uma pequena delaminação. Se o carregamento primário na estrutura for compressivo, uma instabilidade local irá ocorrer quando um certo nível de delaminação e trincas na matriz for alcançado. Se o carregamento primário for de tração e o empilhamento

de lâminas for bem distribuído, a falha do laminado será controlada pela falha do reforço. Delaminações podem também ocorrer devido à alta tensão interlaminar como a que acontece na borda livre de um furo (Ireman, 1999). Apesar disso, a fratura transversal da matriz é frequentemente considerada um modo de falha benigno, por provocar apenas uma pequena redução na rigidez total de uma estrutura (Camanho, Dávila, Pinho, Iannucci, & Robinson., 2006).

A previsão de falha para um laminado requer o conhecimento das tensões e deformações em cada lâmina, que são calculadas a partir das equações apresentadas nas seções 2.3.1 e 2.3.2. As tensões ou deformações nas lâminas nas direções dos carregamentos são transformadas em tensões ou deformações nas direções principais do material para cada lâmina, que são então utilizadas em uma teoria de falha apropriada para verificar se ocorreu a falha da mesma (Mallick, 2007).

Considerando o mesmo sistema de coordenadas adotado na Figura 12, as tensões e deformações presentes nas direções principais da lâmina podem ser encontradas em função das tensões e deformações nas direções do carregamento, a partir das Equações (13) e (14).

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = [T] \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (13)$$

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = [T]^{-T} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (14)$$

Muitas teorias para previsão de falha em lâminas unidirecionais sob estados planos de tensão foram propostas e, dentre as mais simples, está a conhecida como Teoria da Tensão Máxima. Entretanto, as mais comumente usadas são a Teoria da Deformação Máxima, Azzi-Tsai-Hill, Tsai-Wu e Puck. As Teorias da Tensão Máxima e da Deformação Máxima são operacionalmente simples, entretanto não há interação entre as resistências para as diferentes direções da lâmina (Mallick, 2007).

A Teoria de Azzi-Tsai-Hill propõe que a falha ocorre em uma lâmina ortotrópica se e quando a igualdade da Equação (15) é satisfeita (Mallick, 2007).

$$\frac{\sigma_1^2}{X^2} - \frac{\sigma_1 \cdot \sigma_2}{X^2} + \frac{\sigma_2^2}{Y^2} + \frac{\tau_{12}^2}{S^2} = 1 \quad (15)$$

Onde X, Y e S correspondem às resistências à tração nas direções 1 e 2, e à resistência ao cisalhamento, respectivamente.

A teoria de Tsai-Wu está descrita na Equação (16).

$$\frac{\sigma_1^2}{XX'} + \frac{2 \cdot F_{xy}^* \sigma_1 \sigma_2}{\sqrt{XX'YY'}} + \frac{\sigma_2^2}{YY'} + \frac{\tau_{12}^2}{S^2} + \left[ \frac{1}{X} - \frac{1}{X'} \right] \sigma_1 + \left[ \frac{1}{Y} - \frac{1}{Y'} \right] \sigma_2 = 1 \quad (16)$$

Onde X, X', Y, Y' e S correspondem às resistências à tração e compressão nas direções 1 e 2, e a resistência ao cisalhamento, respectivamente. O termo de interação  $F_{xy}^*$  é normalmente utilizado como -1/2.

A Figura 15, Figura 16 e a Figura 17 correlacionam os valores de resistência entre algumas dessas teorias.

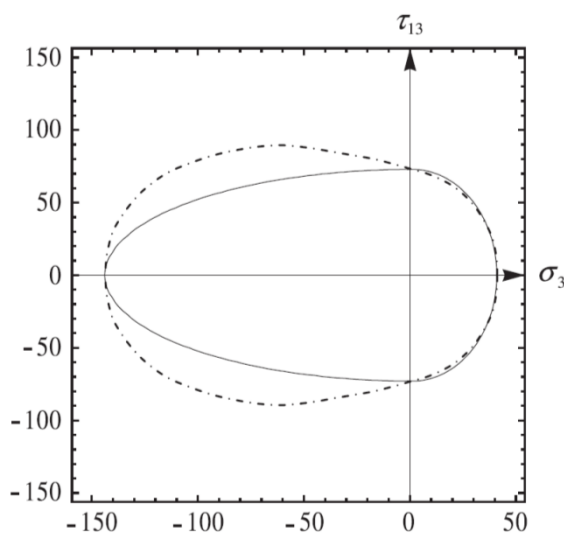


Figura 15 – Envelope de falha para os critérios de Azzi-Tsai-Hill (—) e Puck (— · —) para carregamentos combinados (Kober & Kühhorn., 2012).

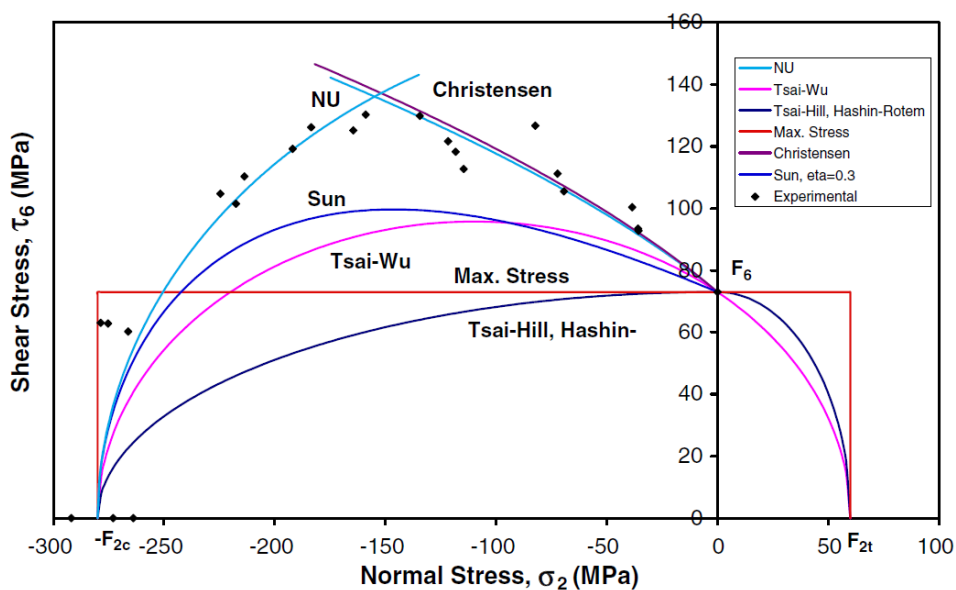


Figura 16 – Comparação entre diversos critérios de falha para um carregamento combinado (Daniel, Luo, Schubel, & Werner., 2009).

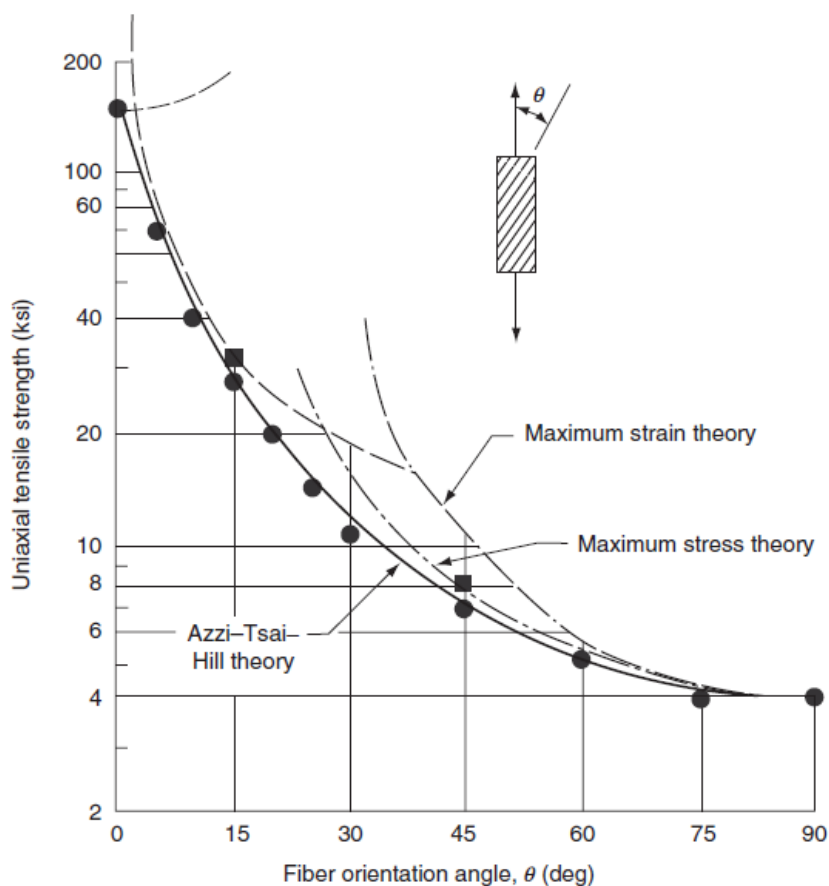


Figura 17 – Comparação de valores de resistência reais com as Teorias da Tensão Máxima, Deformação Máxima e de Azzi-Tsai-Hill (Mallick, 2007) apud (Azzi & Tsai, 1965).

### 2.3.4 EFEITO DE ESCALA E SEQUÊNCIA DE EMPILHAMENTO NA RESISTÊNCIA DE LAMINADOS

A resistência de um volume de material uniformemente tensionado é determinada por sua parte mais fraca, dependente portanto do tamanho de sua maior falha. Defeitos tendem a ser aleatoriamente distribuídos nos materiais, e maiores volumes de material tem uma maior probabilidade de conter uma maior falha, dando origem a um efeito de escala no componente (Wisnom M. R., 1999).

Um efeito de escala é definido como sendo uma mudança na resistência do material devido a variações nas dimensões do corpo de prova, e este fenômeno existe em materiais compósitos. Isto é importante no processo de dimensionamento de grandes estruturas a partir do levantamento de dados utilizando-se pequenos corpos de prova, apesar do efeito de escala não ser considerado em alguns critérios de falhas muito utilizados pela indústria para a concepção de estruturas em materiais compósitos (Wisnom M. R., 1999) e (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008).

Os resultados dos ensaios conduzidos por Wisnom et al em lâminas unidirecionais orientadas a 0° estão apresentados na Tabela 2. Os fatores de escala aplicados aos corpos de prova foram 2, 4 e 8, a partir da condição de base (espessura = 0,5 mm).

Tabela 2 – Valores das resistências para lâminas unidirecionais (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008)

Espessura (mm)	Comprimento útil (mm)	Largura (mm)	Tensão de falha (MPa)
0,5	30	5	2806
1	60	10	2687
2	120	20	2553
4	240	40	2410

Os corpos de prova apresentaram uma redução progressiva na resistência na medida em que suas dimensões foram incrementadas, com uma diminuição de 14 % quando são comparados os valores obtidos no menor corpo de prova com o maior (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008). Estes ensaios avaliaram também a influência do efeito de escala em laminados quase-isotrópicos com configuração  $[45_m/90_m/-45_m/0_m]_{nS}$ , entretanto, quando aplicam-se fatores de escala para espessuras de

laminados, há a opção de aplicar estes fatores ao nível da lâmina (m) ou ao nível do sub-laminado (n). Os resultados dos testes estão apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 – Valores das resistências para laminados quase-isotrópicos (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008).

Caso	Laminado	Tensão na falha (MPa)	Modo de falha
n=4	[45/90/-45/0] <sub>4S</sub>	929	Delaminação na interface 45°/90° / falha na fibra.
n=2	[45/90/-45/0] <sub>2S</sub>	911	Delaminação na interface 45°/90° / falha na fibra.
n=1;m=1	[45/90/-45/0] <sub>S</sub>	842	Delaminação na interface 45°/90° / falha na fibra.
m=2	[45 <sub>2</sub> /90 <sub>2</sub> /-45 <sub>2</sub> /0 <sub>2</sub> ] <sub>S</sub>	660	Delaminação na interface 0°/-45° / falha na fibra.
m=4	[45 <sub>4</sub> /90 <sub>4</sub> /-45 <sub>4</sub> /0 <sub>4</sub> ] <sub>S</sub>	458	Delaminação na interface 0°/-45°
m=8	[45 <sub>8</sub> /90 <sub>8</sub> /-45 <sub>8</sub> /0 <sub>8</sub> ] <sub>S</sub>	321	Delaminação na interface 0°/-45°

De acordo com os dados apresentados na Tabela 3, os efeitos de escala nos laminados podem ser substanciais, o que requer cautela na aplicação de critérios de falha simples que desconsideram a influência desse fenômeno. Como todos os laminados apresentados na Tabela 3 possuem a mesma proporção de lâminas nas diferentes orientações, qualquer critério de falha convencional para compósitos laminados, baseado nas tensões e deformações no nível da lâmina, iriam prever a mesma resistência para estes laminados (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008).

Para os laminados cujo fator de escala foi aplicado ao nível da lâmina (m=2, m=4 e m=8), cujo modo de falha foi predominantemente por delaminação, baseando-se na lógica da mecânica da fratura simples, verificou-se que dobrando-se a espessura equivalente da lâmina, dobra-se também a quantidade de energia disponível por unidade de área delaminada, resultando em uma redução de  $\sqrt{2}$  na tensão de falha. De maneira similar, dividindo-se por 2 a espessura equivalente da lâmina, a resistência irá aumentar na mesma proporção (Wisnom & Hallett, 2009).

Para os laminados com dimensões iguais ( $m=n=2$  e  $m=n=4$ ), houve uma diminuição do valor de resistência à tração quando o fator de escala foi aplicado ao nível da lâmina. Isto pode ser explicado devido ao número de interfaces interlaminares ser maior quando o fator de escala é aplicado ao nível do sublaminado, aumentando a quantidade de energia necessária para a delaminação das lâminas orientadas fora do eixo do carregamento, diminuindo a sollicitação na lâmina orientada a  $0^\circ$ . Além disso, a intercalação de lâminas com orientações diferentes tendem a dificultar a propagação de trincas na direção correspondente à espessura do laminado, retardando o início de delaminações.

Diferente do que aconteceu para o laminado unidirecional e o quase-isotrópico com fator de escala aplicado ao nível da lâmina, aumentando-se o tamanho do corpo de prova e aplicando-se um fator de escala ao nível do sublaminado ( $n=1 \rightarrow n=2 \rightarrow n=4$ ), observa-se um aumento na resistência do corpo de prova. Isto pode ser explicado devido à presença de múltiplos sublaminados, que inibem o início da delaminação na borda livre a partir das lâminas superficiais, delaminação essa que precede a falha das fibras nas lâminas orientadas a  $0^\circ$  (Wisnom M. R.).

Efeitos semelhantes foram observados em ensaios de compressão, onde verificou-se o comportamento de compósitos laminados espessos de fibra de carbono com matriz epóxi quando submetidos a carregamentos de compressão estáticos. Para este estudo foram confeccionados laminados com as configurações  $[0_m/90_{2m}/0_m]_n$ , onde “m” assumiu os valores  $m=40,20,10,5,2,1$  e “n”  $n=1,2,4,8,20,40$ . Todos os corpos de prova continham um total de 160 lâminas, sendo 80 orientadas a  $0^\circ$  e 80 orientadas a  $90^\circ$ , com 24 mm de espessura nominal. A influência da sequência de empilhamento nos valores do módulo de rigidez nos ensaios de compressão foi muito pequena, ao contrário do que aconteceu com a resistência à compressão, como pode ser visto no gráfico apresentado na Figura 18 (Lin, Liu, Kuo, & Chen, 2010).

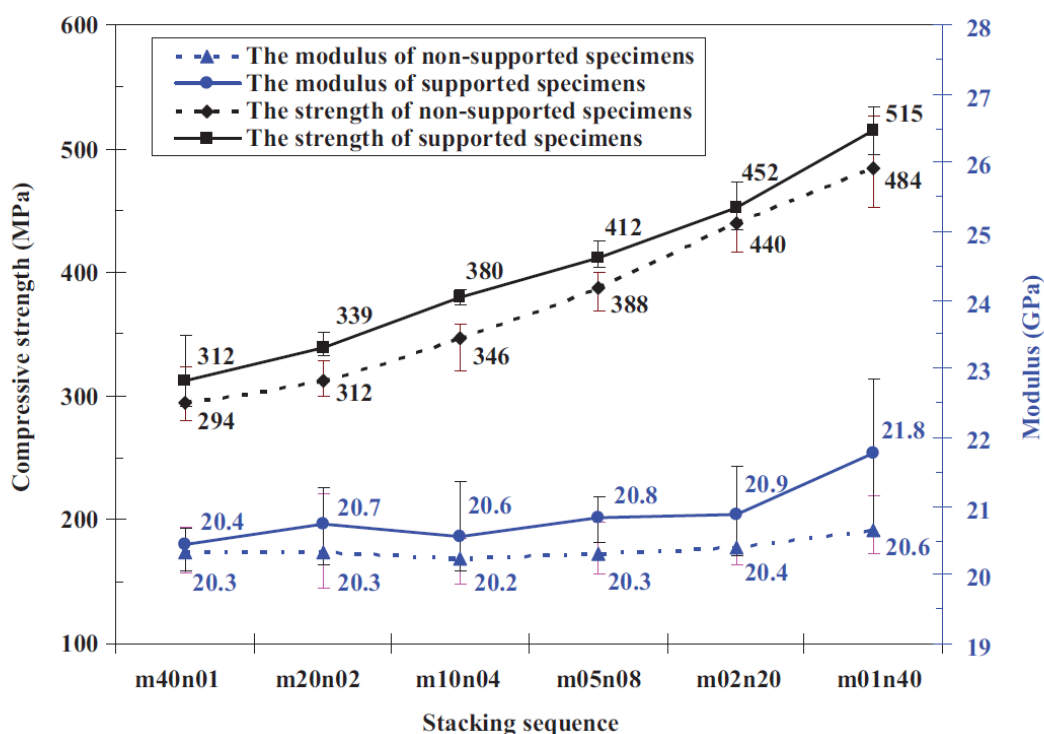


Figura 18 – Influência na resistência à compressão e no módulo de rigidez pela variação da sequência de empilhamento (Lin, Liu, Kuo, & Chen, 2010).

A resistência à compressão cresce quase que linearmente com o aumento do número de interfaces interlaminares. Isto mostra que a sequência de empilhamento é um parâmetro importante, que influencia a resistência à compressão em compósitos (Lin, Liu, Kuo, & Chen, 2010).

Em geral, lâminas com espessura menor possuem uma maior resistência do que lâminas mais espessas. As resistências “*in situ*” de uma lâmina também dependem de sua localização no laminado, ou seja, se é uma lâmina posicionada entre outras lâminas com diferentes orientações, ou, uma lâmina localizada na superfície do laminado. As lâminas localizadas na superfície do laminado apresentam uma maior tendência a fraturas superficiais por possuírem uma superfície livre (Camanho, Dávila, Pinho, Iannucci, & Robinson., 2006).

### 2.3.5 CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO EM LAMINADOS COMPÓSITOS

A presença de pontos de concentração de tensão é um tópico importante e uma das diretrizes de projeto para estruturas fabricadas em materiais compósitos (Wisnom, Hallett, & Soutis, 2010)



Sabe-se que a presença de um entalhe em um componente sob tensão gera tensões localizadas na raiz do entalhe. A razão entre a tensão máxima na raiz do entalhe e a tensão nominal é denominada fator concentração de tensão (Mallick, 2007), como pode ser visto na Equação (17).

$$\frac{\sigma_N}{\sigma_{Ut}} = K_T \quad (17)$$

Onde  $\sigma_N$ ,  $\sigma_{Ut}$  e  $K_T$  correspondem respectivamente às tensões máximas na raiz do entalhe, a tensão nominal e o fator concentração de tensão.

Os mecanismos de danos e de falhas presentes durante o ciclo de aplicação do carregamento em um laminado são amplificados devido à presença de um ponto de concentração de tensão, provocando uma vasta gama de efeitos que não estão presentes em laminados sem concentração de tensão. A sensibilidade de um laminado ao entalhe é dependente de muitos fatores, incluindo o tamanho do laminado e espessura, tamanho e geometria do entalhe, orientação e espessura das lâminas, a qualidade da usinagem, e os constituintes do material (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

Para uma placa isotrópica com furo de diâmetro infinitesimal, o fator concentração de tensão é 3. Para um laminado simétrico ortotrópico e com um furo de diâmetro infinitesimal, o fator concentração de tensão é dado pela Equação (18) (Mallick, 2007).

$$K_T = 1 + \sqrt{\frac{2}{A_{22}} \left( \sqrt{A_{11}A_{22}} - A_{12} + \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{2A_{66}} \right)} \quad (18)$$

Onde  $A_{11}$ ,  $A_{12}$ ,  $A_{22}$  e  $A_{66}$  são as componentes da matriz de rigidez  $[A]$ , apresentada na Equação (11).

A Equação (18) apresenta um fator concentração de tensão independente do diâmetro do furo, o que não acontece para uma situação real. Modelos analíticos para a definição do fator concentração de tensão em placas ortotrópicas com dimensões finitas não estão disponíveis. Estes fatores são definidos pelo método

dos elementos finitos ou por técnica experimentais com extensometria (Mallick, 2007).

Whitney e Nuismer propuseram dois critérios de tensão para prever a resistência de compósitos com pontos de concentração de tensão (Mallick, 2007) apud (Whitney & Nuismer, 1974) e (Nuismer & Whitney, 1975). São eles o critério da tensão pontual e o critério da tensão média. A capacidade de pequenas regiões suportarem tensões que excedem a resistência do material é a base desses critérios. Estes critérios postulam que a falha de um compósito com pontos de concentração de tensão ocorre quando um volume de tamanho finito, próximo ao ponto de concentração de tensão, é solicitado a uma tensão superior àquela medida em casos sem concentração de tensão (Iarve, Mollenhauer, Whitney, & Kim, 2006).

De acordo com o critério da tensão pontual, a falha irá ocorrer quando a tensão a uma distância  $d_0$  do perímetro da área do entalhe for maior ou igual à tensão de resistência do material sem pontos de concentração de tensão. Esta distância  $d_0$  é definida como uma propriedade do material, independente da geometria do laminado e da distribuição de tensão. O valor de  $d_0$  representa a distância onde irá ocorrer um defeito de tamanho suficiente para dar início à falha (Mallick, 2007).

Pelo critério da tensão pontual para um laminado com um furo de raio  $R$ , a razão entre a resistência com entalhe ( $\sigma_N$ ) e sem entalhe ( $\sigma_{Ut}$ ) pode ser definida pela Equação (19)

$$\frac{\sigma_N}{\sigma_{Ut}} = \frac{2}{2 + \lambda_1^2 + 3\lambda_1^4 - (K_T - 3)(5\lambda_1^6 - 7\lambda_1^8)} \quad (19)$$

Onde  $\lambda_1 = \frac{R}{R + d_0}$  e  $K_T$  corresponde ao fator definido na Equação (17).

De acordo com o critério da tensão média, a falha do laminado irá ocorrer quando a tensão média em uma distância  $a_0$  do perímetro da área do entalhe atinge a tensão de resistência do material intacto. Esta distância é definida como uma propriedade do material e representa a distância na qual surge uma falha no laminado devido a altas tensões localizadas (Mallick, 2007).

Pelo critério da tensão média, considerando um laminado com um furo de raio R, a razão entre a resistência com entalhe ( $\sigma_N$ ) e sem entalhe ( $\sigma_{Ut}$ ) pode ser definida pela Equação (20).

$$\frac{\sigma_N}{\sigma_{Ut}} = \frac{2(1-\lambda_2)}{2-\lambda_2^2-3\lambda_2^4+(K_T-3)(\lambda_2^6-\lambda_2^8)} \quad (20)$$

Onde  $\lambda_2 = \frac{R}{R+a_0}$  e  $K_T$  corresponde ao fator definido na Equação (18).

Ambas as Equações (19) e (20) mostram que  $\sigma_N$  diminui com o aumento de R. Para valores de  $R \rightarrow 0$ ,  $\sigma_N \rightarrow \sigma_{Ut}$ . Para  $R \rightarrow \infty$ ,  $\lambda_1$  e  $\lambda_2 \rightarrow 1$ ,  $\sigma_N = \frac{\sigma_{Ut}}{K_T}$  (Mallick, 2007).

Ensaio realizados por Whitney & Kim mostraram que a resistência à tração de laminados é fortemente afetada pela sequência de empilhamento, e que a resistência à tração com a presença de pontos de concentração de tensão é pouco afetada, conforme dados apresentados na Tabela 4 (Mallick, 2007) apud (Whitney & Kim, 1977).

Tabela 4 – Valores de resistência à tração média para laminados com sequência de empilhamento diferentes com e sem entalhes (Mallick, 2007) apud (Whitney & Kim, 1977)

Condição do teste	Valores para resistência à tração média (MPa)	
	$[\pm 45/0/90]_s$ Epóxi/Carbono T300	$[90/0/\pm 45]_s$ Epóxi/Carbono T300
Sem entalhe	451	499,3
Furo de 2,5 mm de diâmetro	331,7	322,8
Furo de 7,5 mm de diâmetro	273,1	273,1
Furo de 15,0 mm de diâmetro	235,2	233,1
Trinca com 2,5 mm de largura	324,2	325,5
Trinca com 7,5 mm de largura	268,3	255,9
Trinca com 15,0 mm de largura	222,1	214,5

Sob condições de carregamento de tração uniaxial, o laminado sem entalhe de configuração  $[\pm 45/0/90]_s$  falha por delaminação total na borda lateral devido à

presença de tensões de tração interlaminares normais na direção da espessura. Em contraste, a tensão interlaminar nas arestas para o laminado  $[90/0/\pm 45]_S$ , sob condições similares de carregamento, é de natureza compressiva e não são encontradas delaminações nas arestas livres nesses laminados. Quando com entalhe, ambos os laminados falham pela iniciação e propagação de trincas de tração que surgem no perímetro do furo, independentemente da distribuição de tensão interlaminar nas bordas livres do furo ou do perímetro do corpo de prova (Mallick, 2007).

Ensaio registrado na literatura (Iarve, Mollenhauer, Whitney, & Kim, 2006) mostraram a influência da sequência de empilhamento, através de imagens de raios-X, apresentadas na Figura 19. A área afetada ao redor do furo em laminados submetidos a cargas com valores próximos ao do carregamento de falha, (apresentados na Tabela 5) é mostrada nas radiografias.

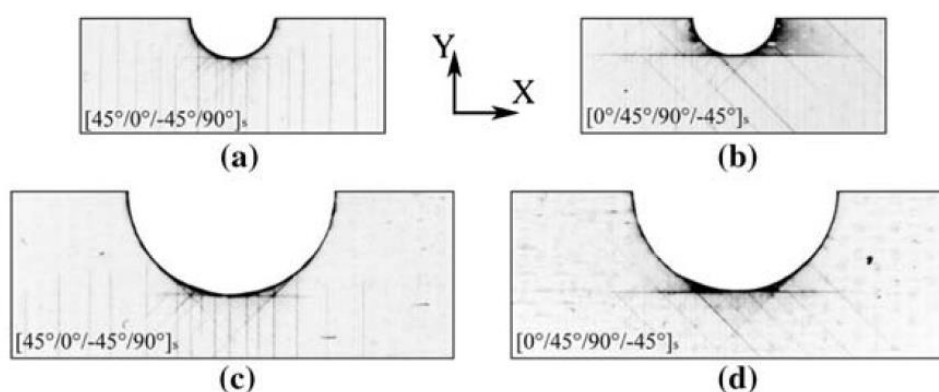


Figura 19 – Radiografias da área dos furos. Carregamentos aplicados na direção X. (a)  $[45/0/-45/90]_S$  D=2,54 mm; (b)  $[0/45/90/-45]_S$  D=2,54 mm; (c)  $[45/0/-45/90]_S$  D=6,35 mm; (d)  $[0/45/90/-45]_S$  D=6,35 mm (Iarve, Mollenhauer, Whitney, & Kim, 2006).

Tabela 5 – Valores das cargas aplicadas (Iarve, Mollenhauer, Whitney, & Kim, 2006).

Diâmetro do furo.	Valores para tensão de tração aplicada em MPa (% da tensão de falha)	
	$[45/0/-45/90]_S$	$[0/45/90/-45]_S$
2,54 mm	507,9 (89%)	616,3 (91%)
6,35 mm	414,6 (88%)	507,9 (90%)

Os danos observados em todas as imagens da Figura 19 correspondem à fissuração da matriz e delaminações. Diferenças drásticas no tamanho das áreas afetadas podem ser vistas entre os dois laminados (larve, Mollenhauer, Whitney, & Kim, 2006). Isso revela que os valores das distâncias  $d_0$  e  $a_0$ , referentes aos critérios de Whitney e Nuismer, da tensão pontual e da tensão média, respectivamente, não correspondem somente a uma propriedade dependente do material, mas também da sequência de empilhamento. Essa condição pode ser explicada devido a um estado de tensão tridimensional que aparece em arestas livres, como a de furos, devido ao denominado “efeito de borda livre” causado pela diferença dos coeficientes de *Poisson* entre as lâminas com diferentes orientações em um laminado. Isto gera o surgimento de cisalhamento interlaminar e tensões normais na borda livre (Ireman, 1999).

Um dos fenômenos mais amplamente pesquisados em termos de resistência com a presença de entalhes é o “efeito do tamanho do furo”, por meio de qual a resistência de um laminado decresce com o aumento do diâmetro do furo para uma concentração de tensão constante na direção da largura do corpo de prova (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

Estudos realizados por Lagace verificaram a influência do “efeito do tamanho do furo” em corpos de prova com dimensões constantes, com diâmetros para furos e comprimento para fendas variando de 3,175 mm até 12,7 mm, em laminados com sequência de empilhamento diferentes para tecidos e lâminas unidirecionais. Os resultados dos ensaios estão apresentados na Figura 20 (Lagace, 1986).

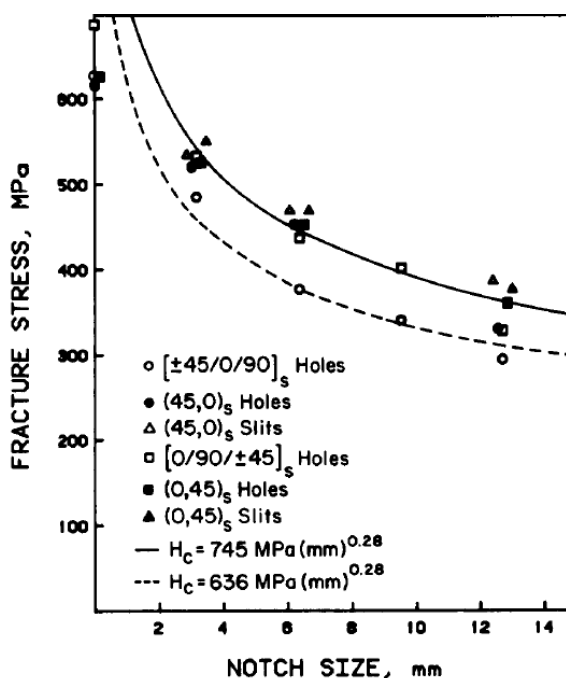


Figura 20 – Resistência à tração para os ensaios realizados por Lagace (Lagace, 1986).

Os termos  $H_c$  apresentados na Figura 20 correspondem ao “parâmetro de fratura em compósitos”, pertencente ao método de Mar e Lin de previsão de falha quando em concentração de tensão para compósitos. Todos os corpos de prova ensaiados por Lagace com diâmetro do furo de 3,175 mm e alguns com 6,35 mm não falharam na região do furo, concluindo-se que, para esses casos, a influência da tensão de cisalhamento interlaminar foi maior do que o efeito de concentração de tensão provocado pelo furo (Lagace, 1986).

Estudos realizados avaliaram o efeito de aplicação do fator de escala em laminados compósitos com configuração  $[45_m/90_m/-45_m/0_m]_{nS}$  com pontos de concentração de tensão ,representados por furos de diâmetro “D”, onde o fator de escala foi aplicado em uma, duas ou nas três dimensões do corpo de prova em função do diâmetro do furo, conforme apresentado na Figura 21. Para a espessura do laminado foram consideradas as duas possibilidades de aplicação do fator de escala, que é ao nível da lâmina (m) ou ao nível do sublaminado (n), como pode ser observado na matriz do programa de testes apresentada na Figura 22 (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

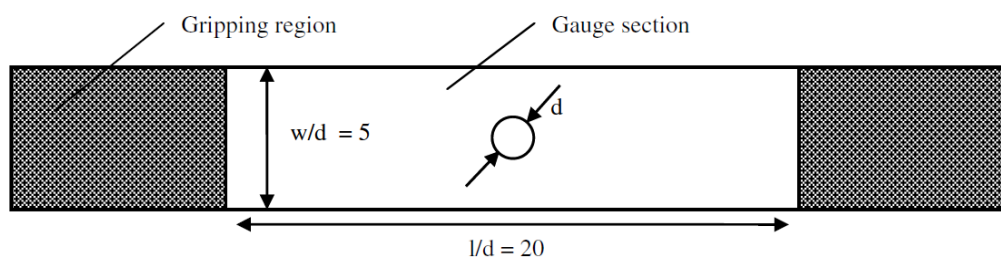


Figura 21 – Configuração do corpo de prova (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

t (mm)	Sublaminata-level Scaling				Ply-level Scaling			
	Hole diameter (mm)				Hole diameter (mm)			
	3.175	6.35	12.7	25.4	3.175	6.35	12.7	25.4
1								
2								
4								
8								


 = configuration tested

Figura 22 – Matriz do programa de testes (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

Para a elaboração da matriz do programa de testes (Figura 22) as dimensões dos corpos de prova obedeceram as relações  $w/d=5$  e  $l/d=20$ , conforme apresentado na Figura 21.

Os valores para as tensões médias de falha para os ensaios estão apresentados na Tabela 6, para o fator de escala ao nível do sublaminado, e na Tabela 7, para o fator de escala aplicado ao nível da lâmina.

Tabela 6 – Tensões de falha média para o fator de escala aplicado ao nível do sublaminado (MPa) (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

Espessura t (mm)	Diâmetro do furo (mm)			
	3,175	6,35	12,7	25,4
1	570			
2	500	438		
4	478	433	374	331
8	476			332

Para os laminados com fator de escala aplicado ao nível do sublaminado, todos os corpos de prova falharam por rompimento nas fibras. Para todos os três casos (fator de escala aplicado a 1, 2 ou 3 dimensões) um aumento no tamanho do corpo de prova levou à uma diminuição na tensão de falha. Para diâmetros de furos de 6,35 mm ou maiores, a resistência mostrou-se independente da espessura, portanto, o diâmetro do furo foi o fator predominante no “efeito de escala” (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

Aumentando-se a espessura do laminado, aumenta também a distribuição de lâminas orientadas a 0°. Estas lâminas agiram controlando a propagação do dano sub-crítico na direção da espessura. Para os laminados com 4 mm e 8 mm de espessura, com furos de 3,175 mm e 6,35 mm de diâmetro, os sublaminados próximos ao plano médio apresentaram uma falha de aparência frágil, portanto, com o aumento da espessura do laminado, a quantidade de danos sub-críticos decresce relativamente, diminuindo o alívio de tensões e o valor da tensão de falha. Contudo, o dano só se propagou nos sublaminados mais distantes do plano médio, em ambas as superfícies, antes que ocorresse a falha do corpo de prova, fazendo com que o valor da tensão de falha se aproximasse de um valor constante com o aumento da espessura do laminado (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

Tabela 7 – Tensões de falha média para o fator de escala aplicado ao nível da lâmina (MPa) (Green, Wisnom, & Hallett, 2007)

Espessura t (mm)	Diâmetro do furo (mm)			
	3,175	6,35	12,7	25,4
1	570			
2	396	498		
4	275	285	362	417
8	202			232

Para os laminados com o fator de escala aplicados ao nível da lâmina, o modo de falha por delaminação foi predominante. Um aumento na espessura do corpo de prova para um diâmetro do furo constante levou a uma diminuição na tensão de falha, enquanto que um aumento no diâmetro do furo para uma espessura constante levou a um aumento no valor da tensão de falha. A aplicação do fator de



escala nas três dimensões do corpo de prova levou a uma diminuição no valor da resistência à falha, entretanto, a resistência foi mais afetada pelo aumento na espessura do laminado. Isto ocorre porque as aplicações do fator de escala na espessura do laminado e nas dimensões planares agem em oposição de uma com a outra, e, pelo fato de que a resistência diminui com o aumento das três dimensões do corpo de prova, pode-se concluir que o efeito de aumento na espessura do laminado é dominante ao efeito no aumento das dimensões planares (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

A aplicação do fator de escala nas dimensões planares, para o laminado com fator de escala aplicado ao nível da lâmina, foi a única série de corpos de prova que apresentou um aumento na resistência com o aumento do tamanho, havendo também uma mudança no modo de falha de delaminação para arrancamento com o aumento do tamanho do furo. A razão para o aumento nessa resistência é devido a relação entre a espessura da lâmina e o diâmetro do furo. Nas regiões de intersecções de trincas na matriz e em arestas livres, onde ocorrem os estados de tensão tridimensional, há uma pequena área triangular de delaminação resultante das tensões normais e cisalhantes. O tamanho dessas delaminações é controlado pela espessura da lâmina. Conseqüentemente, para um furo menor, essas delaminações são relativamente grandes, e crescem instantaneamente para formar extensas delaminações, permitindo que o dano se propague através do corpo de prova. Considerando uma mesma espessura de lâmina e um diâmetro de furo maior, estas delaminações são relativamente menores, e a delaminação ao redor do furo se propaga de maneira mais estável (Green, Wisnom, & Hallett, 2007).

A formação de delaminações extensas no furo permite que trincas se propaguem do furo até a extremidade do corpo de prova. Isso, por sua vez, irá ocorrer para furos de diâmetro menor em menores tensões (Green, Wisnom, & Hallett, 2007). Efeito semelhante ocorre para laminados sem pontos de concentração de tensão, onde se pode observar comparando ensaios realizados presentes na literatura, onde para dois tipos de corpos de prova com mesma configuração, material, espessura total e espessura de lâminas idênticas obtiveram-se valores de tensão de falha diferentes variando-se apenas a sua largura, como pode ser observado na Tabela 8 (Wisnom & Hallett, 2009) e (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008) apud (Görlich, 2008).

Tabela 8 – Resistência de laminados de mesma configuração com dimensões diferentes (Wisnom & Hallett, 2009); (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008) apud (Görlich, 2008).

Espessura (mm)	Espessura da lâmina (mm)	Largura (mm)	Número de sublaminados	Tensão de falha (MPa)
4	0,5	32	1	458
4	0,5	4	1	268

### 3. MATERIAL E PROCEDIMENTOS

#### 3.1. MATERIAL

O material utilizado para a fabricação das placas e realização dos estudos foi o *prepreg* HexPly® M19.6G/32%/UD500+8P/T620+PES/1300MM da Hexcel, que possui uma fração de 32% de sua massa em matriz epóxi, reforçada com a fibra de carbono T620 com densidade superficial de 500 g/m<sup>2</sup>. A espessura nominal da lâmina é de 0,5 mm.

O fabricante apresenta vários ciclos de cura possíveis para esse material (Tabela 9), com pressões de compactação podendo variar de 0,5 a 5,0 bar.

Tabela 9 - Ciclos de cura recomendados para o *prepreg*

Temperatura (°C)	Tempo (min)
80	592
85	398
90	217
95	159
100	109
105	87
110	67
115	61
120	56
125	47
130	39
135	32
140	27
145	25
150	23
155	21

O ciclo de cura adotado para a fabricação das placas foi o mesmo considerado ideal pelo fabricante, que é o de 56 minutos a 120 °C. Este é também o único ciclo para o qual o *datasheet* apresenta as propriedades da matriz após a cura, conforme apresentado na Tabela 10.

Tabela 10 - Propriedades da matriz

Propriedades da matriz curada a 120 °C		
Propriedade	Valor	Método
Resistência à tração	85 MPa	ISO R527
Módulo de elasticidade	3,2 GPa	ISO R527
Deformação	3,75%	ISO R527
Resistência à flexão	136 MPa	ISO 178
Módulo de flexão	3,16 GPa	ISO 178
TG	120 °C	DMA
Densidade pós cura	1,2 g/cm <sup>3</sup>	xx

### 3.2. PROCEDIMENTO PARA A FABRICAÇÃO DAS PLACAS.

Anteriormente ao corte, o rolo de *prepreg* foi retirado do freezer e alocado em uma sala climatizada a 17 °C, até que se atingisse a temperatura ambiente. Quando atingida a temperatura ambiente, o *prepreg* foi posicionado em uma mesa de mármore limpa com álcool etílico, onde foi possível realizar o corte das lâminas utilizando-se estiletes, e fazendo-se o uso de luvas durante o manuseio.

As lâminas cortadas nas dimensões e orientações desejadas foram embaladas com filme de polietileno de baixa densidade, e conservadas dentro de um freezer até o momento de sua utilização, observando-se o mesmo procedimento de estabilização até a temperatura ambiente antes do seu manuseio.

#### 3.2.1 CONFIGURAÇÕES DAS PLACAS

As placas para a obtenção dos corpos de prova utilizados no estudo do efeito da sequência de empilhamento na resistência mecânica dos laminados foram fabricadas com dimensões de 30 cm x 30 cm e espessura nominal de 9 mm. Além destas, foram fabricadas placas com 2 mm e 1 mm de espessura para a caracterização do material.

As configurações de orientações das camadas dos laminados estão apresentadas na Tabela 11.

Tabela 11 - Relação de placas para obtenção dos corpos de prova

Placa	Configuração	Ensaio
01	[90/30/-30] <sub>3S</sub>	Tração
02	[90/30/-30] <sub>3S</sub>	OHT
03	[90 <sub>3</sub> /30 <sub>3</sub> /-30 <sub>3</sub> ] <sub>S</sub>	Tração
04	[90 <sub>3</sub> /30 <sub>3</sub> /-30 <sub>3</sub> ] <sub>S</sub>	OHT
05	[0 <sub>2</sub> ]	Caracterização (Tração)
06	[90 <sub>4</sub> ]	Caracterização (Tração)

### 3.2.2 CONFECÇÃO DAS PLACAS LAMINADAS

Para a fabricação das placas utilizou-se uma prensa aquecida equipada com um controlador de temperatura e um manômetro hidráulico, com uma faixa de pressão de trabalho de 0 a 15 toneladas.

Como procedimento inicial foram utilizadas duas placas de alumínio com dimensões de 30 cm x 30 cm para acomodar o laminado, sendo aplicado em sua superfície um desmoldante à base de óleo de silicone QZ 13 da HUNTSMAN. Após a secagem do desmoldante e montagem do laminado, o molde foi posicionado entre as superfícies de aquecimento da prensa.

O ciclo de cura utilizado, apresentado na Figura 23, foi definido experimentalmente, aplicando-se a pressão máxima no momento em que se observava uma maior redução na viscosidade da matriz.

Antes da execução do ciclo de cura, foi aplicado sobre o molde uma pressão de 1,0 bar para uma pré-compactação do laminado, visando aumentar o contato entre as lâminas para garantir um aquecimento mais homogêneo do laminado, já que a pressão durante o aquecimento até 90 °C seria de apenas 0,5 bar e a sobreposição das lâminas foi realizada manualmente.

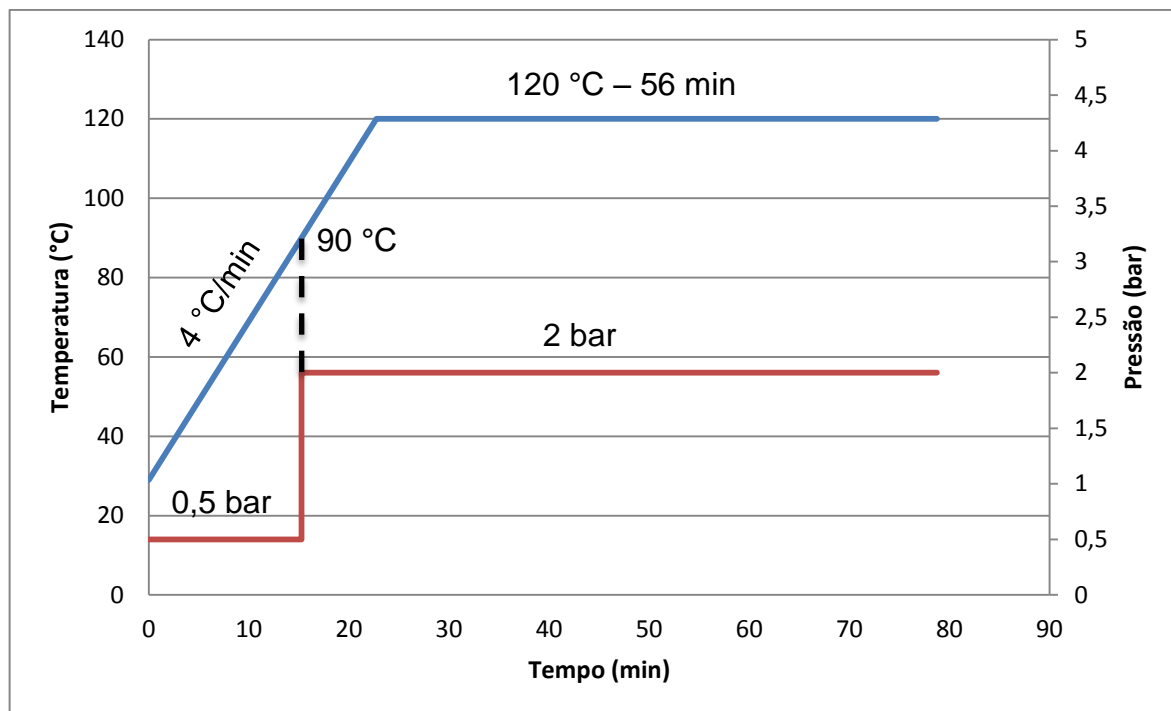


Figura 23 - Ciclo de cura para o *prepeg*

Observou-se que a diferença de pressão entre as superfícies de aquecimento do molde e as extremidades da placa provocou um fluxo acentuado de matriz, na medida em que o molde aquecia e a pressão de compactação se estabilizava, tendo como efeito colateral o desalinhamento das fibras de reforço, conforme visto na Figura 24.



Figura 24 - Desalinhamento do reforço.

Apesar de ter ocorrido o desalinhamento das fibras, o laminado apresentou excelente acabamento superficial em ambas as superfícies devido à ação do molde rígido, como pode ser visto na Figura 27 (a).

Como solução para o problema do desalinhamento do reforço, foi confeccionado um molde fechado de alumínio, que limitava o fluxo do excesso de matriz e impedia a movimentação do reforço, conforme projeto na Figura 25 e já confeccionado na Figura 26.

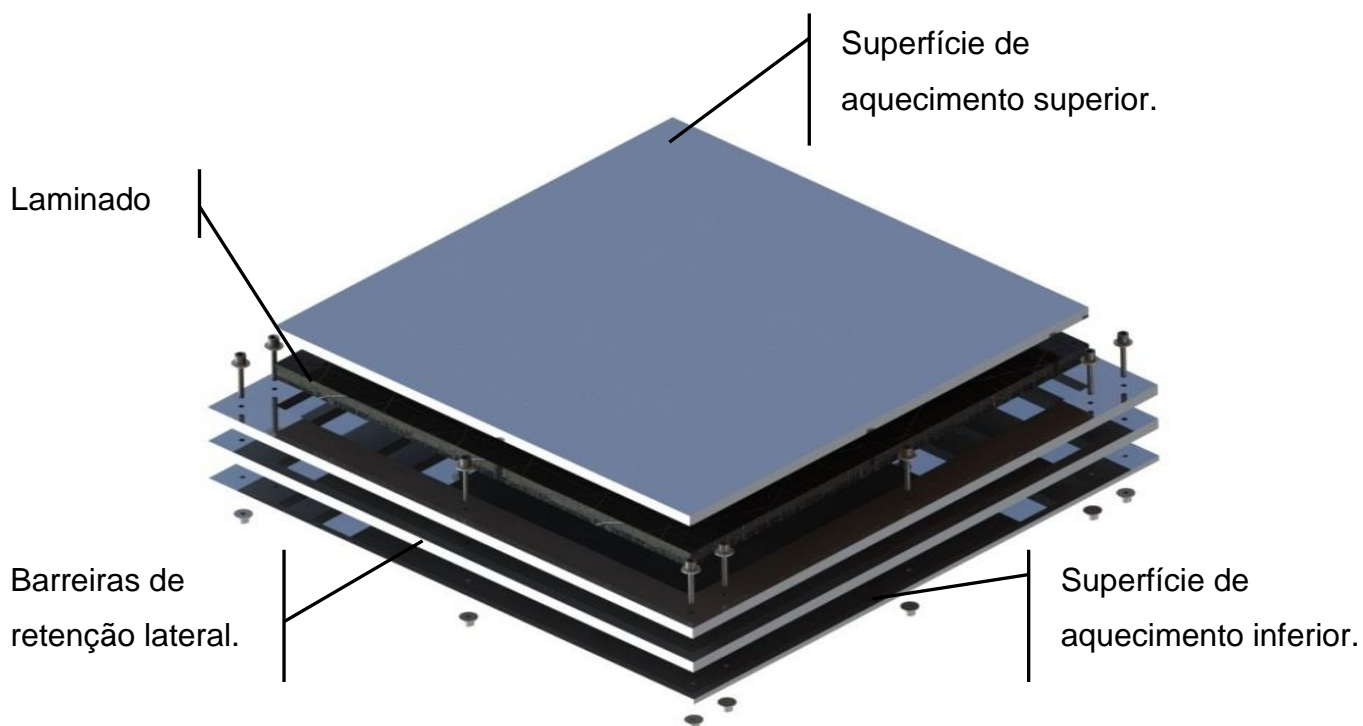


Figura 25 - Sistema de acomodação do laminado no molde.

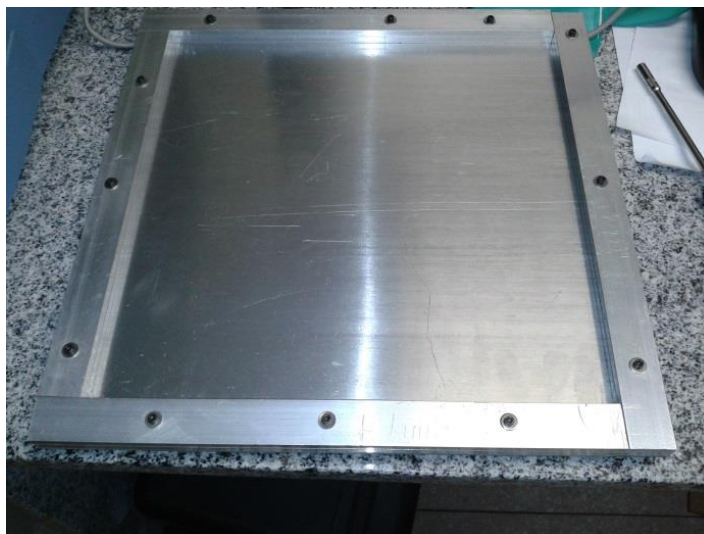


Figura 26 - Molde de alumínio para fabricação das placas.

Utilizando o molde fechado, foi possível fabricar placas do laminado com excelente acabamento superficial, sem desalinhamento do reforço e com espessura uniforme da seção transversal, conforme observado na Figura 27 (b).

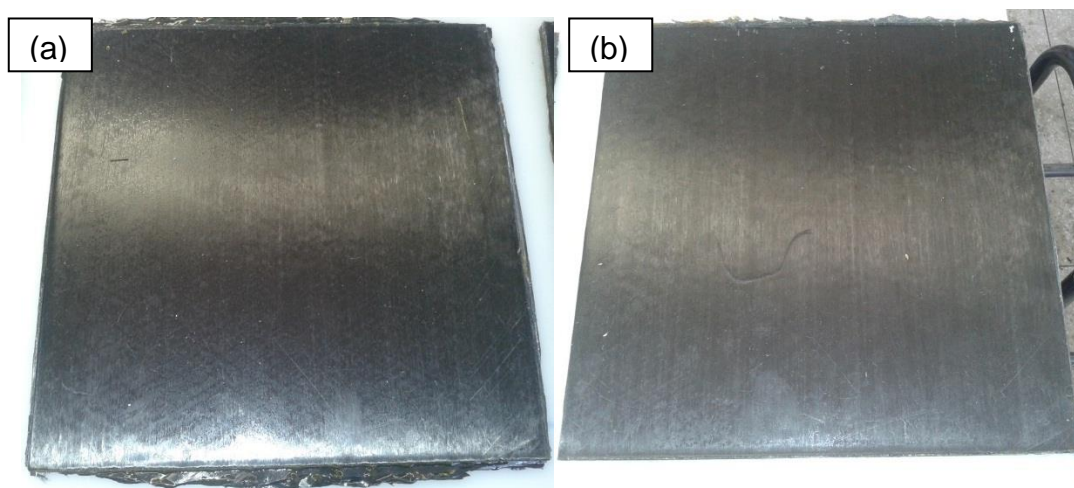


Figura 27 - Comparação entre as placas fabricadas: (a) Prensa aquecida com molde de alumínio aberto; (b) Prensa aquecida com molde fechado de alumínio.

### 3.3. DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO DE VOLUME DE MATRIZ E DE REFORÇO NO LAMINADO

O *prepreg* utilizado para a realização do estudo possui uma fração mássica de 32 % de matriz epóxi. Entretanto, durante o processo de cura na prensa,



observa-se uma perda considerável de volume de matriz, conforme mostrado na Figura 28. Dessa forma, faz-se necessário quantificar a massa perdida para a correção da fração mássica dos componentes do compósito.

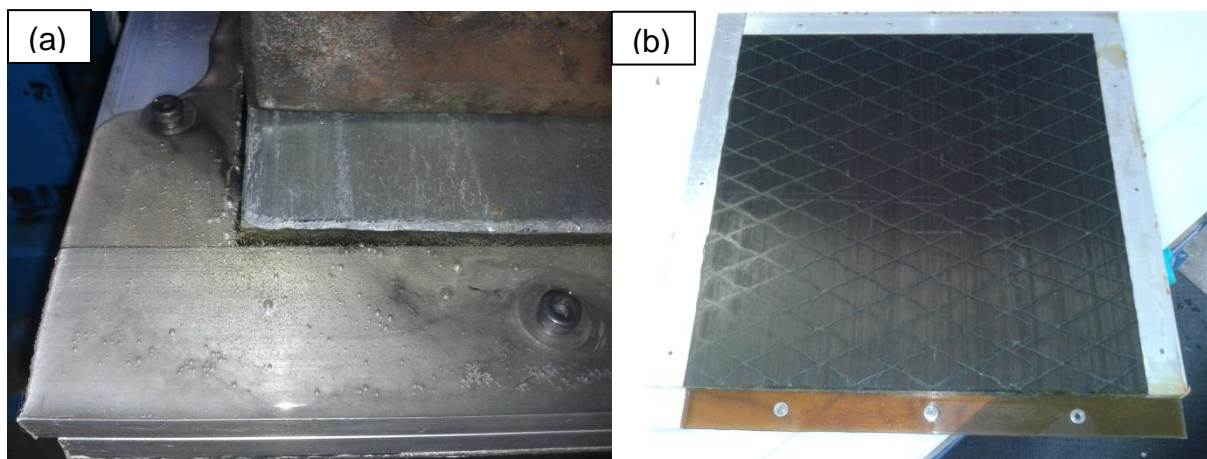


Figura 28 - (a) Excesso de resina extraída do laminado durante o ciclo de cura; (b) Laminado com excesso de resina em suas extremidades após o processo de cura.

Essa quantificação foi feita medindo-se a massa do laminado antes e posteriormente ao processo de cura. Foi verificada uma perda média de 93,99 g por laminado para as placas com 18 lâminas, 9,74 g para a placa de caracterização a  $0^\circ$  com 2 lâminas e, 21,12 g para a placa de caracterização a  $90^\circ$  com 4 lâminas, o que resulta em uma perda média de 5,2 g por lâmina e de 7,6 % no laminado. Os resultados das medições estão apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 – Valores de perda de massa no processo de cura

Placa	$M_0$ (g)	$M_1$ (g)	$\Delta M$ (g)	$\Delta M$ %	Lâminas
01	1234,83	1140,29	94,54	7,66	18
02	1228,74	1132,14	96,60	7,86	18
03	1221,94	1128,85	93,09	7,62	18
04	1233,26	1141,55	91,71	7,44	18
05	135,97	126,23	9,74	7,16	02
06	273,16	252,04	21,12	7,73	04

Dessa forma, foi considerado o valor médio de 7,6 % para a variação de massa do compósito resultante da perda de matriz ( $\Delta M$ ) para todos os laminados produzidos, obtendo-se assim um valor corrigido da fração de massa da matriz no laminado de 26,4 %. Portanto, a fração de massa de fibras é de 73,6 %.

Para a determinação da fração volumétrica de fibras e matriz, utilizou-se as Equações (21) e (22).

$$v_f = \frac{\frac{m_f}{\rho_f}}{\frac{m_f}{\rho_f} + \frac{m_m}{\rho_m}} \quad (21)$$

$$v_m = 1 - v_f \quad (22)$$

Onde:  $m_f$  e  $m_m$  são as massas de fibras e matriz, respectivamente;  $\rho_f$  e  $\rho_m$  são as densidades de fibras e matriz, respectivamente; e  $v_f$  e  $v_m$  são as frações de volume de fibras e matriz, respectivamente.

A fração de volume de vazios foi desprezada na Equação (21), considerando a reduzida fração de volume de vazios do *prepreg*. Para a densidade das fibras utilizou-se os valores fornecidos pelo fabricante (HexPly M9.6G/32%/UD500+8P/T620+PES *Product Data Sheet*):  $\rho_f = 1,77 \text{ g/cm}^3$ .

Substituindo as frações de massa determinadas e as densidades das fibras e matriz, obtém-se as frações volumétricas de fibras e matriz:  $v_f = 65,4 \%$  e  $v_m = 34,6 \%$ .

Em seguida, para fins de verificação, a densidade do compósito foi determinada utilizando as frações de volume calculadas, como também foi medida experimentalmente. O cálculo da densidade foi realizado utilizando-se a equação da regra das misturas apresentada na Equação (23).

$$\rho_c = \rho_f * v_f + \rho_m * v_m \quad (23)$$

Onde  $\rho_c$  é a densidade do compósito.

A densidade do compósito calculada pela Equação (23) foi de  $1,57 \text{ g/cm}^3$ .

A técnica de picnometria foi utilizada para determinação da massa específica dos laminados. Este procedimento relaciona a massa de determinado volume de material com a massa de igual volume de água deslocada, conforme apresentado na Equação (24).

$$\rho_a = \frac{m_a}{m_{t\text{-inicial}} - m_{t\text{-final}}} \quad (24)$$

Sendo:  $\rho_a$  = massa específica da amostra ( $\text{kg/m}^3$ ),  $m_a$  = massa da amostra (kg),  $m_{t\text{-inicial}}$  = massa do picnômetro cheio + massa da amostra fora do picnômetro (kg) e  $m_{t\text{-final}}$  = massa do picnômetro cheio (após transbordo) + massa da amostra dentro do picnômetro (kg). A Figura 29 apresenta o aparato para as medições realizadas.



Figura 29 – Picnômetro com amostra submersa.

Para os ensaios, utilizou-se um picnômetro com volume total de 50 ml, uma balança com resolução de 0,1 mg (marca: Denver Instruments, modelo: TP-214) e água destilada como fluido de referência. Foram realizadas 5 (cinco) medições, para uma mesma amostra, com temperatura ambiente de 25 °C.

No procedimento experimental foi medida uma massa total de 0,3333 g para a amostra e uma densidade média de 1,53  $\text{g/m}^3$ . Portanto, a diferença entre a densidade calculada (1,57  $\text{g/cm}^3$ ) e a medida experimentalmente (1,53  $\text{g/cm}^3$ ) foi de apenas 2,6 %, o que confirma os valores de fração de volume calculados de fibras e matriz:  $v_f = 65,4 \%$  e  $v_m = 34,6 \%$ .

### 3.4. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Para a caracterização do material foram realizados ensaios de tração em corpos de prova unidirecionais. A norma de referência para a realização destes ensaios foi a ASTM D3039M, obedecendo às dimensões nominais recomendadas para o comprimento e a espessura. Para o corpo de prova com fibras alinhadas no sentido do carregamento, o valor da dimensão referente à largura foi diferente do recomendado pela norma devido ao posicionamento dos *strain gauges* para determinação do módulo de elasticidade ( $E_1$ ) e do coeficiente de *Poisson* maior ( $\nu_{12}$ ), conforme o especificado nas normas ASTM E111 e ASTM E132, respectivamente.

O corpo de prova para o ensaio de tração com fibras perpendiculares ao sentido do carregamento, para obtenção do módulo de elasticidade ( $E_2$ ) e da resistência máxima na direção perpendicular a das fibras, obedece todas as dimensões nominais recomendadas pela norma ASTM D3039M, conforme apresentado na Tabela 13.

Tabela 13 - Dimensões nominais dos corpos de prova para caracterização

Corpo de prova	Comprimento (mm)	Espessura (mm)	Largura (mm)
0°	250,0	1,0	25,0
90°	175,0	2,0	25,0

Os ensaios de tração nos laminados quase-isotrópicos foram realizados conforme as recomendações das normas ASTM D3039M para os ensaios de tração, e da ASTM D5766M para os ensaios OHT, havendo uma única divergência das dimensões sugeridas para a espessura do corpo de prova, isso devido ao objetivo do estudo que exige um empilhamento de 18 lâminas e a espessura do *prepreg* utilizado (0,5 mm) que resulta em uma espessura total nominal de 9 mm. As dimensões dos corpos de prova estão fornecidas na Tabela 14.

Tabela 14 - Dimensões nominais dos corpos de prova para ensaio de tração

Ensaio	Comprimento (mm)	Espessura (mm)	Largura (mm)	Diâmetro do furo (mm)
Tração	250,0	9,0	25,0	-
OHT	250,0	9,0	36,0	6,0

Para os ensaios OHT analisou-se também as relações largura/diâmetro do furo  $\left(\frac{w}{D}\right)$ , que de acordo com a norma deverá ser fixado em 6, e a do diâmetro do furo/espessura do laminado  $\left(\frac{D}{h}\right)$ , que deverá estar entre 1,5 e 3,0. Para critério de objetivo de estudo, a relação  $\left(\frac{w}{D}\right)$  foi mantida em 6, entretanto, para esse valor de diâmetro do furo a relação  $\left(\frac{D}{h}\right)$  ficou com valor nominal de 0,67, portanto, fora da faixa recomendada pela norma.

Para a realização dos ensaios foi utilizada a máquina de ensaio universal da SHIMADZU, modelo AG-I, com célula de carga do tipo SFL-250KNAG com 250 KN de capacidade máxima. Os valores de deformação nos ensaios de caracterização foram obtidos utilizando os *strain gauges* da HBM, modelo 1-LY13-6/350.

#### 3.4.1 CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova foram confeccionados utilizando-se jato d'água de alta pressão para o corte do perímetro externo. Esse método foi utilizado devido à rapidez e eficiência na qualidade do corte, que produz uma superfície consistente, sem delaminações aparentes, e ausente de fibras soltas não cortadas, como mostrado na Figura 30, além da exatidão do corte característica de máquinas que operam por comando numérico.

Em ensaios preliminares de tração, verificou-se a necessidade da utilização de *tabs* nos corpos de prova. Os *tabs* para os corpos de prova foram confeccionados com as características dispostas na Tabela 15, seguindo o esquema apresentado na Figura 31. Para melhor aderência, os corpos de prova foram lixados na região de colagem dos *tabs*, como pode também ser visto na Figura 30.

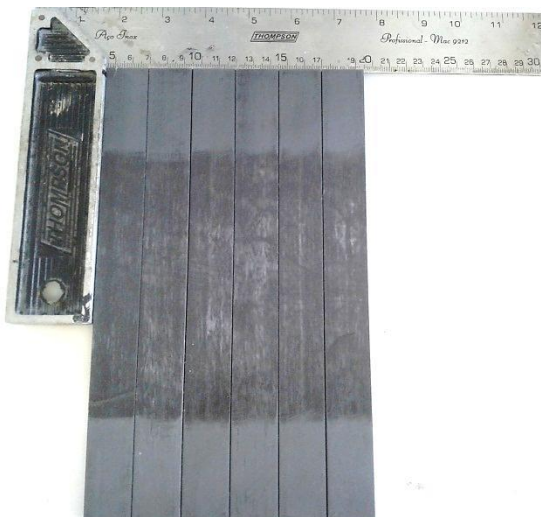


Figura 30 – Corpos de prova preparados para a colagem dos *tabs*.

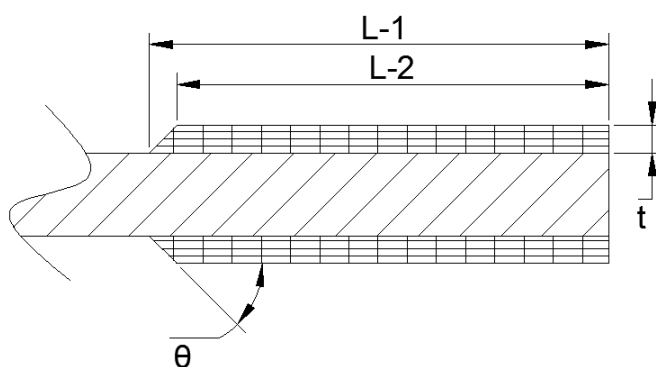


Figura 31 – Dimensões dos *tabs*.

Tabela 15 – Valores para as dimensões dos *tabs*

Ensaio	L-1 (mm)	L-2 (mm)	t (mm)	$\theta$	Material
Tração/Caracterização a $0^\circ$	50,0	47,0	3,0	$45^\circ$	Fibra de vidro/Epóxi
OHT	50,0	47,0	3,0	$45^\circ$	Alumínio
Caracterização a $90^\circ$	25,0	22,0	3,0	$45^\circ$	Alumínio

### 3.4.2 FURAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIOS OHT

Inicialmente foi considerada a utilização de jato d'água de alta pressão para a execução dos furos, fazendo uso das mesmas vantagens citadas anteriormente.

Entretanto, a realização dos furos utilizando esse procedimento não mostrou resultados satisfatórios, tendo sido constatada uma irregularidade acentuada na geometria do furo, delaminações superficiais e presença de material não cortado, conforme mostrado na Figura 32, ao contrário do que foi encontrado na execução do corte do perímetro dos corpos de prova.

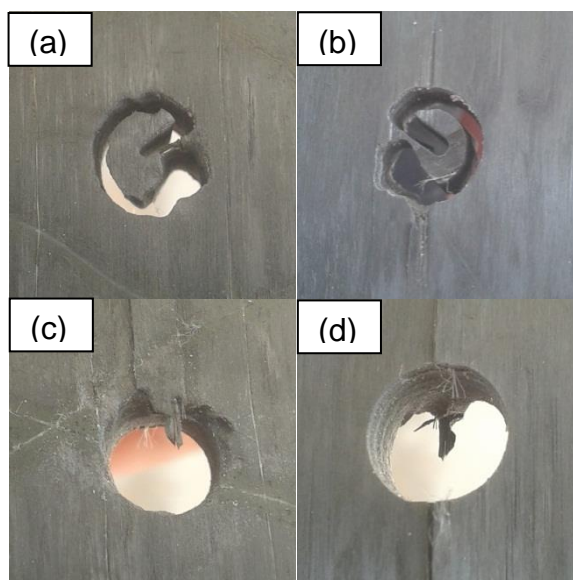


Figura 32 – (a) Furo teste 1, face de saída do jato; (b) Furo teste 1, face de entrada do jato; (c) Furo teste 2, face de saída do jato; (d) Furo teste 2, face de entrada do jato.

Outro método testado foi a utilização de ferramentas de corte. Para este procedimento foram utilizados como base os dados levantados na literatura (Abrão, Faria, Rubio, Reis, & Davim, 2007); (Grilo, Paulo, Silva, & Davim, 2013) que limitam a velocidade de corte entre 20 e 60 m/min e a velocidade de avanço máxima a 0,3 mm/rev, seguindo os parâmetros de corte apresentados na Tabela 1.

Os testes foram realizados utilizando-se três ferramentas de corte, sendo duas brocas, uma helicoidal e uma para madeira, e uma fresa de topo, apresentadas na Figura 33, todas com 6 mm de diâmetro para atender as recomendações da norma ASTM D5766M, relacionadas à geometria do corpo de prova para ensaios OHT. A máquina ferramenta utilizada foi uma furadeira de coluna do fabricante CLARK, modelo FC35A, com avanço automático de velocidade ajustável.

A velocidade rotacional é limitada pela velocidade de corte e o diâmetro da ferramenta, e pode ser encontrada através da Equação (25).

$$n = \frac{V_c \cdot 1000}{\pi \cdot D_f} \quad (25)$$

Onde  $n$  corresponde à velocidade rotacional em rotações por minuto (RPM),  $V_c$  à velocidade de corte em m/min, e  $D_f$  ao diâmetro da ferramenta em mm. Sendo assim, substituindo as variáveis por seus respectivos valores, tem-se uma velocidade rotacional mínima de 1062 RPM para  $V_c = 20$  m/min, e máxima de 3185 RPM para  $V_c = 60$  m/min. O ajuste da velocidade rotacional no equipamento se dá por comando de alavancas, tendo então sua velocidade tabelada, e o valor enquadrado dentro desse intervalo de mínimo e máximo é o de 2065 RPM.

A velocidade de avanço adotada para os testes foi a mínima disponibilizada pelo equipamento, que corresponde a 0,1 mm/rev, para evitar o efeito de *peel-up* abordado na seção 2.2. Para se evitar o efeito de *push down*, utilizou-se uma superfície de apoio no sentido de saída da broca.

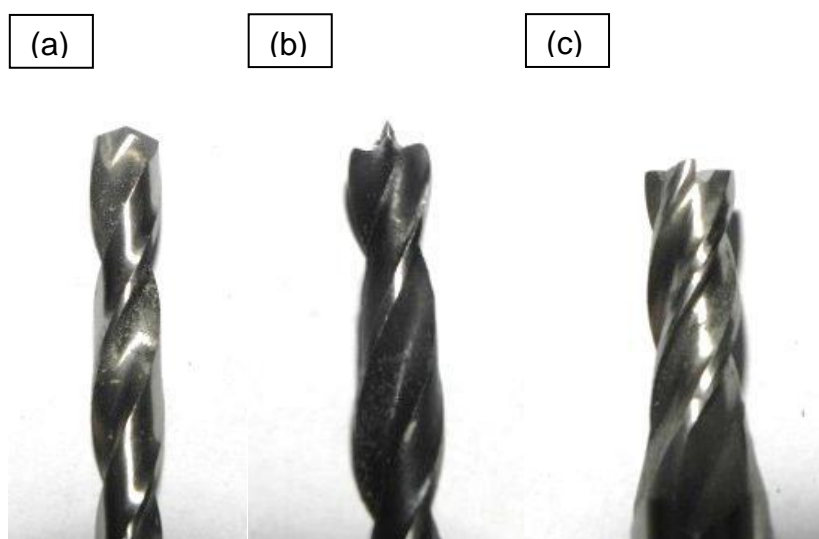


Figura 33 – Ferramentas de corte para execução dos furos. (a) Broca helicoidal; (b) Broca para madeira; (c) Fresa de topo.

Fixando-se os valores dos parâmetros de corte, foram realizados cinco furos testes para cada ferramenta, obtendo-se resultados diferentes para cada uma. Verificou-se que o desgaste da ferramenta influencia bastante na qualidade da usinagem, portanto, foram utilizadas ferramentas novas na execução dos testes.



Os furos executados com a broca helicoidal apresentaram uma delaminação acentuada no perímetro do furo, acompanhada de uma grande quantidade de material não cortado, tanto na superfície de entrada como na de saída da ferramenta, como pode ser observado na Figura 34.

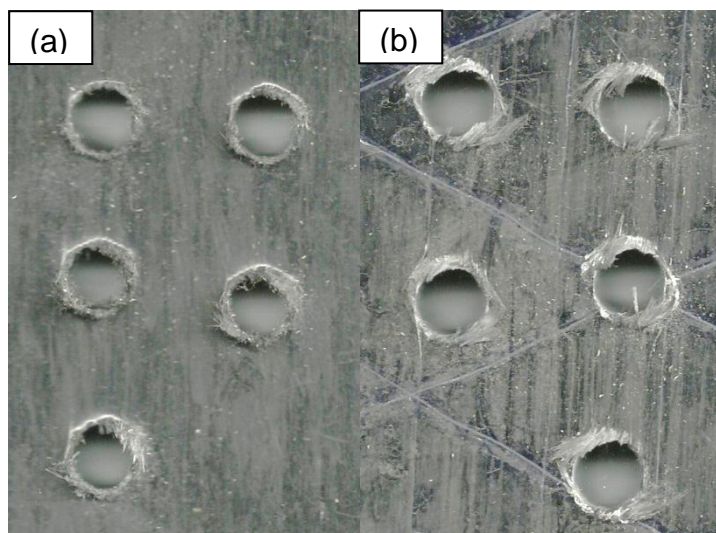


Figura 34 – Furações realizadas com a broca helicoidal: (a) Superfície de entrada; (b) Superfície de saída.

A broca utilizada para furações em madeira apresentou um resultado melhor do que a da broca helicoidal, entretanto, ainda foram observadas delaminações superficiais no perímetro do furo em ambas as superfícies e a presença de material não cortado, principalmente na superfície de saída da ferramenta, como pode ser observado na Figura 35.

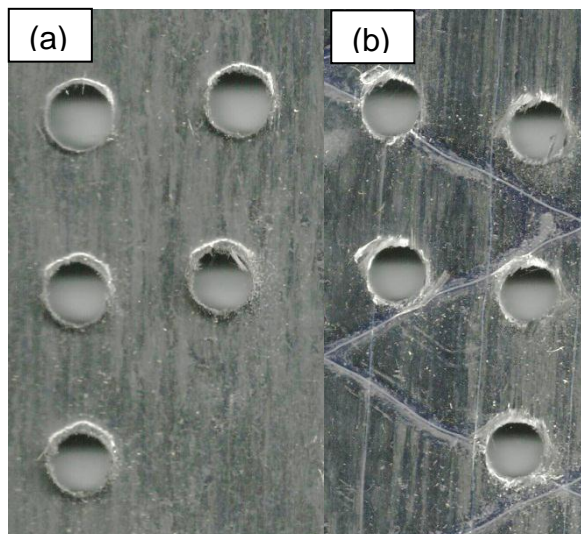


Figura 35 – Furações realizadas com a broca para madeira: (a) Superfície de entrada; (b) Superfície de saída.

Dentre as três ferramentas testadas, a fresa de topo foi a que apresentou o melhor resultado na qualidade final dos furos, com um acabamento perimetral mais limpo e ausente de material não cortado em ambas as superfícies, sendo então considerada a ferramenta apropriada para a execução dos furos nos corpos de prova para ensaios OHT, como observado na Figura 36.

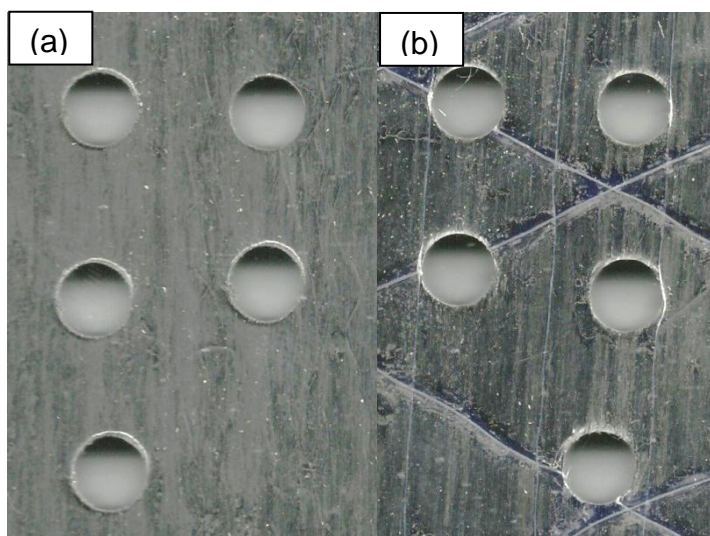


Figura 36 – Furações realizadas com a fresa de topo: (a) Superfície de entrada; (b) Superfície de saída.

## 4. RESULTADOS DOS TESTES E DISCUSSÃO

Nesta seção, os resultados para os ensaios de tração e OHT são apresentados e discutidos.

### 4.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO PARA CARACTERIZAÇÃO

Os valores de resistência à tração nas direções 1 e 2, que correspondem respectivamente aos valores de  $\theta = 0^\circ$  e  $\theta = 90^\circ$ , estão apresentados na Figura 37. A barra de erro na figura representa o desvio padrão. Na Figura 38 estão apresentados os corpos de prova posicionados para o teste na máquina de ensaio de tração.

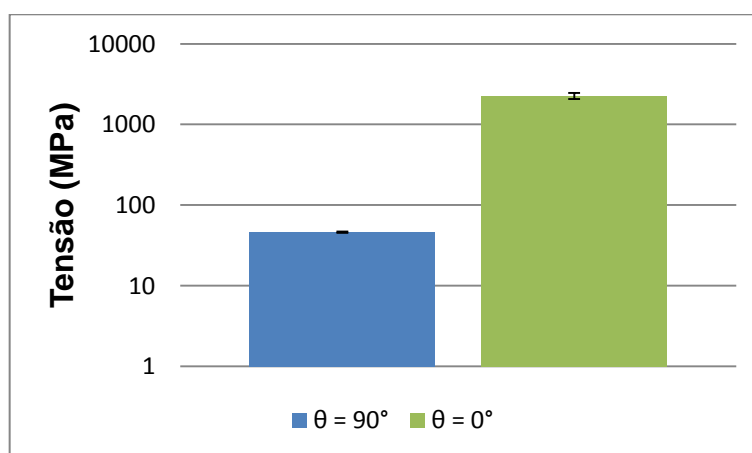


Figura 37 – Resistência à tração longitudinal e transversal do prepeg.

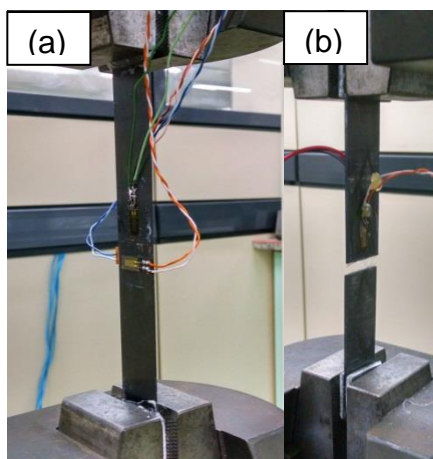


Figura 38 – Corpos de prova utilizados na caracterização: (a)  $\theta=0^\circ$  posicionado para o teste; (b)  $\theta=90^\circ$  após a falha.

Os valores médios das resistências à tração nas direções 1 ( $\theta=0^\circ$ ) e 2 ( $\theta=90^\circ$ ), foram de  $\sigma_1 = 2263,7$  MPa, e  $\sigma_2 = 46,3$  MPa, respectivamente. Calculando-se a média das derivadas das equações correspondentes às curvas tensão x deformação, obteve-se os valores para os módulos de elasticidade de  $E_1=135,7$  GPa e  $E_2=8,7$  GPa, para as direções longitudinal e transversal, respectivamente. Através da média dos resultados das razões das derivadas das equações referentes às curvas deformação transversal e longitudinal x carregamento, para o corpo de prova onde  $\theta=0^\circ$ , obteve-se o coeficiente de *Poisson* maior com o valor de  $\nu_{12} = 0,30$ . As propriedades mecânicas determinadas para o prepreg estão apresentadas na Tabela 16.

Tabela 16 – Resumo das propriedades mecânicas do prepreg.

X (GPa)	Y (GPa)	$E_1$ (GPa)	$E_2$ (GPa)	$\nu_{12}$
$2,264 \pm 0,2$	$0,046 \pm 0,0009$	$135,7 \pm 9,0$	$8,7 \pm 0,2$	$0,3 \pm 0,06$

#### 4.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO NOS LAMINADOS

Os resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova dos laminados com configurações  $[90/30/-30]_{3S}$  e  $[90_3/30_3/-30_3]_S$  estão apresentados na Figura 39 e na Figura 40, respectivamente.

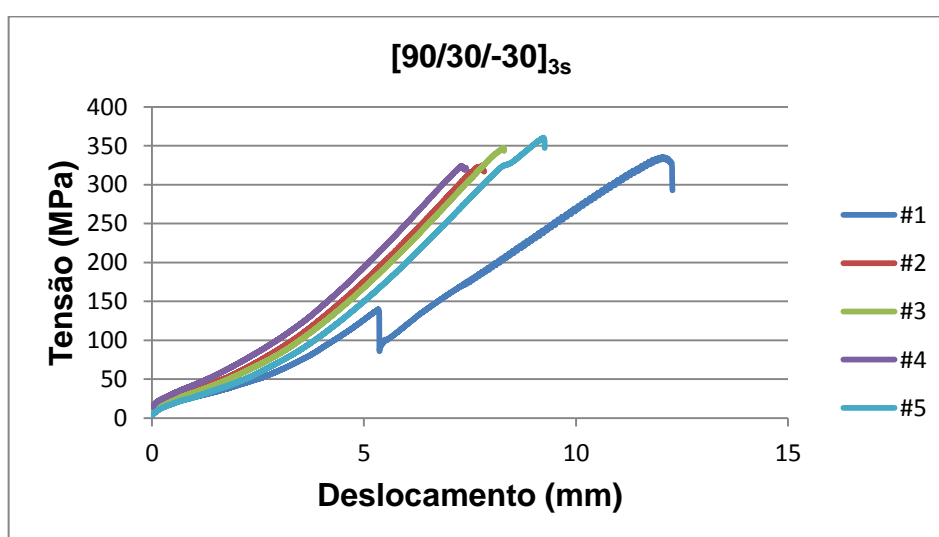


Figura 39 – Curvas tensão x deslocamento para os corpos de prova  $[90/30/-30]_{3S}$ .

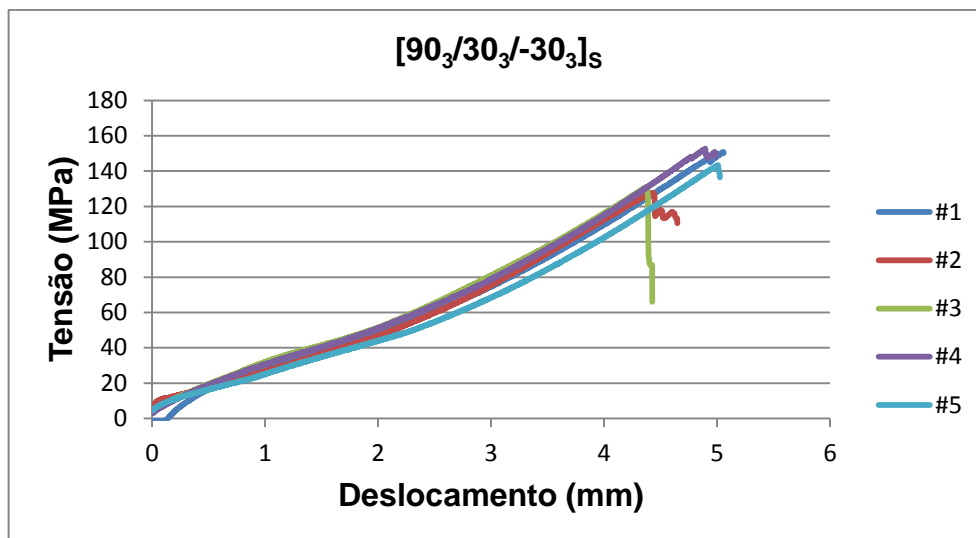


Figura 40 – Curvas tensão x deslocamento para os corpos de prova  $[90_3/30_3/-30_3]_s$ .

A variação abrupta da curva tensão x deslocamento para o corpo de prova #1 do laminado  $[90/30/-30]_{3S}$  em um valor de tensão próximo a de 150 Mpa corresponde ao descolamento do *tab* no corpo de prova, entretanto, a força aplicada pela garra foi suficiente para segurar o corpo de prova até a sua tensão de falha.

Os valores de resistência à tração dos laminados com configurações  $[90/30/-30]_{3S}$  e  $[90_3/30_3/-30_3]_s$  comparados com a tensão máxima segundo o critério de falha de Tsai-Wu estão apresentados na Figura 41. Os valores médios de resistência à tração foram de 338,4 MPa e 141,1 MPa, para os laminados  $[90/30/-30]_{3S}$  e  $[90_3/30_3/-30_3]_s$ , respectivamente.

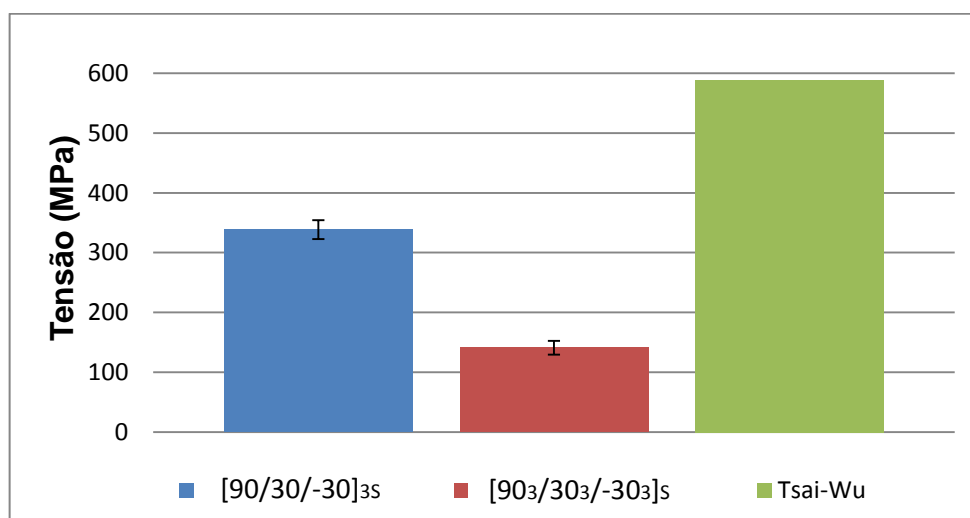


Figura 41 – Resistência à tração dos laminados  $[90/30/-30]_{3S}$  e  $[90_3/30_3/-30_3]_s$ .

De acordo com os resultados apresentados na Figura 41, a resistência à tração média aumentou em 140% da configuração  $[90_3/30_3/-30_3]_s$  para a  $[90/30/-30]_{3s}$ . Este efeito pode ser explicado avaliando-se o modo de falha dos corpos de prova de cada configuração. Para todos os corpos de prova, independentemente da configuração, o modo de falha predominante foi por delaminação. Este modo de falha é diferente daquele apresentado na literatura para um laminado com lâminas orientadas no sentido do carregamento, onde o modo de falha ocorreu por delaminação seguido por falha na fibra (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008).

O fato de o laminado possuir lâminas orientadas a  $90^\circ$  nas superfícies externas faz com que durante o ensaio de tração essas lâminas atuem comprimindo o laminado na direção da espessura, da mesma maneira que ocorreu para ensaios realizados presentes na literatura (Whitney & Kim, 1977) apud (Mallick, 2007), diminuindo a influência do efeito de borda livre e o surgimento e propagação de trincas, aumentando o valor para a tensão de falha. O laminado  $[90_3/30_3/-30_3]_s$  possui uma lâmina a  $90^\circ$  com espessura efetiva 3 vezes maior do que a do laminado com configuração  $[90/30/-30]_{3s}$ , o que indica uma força compressiva maior no sentido da espessura do laminado. Este efeito foi observado durante a realização dos ensaios, onde no momento da falha do corpo de prova, em que havia a liberação de energia absorvida durante a deformação, para alguns corpos de prova a lâmina orientada a  $90^\circ$  sofria um deslocamento no sentido oposto ao do plano médio do laminado, como pode ser visto na Figura 42.

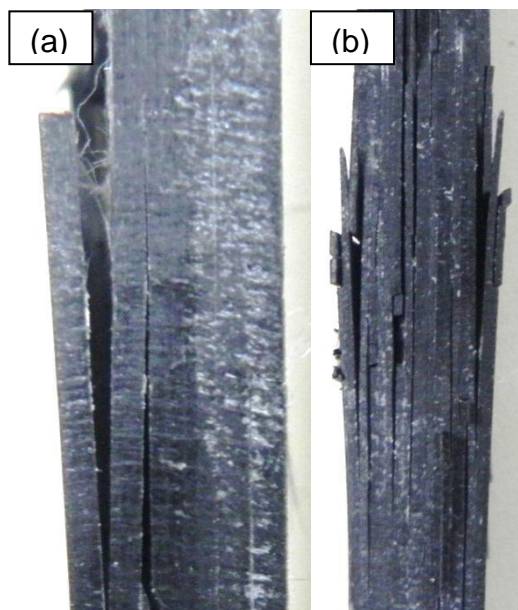


Figura 42 – Deslocamento da lâmina orientada a 90°. (a)  $[90_3/30_3/-30_3]_s$ ; (b)  $[90/30/-30]_{3S}$ .

Para alguns casos, na falha dos corpos de prova do laminado  $[90/30/-30]_{3S}$ , a lâmina orientada a 90° apresentou falha na matriz na direção das fibras além da delaminação, ao contrário do observado para os corpos de prova do laminado  $[90_3/30_3/-30_3]_s$ , para os quais foi observada somente delaminação, podendo-se chegar à mesma conclusão de ensaios realizados presentes na literatura (Wisnom, Khan, & Hallett, 2008), onde para uma espessura efetiva maior da lâmina, aumenta-se também a tendência à delaminação devido a uma maior energia disponível por área de delaminação. Para alguns dos corpos de prova do laminado  $[90/30/-30]_{3S}$ , a falha na lâmina orientada a 90° ocorreu na direção das fibras e na direção das lâminas orientadas a 30°, como pode ser visto na Figura 43.

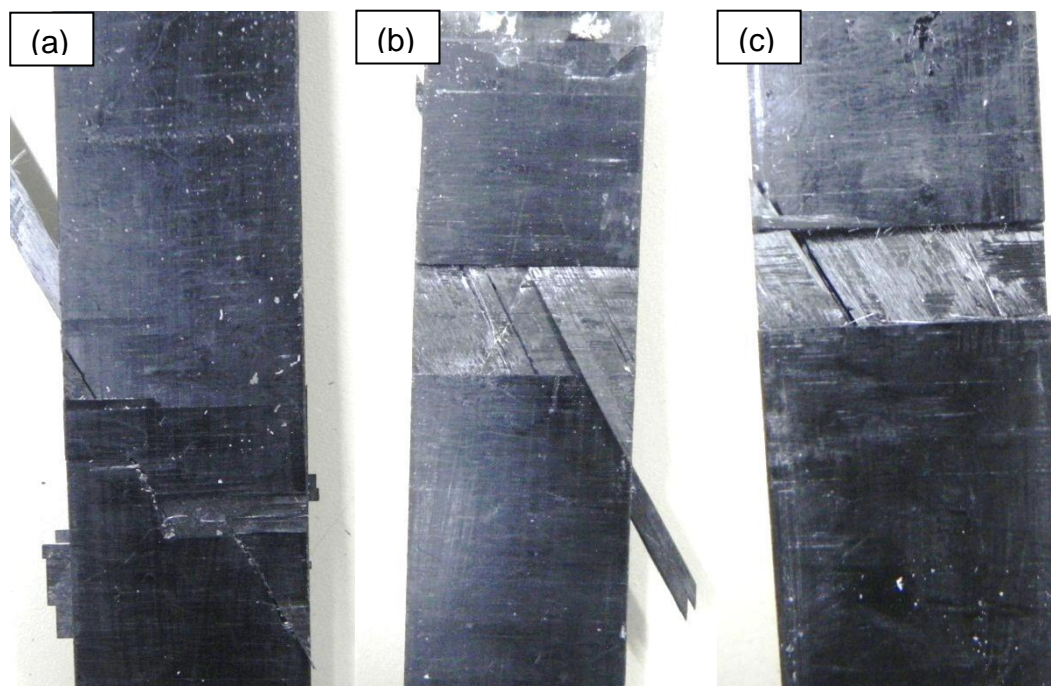


Figura 43 – Diferentes falhas na lâmina orientada a  $90^\circ$ : (a) Cisalhamento transversal na lâmina a  $90^\circ$   $[90/30/-30]_{3s}$ ; (b) Delaminação no laminado  $[90/30/-30]_{3s}$ ; (c) Delaminação no laminado  $[90_3/30_3/-30_3]_s$ .

Outro fator que contribuiu para a maior resistência do laminado  $[90/30/-30]_{3s}$  quando comparada com a do  $[90_3/30_3/-30_3]_s$ , foi o sistema de propagação de trincas na direção da espessura do corpo de prova. Durante o ensaio de tração, não foi possível visualizar o ponto de início da falha devido à velocidade com que o mesmo acontecia. Inspeções pós-falhas foram realizadas para observar locais de início de falha de cada configuração de laminado.

Para o laminado de configuração  $[90_3/30_3/-30_3]_s$ , pode-se visualizar na Figura 44 (a) uma única trinca iniciada na lâmina orientada a  $-30^\circ$  se propagando até a lâmina orientada a  $30^\circ$ , onde se dá início a uma delaminação que terá como consequência a falha do corpo de prova. Na Figura 44 (b), observa-se uma delaminação junto com a lâmina orientada a  $90^\circ$ . Na Figura 44 (c) observa-se uma trinca na lâmina orientada a  $30^\circ$  iniciando delaminações nas lâminas orientadas a  $90^\circ$  e a  $-30^\circ$ . Para esses corpos de prova, poucas falhas levaram a falha total do laminado.



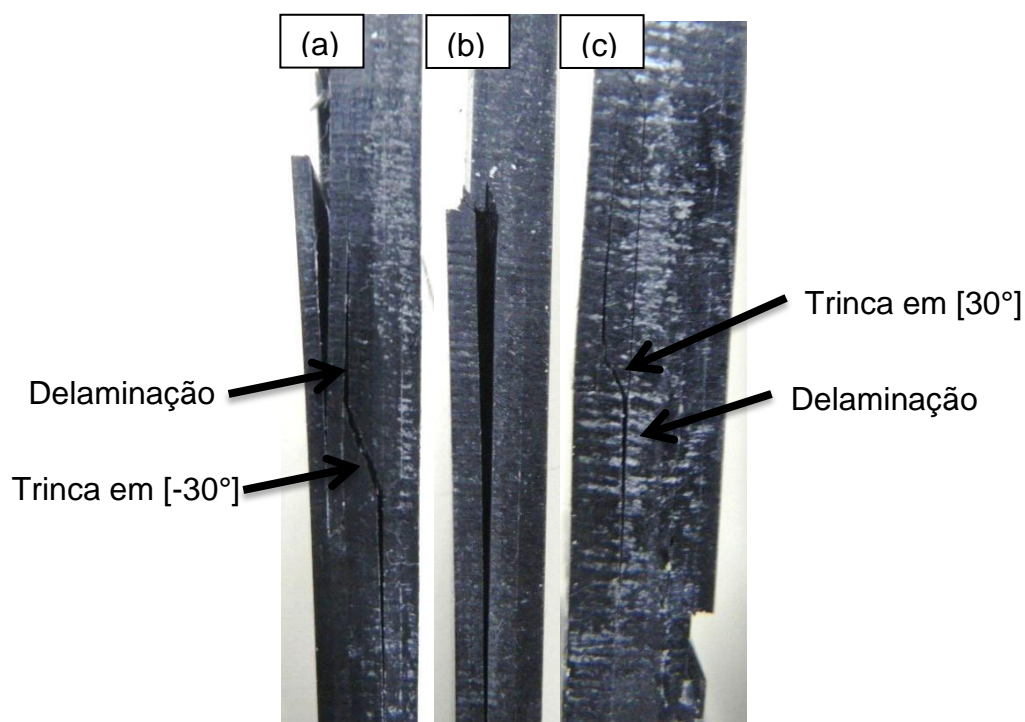


Figura 44 – Delaminações e trincas no laminado  $[90_3/30_3/-30_3]_s$ .

Para o laminado de configuração  $[90/30/-30]_{3s}$ , as trincas se iniciaram em múltiplos pontos em todos os corpos de prova, distribuídas ao longo de toda a espessura do laminado, e provocando múltiplas delaminações, como pode ser observado na Figura 45. A distribuição mais homogênea das lâminas na espessura do laminado fez com que a propagação de trincas fosse mais restrita devido à descontinuidade provocada pela intercalação de lâminas com diferentes orientações, que funcionaram como barreiras para as trincas, fazendo com que fosse necessário uma quantidade maior de pontos de falha para a ruptura do corpo de prova e, conseqüentemente, uma maior quantidade de energia retratada como a tensão de tração.



Figura 45 – Delaminações e trincas no laminado  $[90/30/-30]_{3S}$ .

Nenhum dos corpos de prova apresentou uma separação total em duas partes após a sua falha, justamente pelo modo de falha predominante ser por delaminação, onde após a falha as lâminas permaneciam intercaladas, mantendo o corpo de prova em uma única peça devido ao atrito entre as lâminas.

A resistência à tração dos laminados foi também calculada a partir das propriedades das lâminas, para fins de comparação com os resultados experimentais. O cálculo de resistência dos laminados foi realizado utilizando o software GenLam C, considerando o critério de falha de Tsai-Wu. Após a falha da primeira lâmina (*First Ply Failure*) as propriedades das lâminas foram degradadas de acordo com procedimento apresentado em (Tsai, 2008), considerando um fator de degradação de matriz de 0,07. Para os valores de resistência da lâmina não determinados experimentalmente, foram considerados valores cotados pelo fabricante:  $X' = 1137$  MPa,  $Y' = 143$  MPa e  $S = 90,0$  MPa (Melo, GenLam C, 2013).

A resistência mecânica calculada para os laminados foi de 588,9 MPa, portanto superior àquelas medidas: 338,4 MPa para  $[90/30/-30]_{3S}$  e 141,1 MPa para

$[90_3/30_3/-30_3]_S$ . Com base nesses dados, pode-se confirmar a predominância da delaminação no modo de falha desses laminados, que provocou uma falha prematura dos corpos de prova em valores menores de tensão.

### 4.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO OHT

Os resultados para os ensaios de tração dos corpos de prova  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT e  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT estão apresentados na Figura 46 e na Figura 47, respectivamente.

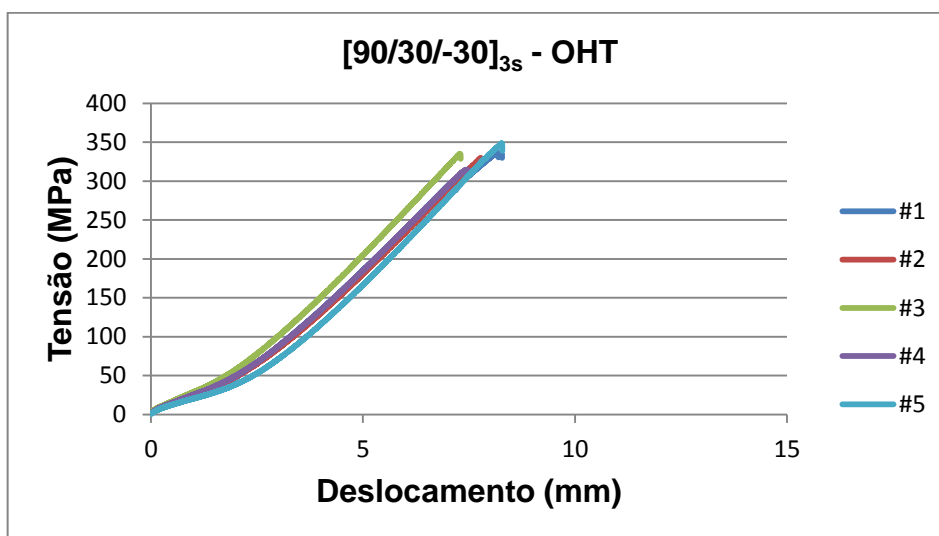


Figura 46 – Curvas tensão x deslocamento para os corpos de prova  $[90/30/-30]_{3S}$ .

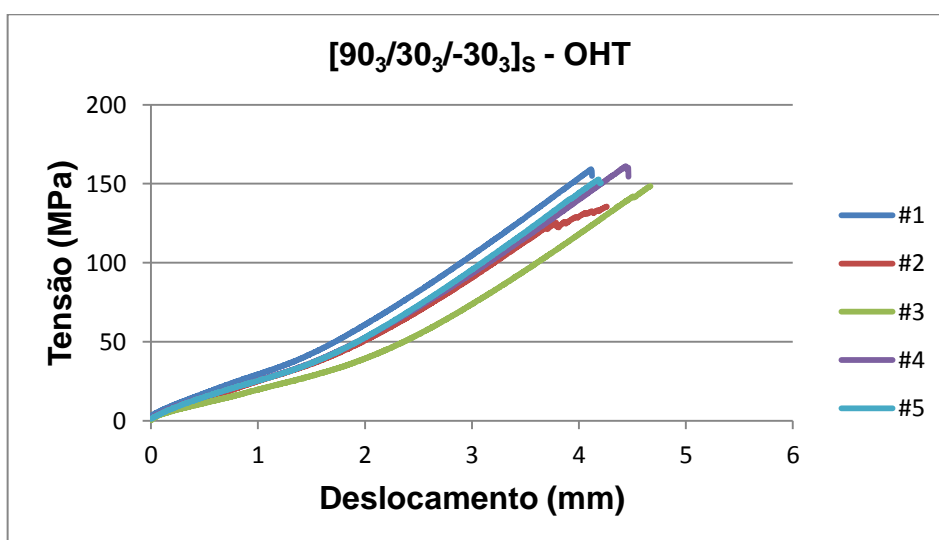


Figura 47 – Curvas tensão x deslocamento para os corpos de prova  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ .

Os valores para as tensões de falha média para cada configuração de laminado estão apresentados na Figura 48.

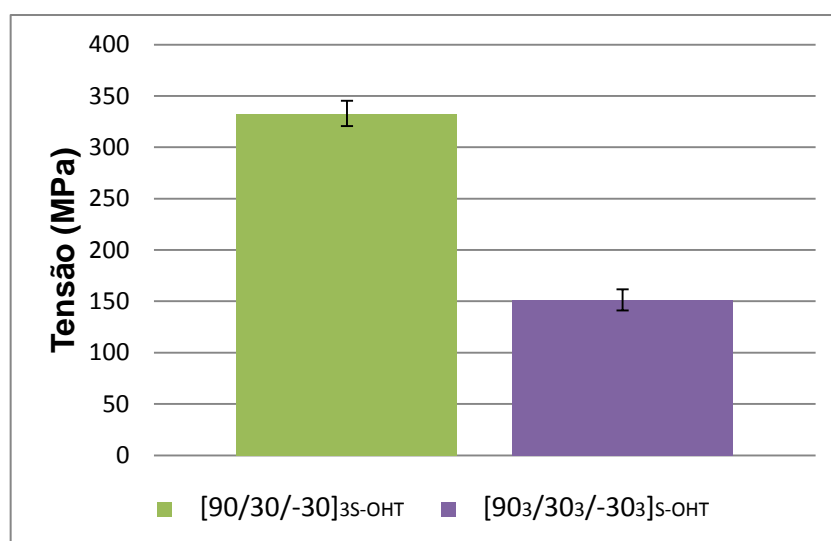


Figura 48 – Resistência a tração de corpos de prova com furo: [90/30/-30]<sub>3S</sub> e [90<sub>3</sub>/30<sub>3</sub>/-30<sub>3</sub>]<sub>S</sub>.

De modo semelhante aos resultados dos ensaios de tração, a resistência à tração média para os laminados com configuração [90/30/-30]<sub>3S</sub>-OHT foi aumentada em 120% quando comparada com a do laminado com configuração [90<sub>3</sub>/30<sub>3</sub>/-30<sub>3</sub>]<sub>S</sub>-OHT. A delaminação também foi o modo de falha observado em todos os corpos de prova.

Os mesmos efeitos devido à variação na sequência de empilhamento encontrados para os ensaios de tração também foram encontrados nos ensaios OHT, como pode ser visto nas propagações de trincas na direção da espessura do laminado apresentadas na Figura 49, e nas falhas da lâmina orientada a 90° apresentadas na Figura 50.



Figura 49 – Trincas e Delaminações: (a)  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT; (b)  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT.

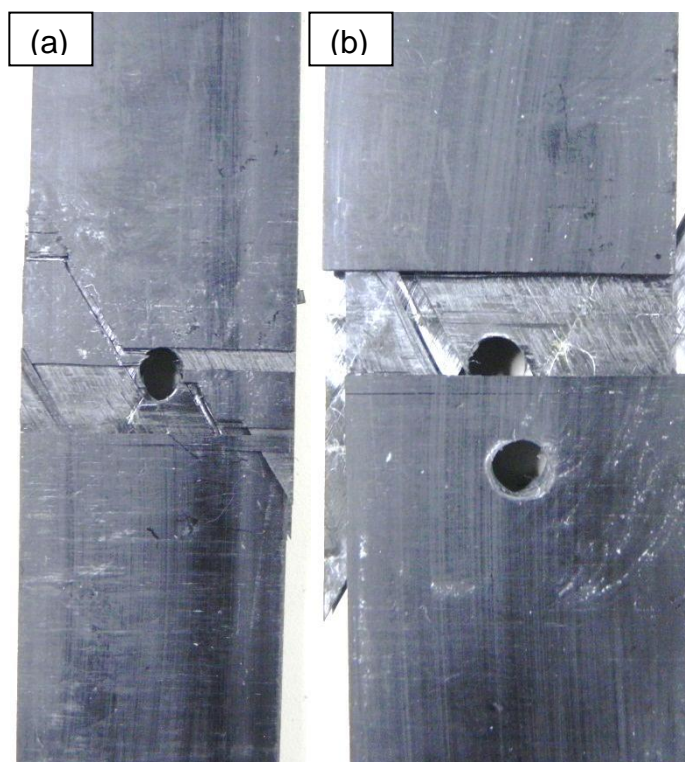


Figura 50 – Variação na falha da lâmina orientada a 90°: (a)  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT; (b)  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT.

Também de maneira análoga ao ensaio de tração, os corpos de prova do ensaio OHT permaneceram com suas partes unidas pelo atrito entre as lâminas após a falha. Uma separação manual foi realizada para visualizar a região ao redor do entalhe nas lâminas. Como pode ser visualizado na Figura 51, as duas configurações de laminado apresentaram comportamento semelhante das lâminas na região do furo.

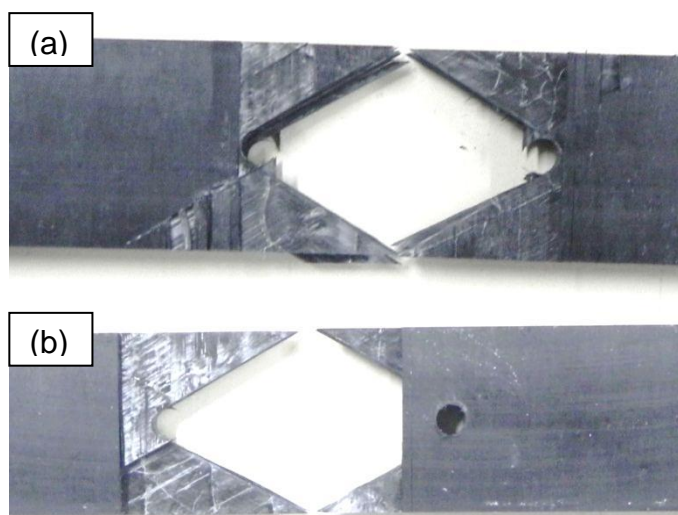


Figura 51 – Falha nas lâminas na região do entalhe: (a)  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT; (b)  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT.

O corpo de prova #4 do laminado  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT não falhou na região do furo, como pode ser observado na Figura 52, assim como o corpo de prova #1 do laminado  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT, como mostrado na Figura 53.

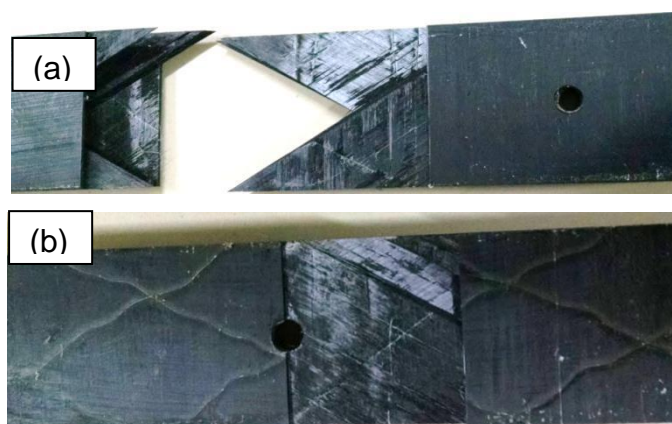


Figura 52 – Falha fora da região do furo no corpo de prova #4 do laminado com configuração  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT: (a) Lado “A”; (b) Lado “B”.



Figura 53 – Falha fora da região do furo no corpo de prova #1 do laminado com configuração  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT.

O mesmo evento de falha fora da região do entalhe foi presenciado nos experimentos em pesquisa publicada na literatura (Lagace, 1986) para alguns diâmetros de furo, como reportado nesse trabalho na seção 2.3.5. Para uma melhor análise desse efeito, foi realizado um corte transversal na seção A-A, conforme mostrado na Figura 54, passando pelo centro do furo do corpo de prova #1 do laminado  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT, para uma visualização por microscopia.

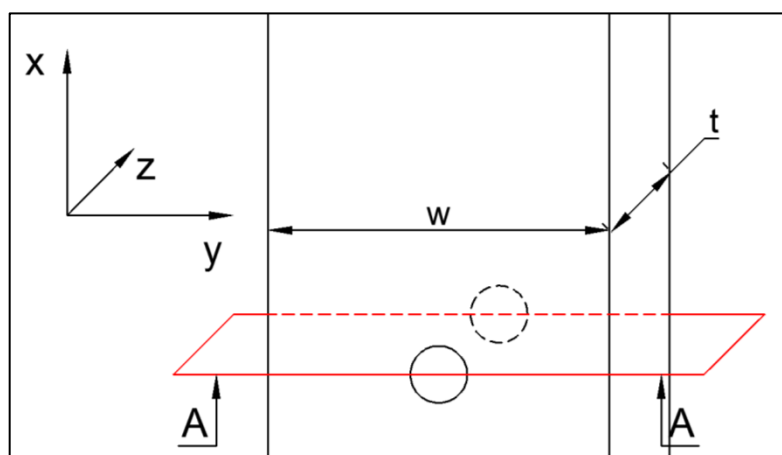


Figura 54 – Representação do corte na seção A-A.

Nas imagens ampliadas obtidas em microscópio ótico, apresentadas na Figura 55, e em microscopia eletrônica de varredura, apresentadas na Figura 56, é possível observar a formação e propagação de trincas na região interlaminar próximo à aresta do furo, podendo-se chegar à conclusão de que a falha nesse ponto estava iminente.

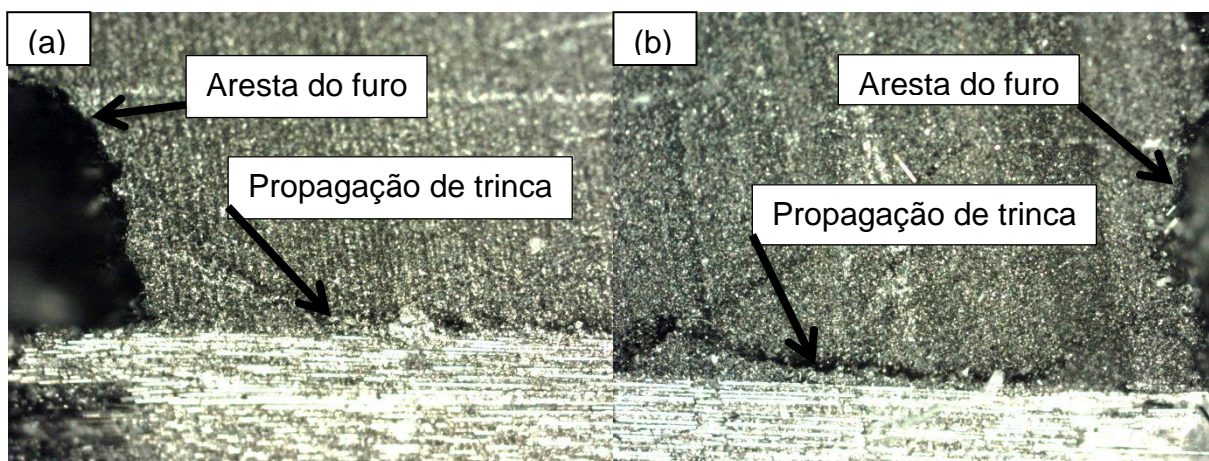


Figura 55 – Propagação de trincas iniciadas na aresta do furo provocando delaminações na seção A-A. Microscopia ótica 100x.

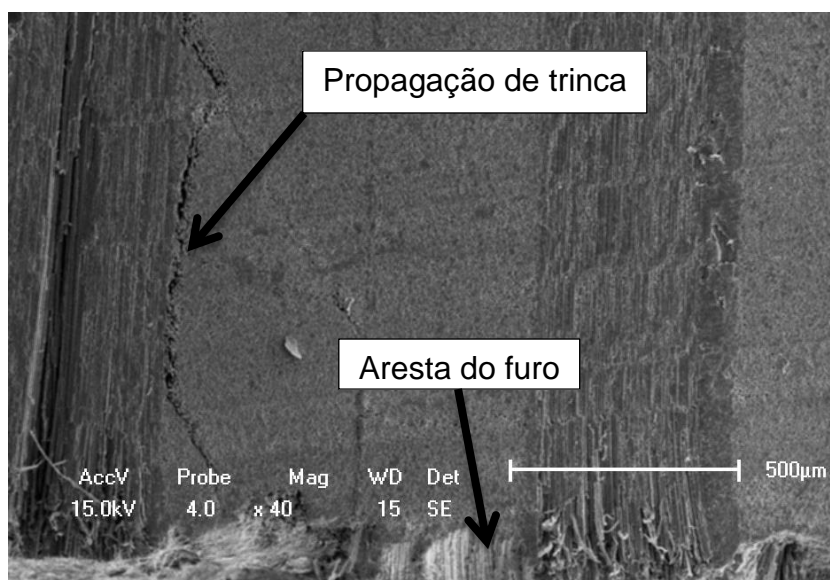


Figura 56 – Propagação de trincas iniciadas na aresta do furo na seção A-A: M.E.V. 40x



Para uma melhor definição do motivo da falha do corpo de prova fora da região do furo, realizou-se uma análise do comportamento do material anterior à sua falha total, onde dois corpos de prova, sendo um para cada configuração de laminado submetido ao ensaio de OHT, foram tensionados até a sua iminência de falha. Para os laminados com configurações  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT e  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT, os corpos de prova foram submetidos a tensões equivalentes a 92,1 % e a 81,0 % de suas respectivas tensões de falha média. Após isso, cortes foram realizados na seção longitudinal B-B tangenciando o furo. A região lateral do corpo de prova fora da região do furo também foi avaliada, conforme mostrado na Figura 57

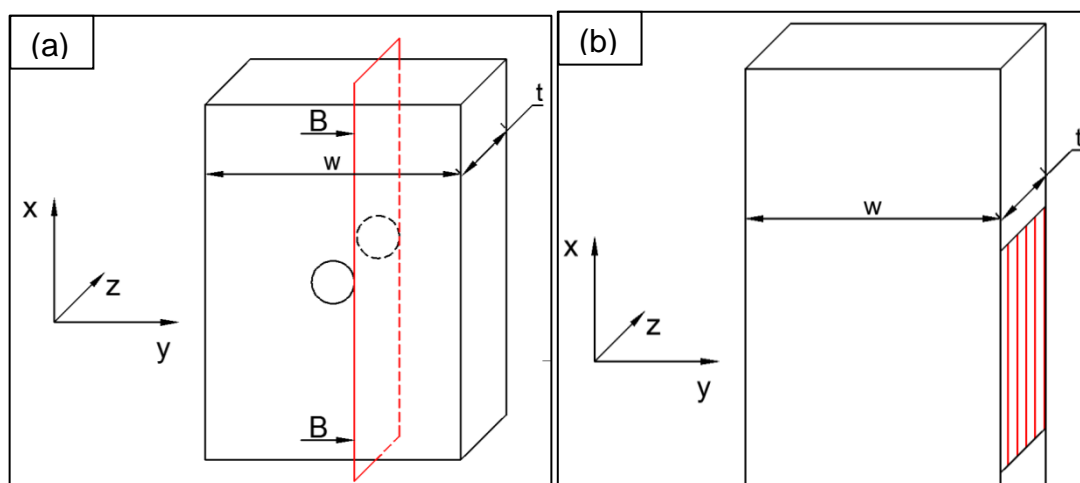


Figura 57 – Regiões analisadas após aplicação da carga: (a) Representação do corte na seção B-B; (b) Região analisada na lateral do corpo de prova em destaque.

Nas imagens ampliadas obtidas em microscopia eletrônica, é possível observar a propagação de trincas nas seções B-B dos laminados  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT e  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT, conforme apresentado na Figura 58 e na Figura 59.

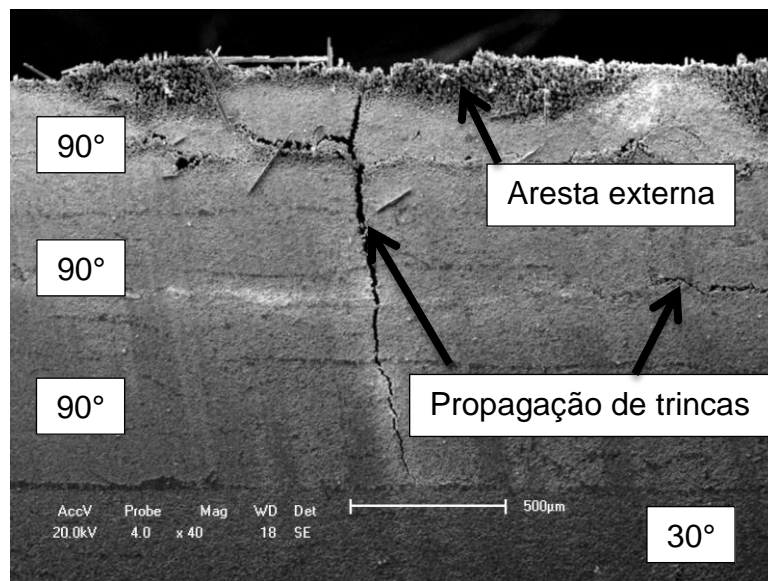


Figura 58 – Formação de trincas na região do furo visualizada na seção B-B no laminado  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT. M.E.V. 40x.

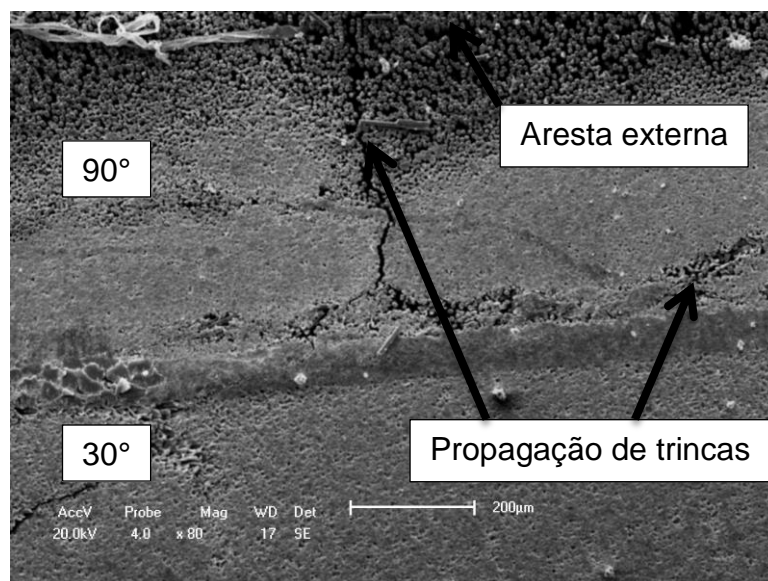


Figura 59 – Formação de trincas na região do furo visualizada na seção B-B no laminado  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT. M.E.V. 80x.

Na Figura 58 e na Figura 59, observa-se a propagação de trincas ao longo de todas as lâminas orientadas a  $90^\circ$ , sendo interrompidas na região interlaminar por uma lâmina com orientação diferente ( $30^\circ$ ). Na Figura 59 é possível ainda observar uma propagação de trinca na região interlaminar no ponto onde a trinca da lâmina orientada a  $90^\circ$  é interrompida, enquanto que na Figura 58 pode-se observar uma

trinca intralaminar isolada, em uma região que apresenta uma maior concentração de matriz.

Na Figura 58 e Figura 59 observa-se que a trinca nas lâminas orientadas a  $90^\circ$  ocorreu a partir da aresta externa em direção ao plano médio do laminado. Isso devido à abertura da trinca ir diminuindo na medida em que ela se direciona ao plano médio. O motivo de essa falha ter se iniciado na aresta externa pode ser explicado devido ao efeito de compressão que as lâminas orientadas a  $90^\circ$  exercem sobre as lâminas mais próximas ao plano médio, onde na medida em que essa força compressiva é exercida, uma força de reação age sobre a lâmina orientada a  $90^\circ$  flexionando-a e provocando uma tensão de tração na aresta externa, além daquela provocada pela aplicação do carregamento axial, ocasionando uma falha prematura na lâmina. O mesmo efeito também foi observado na região lateral dos corpos de prova, conforme apresentado na Figura 60 e na Figura 61.

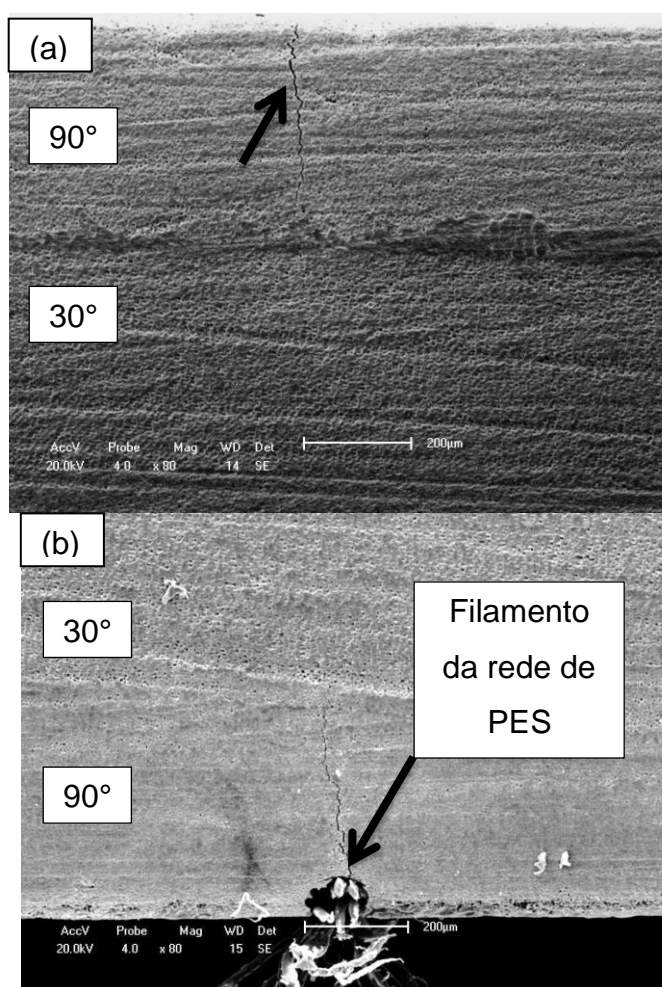


Figura 60 – Formação de trincas visualizadas na região lateral do corpo de prova no laminado [90/30/-30]3S-OHT: (a) M.E.V. 80x; (b) Trinca iniciada na rede de PES. M.E.V. 80x.

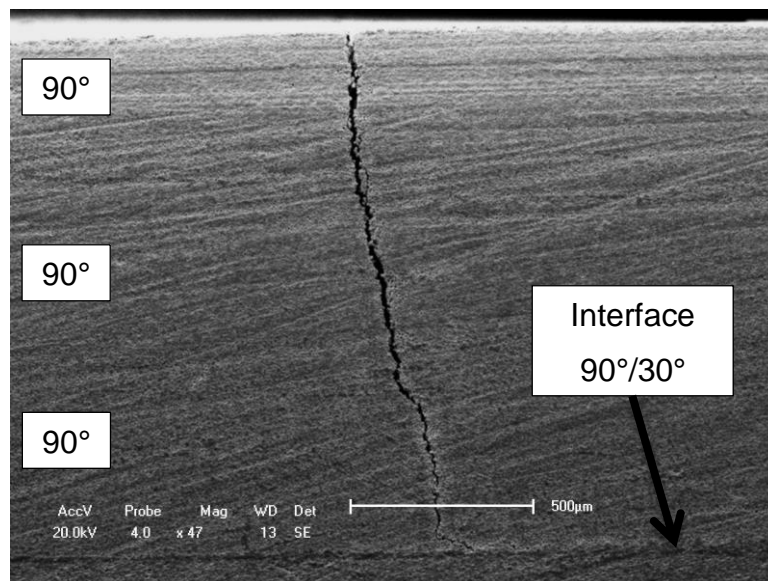


Figura 61 – Formação de trinca visualizada na região lateral do corpo de prova no laminado  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT. M.E.V. 47x

Diferentemente dos resultados obtidos na literatura (Whitney & Kim, 1977) apud (Mallick, 2007), a variação na sequência de empilhamento afetou substancialmente a resistência dos corpos de prova também com a presença de pontos de concentração de tensão.

O motivo para a falha dos corpos de prova #1 do laminado  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT e #4 do laminado  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT fora da área do furo pode ser devido a grande espessura do *prepreg* utilizado, que eleva as tensões interlaminares produzindo delaminação. Portanto, a influência da tensão de cisalhamento interlaminar foi maior do que o efeito de concentração de tensão provocado pelo furo, conforme observado em trabalhos anteriores presentes na literatura (Lagace, 1986). Esse efeito pode ser confirmado observando que os corpos de prova que não falharam na região do furo, apresentaram tensões de falha dentro dos valores apresentados pelos demais corpos de prova com a mesma configuração e que falharam na região do furo, apesar da presença de trincas na região do furo indicar uma possível falha iminente nesses corpos de prova nesta região, conforme mostrado na Figura 55, Figura 56, Figura 58 e Figura 59.

Os valores para as tensões de falha média para os corpos de prova com e sem pontos de concentração de tensão foram bastante aproximados, 338,4 MPa

para  $[90/30/-30]_{3S}$ ; 332,9 MPa para  $[90/30/-30]_{3S}$ -OHT; 141,1 MPa para  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ ; 151,4 MPa para  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ -OHT. Essa aproximação de valores reforça a hipótese de que a influência da tensão de cisalhamento interlaminar foi maior do que o efeito de concentração de tensão provocado pelo furo, conforme ensaios anteriores presentes na literatura (Lagace, 1986). Isso mostra também a predominância da delaminação sobre o modo de falha desses laminados, da mesma forma como ocorreu para os corpos de prova sem pontos de concentração de tensão. Observou-se também que as trincas nas lâminas orientadas a  $90^\circ$  surgiram simultaneamente na região dos pontos de concentração de tensão e nas demais regiões do corpo de prova, tornando possível a falha por delaminação em áreas fora da região do furo.

## 5. CONCLUSÕES

Placas de compósitos laminados com configurações  $[90/30/-30]_{3S}$  e  $[90_3/30_3/-30_3]_S$  foram fabricadas utilizando lâminas de *prepreg* unidirecional de epóxi/fibra de carbono e submetidas a ensaios de tração e OHT para se determinar o efeito da sequência de empilhamento na resistência mecânica desses laminados.

Variações substanciais nos valores de resistência à tração foram encontrados mudando-se a sequência de empilhamento das lâminas de compósitos laminados de uma configuração de distribuição mais homogênea das lâminas na espessura do laminado  $[90/30/-30]_{3S}$ , para uma em que aumentasse a espessura efetiva das lâminas  $[90_3/30_3/-30_3]_S$ .

Para os ensaios de tração, o valor da resistência média aumentou aproximadamente 140% mudando a configuração do laminado de  $[90_3/30_3/-30_3]_S$  para  $[90/30/-30]_{3S}$ . O mesmo efeito foi encontrado nos resultados dos ensaios OHT com um aumento de aproximadamente 120%. Análises pós falhas mostraram que para todos os corpos de prova, independentemente da configuração ou presença de furo, o modo de falha predominante foi por delaminação.

O aumento de resistência à tração para laminados mais homogêneos foi relacionado ao maior número de interfaces interlaminares, que aumenta a quantidade de energia necessária para a delaminação. Além disso, a intercalação de lâminas com orientações diferentes tendem a dificultar a propagação de trincas na direção correspondente à espessura do laminado, retardando o início das delaminações. Para as duas configurações estudadas, a predominância do modo de falha por delaminação provocou uma redução da resistência à tração do laminado em relação àquela prevista pelo critério de falha de Tsai-Wu.

Ainda de acordo com os resultados apresentados, a resistência à tração dos corpos de prova não foi afetada pela presença do furo, indicando que a influência da tensão de cisalhamento interlaminar, que resulta em delaminação, foi maior do que o efeito de concentração de tensão provocado pelo furo. Alguns corpos de prova que não falharam na região do furo apresentaram tensões de falha dentro da faixa de valores apresentados pelos demais corpos de prova com a mesma configuração, mas que falharam na região do furo, apesar de a presença de trincas na região do

furo indicar uma possível falha iminente nesses corpos de prova nesta região. Trincas surgiram simultaneamente na região dos pontos de concentração de tensão e nas demais regiões do corpo de prova, tornando possível a falha por delaminação em áreas fora da região do furo.

Em resumo,. a sequência de empilhamento mostrou ser um fator importante a ser considerado na realização de projetos em materiais compósitos, onde uma estrutura com uma distribuição de lâminas mais homogênea poderá apresentar um melhor desempenho sobre uma configuração com lâminas de maior espessura efetiva, principalmente em configurações de laminados onde a falha por delaminação seja predominante.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para que seja dada continuidade no estudo de compósitos com base epóxi reforçados com fibra de carbono, sugerem-se os seguintes pontos:

- Verificar a influência da espessura da matéria prima (testar *prepregs* de espessura menor).
- Verificar a influência da sequência de empilhamento em ensaios de *Open Hole Compression* (OHC) e Compressão Após Impacto (CAI).
- Estudar, identificar e quantificar os principais fatores que podem influenciar na redução da resistência, como:
  - Distância do entalhe para a borda do corpo de prova.
  - Espessura da lâmina e do laminado variando-se o diâmetro do furo.



## 7. REFERÊNCIAS

- (2007). HexPly® M19.1/M19.6 - Product Datasheet.
- ASTM D3039/D3039M, Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. (2008).
- ASTM E132, Standard Test Method for Poisson's Ratio at Room Temperature. (2010).
- ASTM D5766/D5766M, Standard Test Method for Open-Hole Tensile Strength of Polymer Matrix Composite Laminates. (2011).
- (2013). HexPly® Prepreg Technology. © Hexcel Corporation.
- ABRÃO, A., FARIA, P., RUBIO, J. C., REIS, P., & DAVIM, J. P. **Drilling of fiber reinforced plastics: A review.** Journal of Materials Processing Technology, 1-7, (2007).
- ASTM E111, Standard Test Method for Young's Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus. (s.d.).
- AZZI, V., & TSAI, S. **Anisotropic Strength of Composites**, Exp, Mech., 5:283, (1965).
- CAMANHO, P. P., DÁVILA, C. G., PINHO, S. T., IANNUCCI, L., & ROBINSON., P. **Prediction of in situ strengths and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear.** Composites: Part A, 165-176, (2006).
- COSTA, M., ALMEIDA, S., & REZENDE, M. **The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon carbon/epoxy and carbon/bismaleimide fabric laminates.** Compos Sci Technol, 2101-2108, (2001).
- DANIEL, I. M., LUO, J.-J., SCHUBEL, P. M., & WERNER., B. T. **Interfiber/interlaminar failure of composites under multi-axial states of stress.** Composites Science and Technology, (2009).
- GÖRLICH, J. **Experimental and numerical analysis of size effects in notched composite specimens - report.** Technical University of Dresden Institute for lightweight Structures, (2008).

GREEN, B. G., WISNOM, M. R., & HALLETT, S. R. **An experimental investigation into the tensile strength scaling of notched composites.** ScienceDirect, 867-878, (2007).

GRILO, T., PAULO, R., SILVA, C., & DAVIM, J. **Experimental delamination analyses of CFRPs using different drill geometries.** Composites: Part B, 1344-1350, (2013).

IARVE, E. V., MOLLENHAUER, D., WHITNEY, T. J., & KIM, R. **Strength prediction in composites with stress concentrations: classical Weibull and critical failure volume methods with micromechanical considerations.** J Mater Sci, 6610-6621, (2006).

IREMAN, T. **Design of Composite Structures Containing Bolt Holes and Open Holes.** Stockholm: Royal Institute of Technology, (1999).

JEONG, H. **Effects of voids on the mechanical strength attenuation of laminated composites.** J compos Mater, 276-292, (1997).

JIN, K. K., HUANG, Y., LEE, Y. H., & HA, S. K. **Strength & Life of Composites**, 2nd edition eBook. Chapter 1. Stanford, (2011).

KOBER, M., & KÜHHORN., A. **Comparison of different failure criteria for fiber-reinforced plastics in terms of fracture curves for arbitrary stress combinations.** Composites Science and Technology, (2012).

LAGACE, P. A. **Notch Sensitivity of Graphite/Epoxy Fabric Laminates.** Composites Science and Technology 26, 95-117, (1986).

LEITE, C. G. **Fabricação de risers rígidos de materiais compósitos pelo processo de enrolamento filamentar.** RIO DE JANEIRO, RJ, BRASIL, (AGOSTO de 2009).

LIN, Y.-K., LIU, H.-K., KUO, W.-S., & CHEN, Y.-D. **Compressive fracture evolution of thick cross-ply laminated composites with different stacking sequences.** Journal of Composite Materials, (2010).

MALLICK, P. K. **Fiber-reinforced composites - materials, manufacturing and design**, LLC 3<sup>rd</sup> Edition (2007).

MARTINEZ, C. B. **Estudo da influência do ciclo de cura nas propriedades mecânicas de compósitos fabricados pelo processo de infusão de resina.** São Carlos, (2011).

MELO, J. D. **Material de aula,** (2011).

MELO, J. D. **GenLam C,** (2013).

NETO, F. L., & PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais - Ciência e Tecnologia.** São Paulo, Edgar Blucher, (2006).

NUISMER, R. J., & WHITNEY, J. M. **Uniaxial failure of composite laminates containing stress concentrations.** *Fracture Mechanics of Composites*, ASTM STP. (1975).

PARDINI, L. C., & PERES, R. J. **Tecnologia de Fabricação de Pré-Impregnados para Compósitos Estruturais Utilizados na Indústria Aeronáutica.** *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, pp. 32-42 (Abril - Junho de 1996).

PASCAULT, J.-P., & WILLIAMS, R. J. **Epoxy Polymers - New Materials and Innovations.** (Eds.), (2010).

PRADO, V. J. **Moldagem de compósitos pelo processo de infusão de resina: correlação de propriedades.** São José dos Campos, (2009).

SHYHA, I., SOO, S. L., ASPINWALL, D., & BRADLEY., S. **Effect of laminate configuration and feed rate on cutting performance when drilling holes in carbon fibre reinforced plastic composites.** *Journal of Materials Processing Technology*, 1023-1034, (2010).

TAY, T.-E., LIU, G., SUN, X., RIDHA, M., TAN, V., PHAM, D. C., ET AL. **Strength & Life of Composites**, 2nd edition eBook. Chapter 5. Stanford, (2011).

TITA, V., CARVALHO, J. D., & LIRANI, J. **Theoretical and experimental Dynamic Analysis of Fiber Reinforced composite Beams**, São Carlos (2003).

TSAI, S. W. **Theory of Composites Design.** Stanford University, (2008).

TSAO, C., & HOCHENG, H. **Taguchi analysis of delamination associated with various drill bits in drilling of composite material.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, 1085-1090, (2004).

WALCZYK, D., & KUPPERS., J. **Thermal press curing of advanced thermoset composite laminate parts.** Composites: Part A, 635-646, (2012).

WALCZYK, D., HOFFMAN, C., RIGHI, M., DE, S., & KUPPERS., J. **Patente Nº US8511362.** US, (2013).

WHITNEY, J. M., & KIM, R. Y. **Composite Materials: Testing and Design (Fourth Conference).** (1977).

WHITNEY, J. M., & NUISMER, R. J. **Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations.** Journal of Composite Materials. (1974).

WILLIAM D. CALLISTER, J. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** São Paulo: LTC. (2002).

WILLIAM D. CALLISTER, J. **Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais.** Rio de Janeiro, LTC (2006).

WISNOM, M. R. **Size effects in the testing of fibre-composite materials.** Composites Science and Technology, 1937-1957. (1999).

WISNOM, M. R. (S.D.). **The role of delamination in notched and unnotched tensile strength.** Bristol, UK: University of Bristol, Advanced Composites Centre for Innovation and Science.

WISNOM, M. R., & HALLETT, S. R. **The role of delamination in strength, failure mechanism and hole size effect in open hole tensile tests on quasi-isotropic laminates.** Composites: Part A, 335-342. (2009).

WISNOM, M. R., HALLETT, S. R., & SOUTIS, C. **Scaling Effects in Notched Composites.** Journal of Composite Materials. (2010).

WISNOM, M. R., KHAN, B., & HALLETT, S. R. **Size effects in unnotched tensile strength of unidirectional and quasi-isotropic carbon/epoxy composites.** Composite Structures, 21-28. (2008).