

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**

DAOUDA KANE

**EFEITO DO ESCALONAMENTO NA
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE COMPÓSITOS
TERMOPLÁSTICOS DE FIBRA DE CARBONO**

Itajubá, dezembro de 2019

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**

DAOUDA KANE

**EFEITO DO ESCALONAMENTO NA
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE COMPÓSITOS
TERMOPLÁSTICOS DE FIBRA DE CARBONO**

Tese de Doutorado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do Título de *Doutor em Engenharia Mecânica*.

Área de Concentração: Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Júnior

Co-orientadora: Profa. Dra. Vanessa Bawden de Paula Macanhan

Itajubá, dezembro de 2019

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**

DAOUDA KANE

**EFEITO DO ESCALONAMENTO NA
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE COMPÓSITOS
TERMOPLÁSTICOS DE FIBRA DE CARBONO**

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Junior (Orientador) - UNIFEI
Profa. Dra. Vanessa Bawden de Paula Macanhan (Co-orientadora) - LNA
Prof. Dr. Paulo Shigueme Ide - FEPI
Prof. Dr. Guilherme Ferreira Gomes - UNIFEI
Prof. Dr. Jesus Antonio Garcia Sanchez - UNIFEI
Prof. Dr. Ricardo Mello Di Benedetto - UNESP

Itajubá, dezembro de 2019

Dedicatória

Aos meus pais Cheikh Kane e Mbène Sarr
Minhas Filhas Rokhaya Kane e Aissatou Khady Kane

Agradecimentos

A Deus pela vida, oportunidade e condições necessárias para poder fazer este trabalho.

Às minhas filhas Rokhaya Kane e Aissatou Khady Kane. Aos amigos Paulo Roberto Tavares e família, Professor Dr. Yohan Dias, Yvo Chiaradia, Felipe Diogo, Jonas Mendes.

A todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste trabalho e, em especial aos Professores Dr. Antônio Carlos Ancelotti Jr e Dra. Vanessa Bawden de Paula Macanhan, pela valiosa orientação e amizade no decorrer deste trabalho, aos colegas e amigos Diego Junqueiro, Gaúcho, Lorena, Paulo, Denise, Rubens Augusto e toda equipe do Núcleo de Tecnologia em Compósitos (NTC) da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI).

A UNIFEI pela oportunidade de realização do curso de doutorado.

Aos professores e funcionários da UNIFEI pelos ensinamentos transmitidos e pela convivência.

Resumo

Em projetos de estruturas fabricadas com materiais compósitos, é comum se deparar com a necessidade de variar a espessura do laminado, para atender uma exigência do projeto em termos geométricos ou para melhorar o desempenho mecânico. Esta variação da espessura (ou escalonamento) pode ser feita por meio da interrupção ou adição de camadas em diferentes posições no laminado. Uma característica negativa e inerente a esta construção é a possibilidade de ser formar defeitos tais como porosidade ou áreas ricas em resina na região do escalonamento e consequente descontinuidades geométricas que podem causar falha interlaminar prematura na interface entre as camadas interrompidas e contínuas. Assim, este trabalho tem como objetivo estudar o efeito do escalonamento e sua influência nas propriedades mecânicas finais do compósito termoplástico reforçado com fibra de carbono. Para tal, uma comparação numérico-experimental foi inicialmente realizada para possibilitar uma avaliação mais ampla das possíveis configurações de escalonamento. Corpos de prova com escalonamento interno foram fabricados e a máquina de tração INSTRON 8801 equipada com equipamento de Correlação Digital de Imagens (CDI) foi utilizada para realizar os ensaios. Para efeito de validação numérico-experimental e análise de outras configurações de escalonamento, foi criado um modelo representativo do corpo de prova em três dimensões (3D), utilizando o método de elementos finitos para calcular tensões, deformações e deslocamentos. Os resultados numéricos são condizentes com os resultados experimentais, validando o modelo numérico. O critério de falha de Tsai Wu foi implementado na análise numérica para verificar a ocorrência da primeira falha nos *drop-off*. Os resultados das simulações mostram que a orientação e a posição dos *drop-off* influenciam as tensões desenvolvidas, as deformações, o deslocamento e a resistência do compósito. De maneira geral, as primeiras falhas ocorrem na interface entre as camadas interrompidas e as contínuas, ao final da região de transição da espessura maior para a menor. As tensões e as deformações aumentam com a redução da espessura e a resistência do compósito aumenta quando os *drop-off* mais próximos da espessura menor estiverem posicionados acima do eixo médio e orientados a $\pm 45^\circ$.

Palavras-chaves: Laminados escalonados, análises por elementos finitos, configuração, ensaio de tração.

Abstract

In laminate composite structure design, it is common to deal with the need to vary the thickness of the laminate to meet a geometrical design requirement or to improve mechanical performance. This variation of thickness can be achieved by terminating or adding plies at different locations over the laminate. A negative and inherent feature of this construction is the possibility of forming defects such as porosity or resin-rich area at the ply drop region and consequent geometric discontinuities that may cause premature interlaminar failure at interfaces between dropped and continuous plies. Thus, this work aims to study the effect of ply drop-off and its influence on the final mechanical properties of carbon fiber thermoplastic composite laminate. For this, numerical and experimental comparative analyses were initially performed to enable a broader assessment of laminate layup possibilities. Specimens with internal drop-off were manufactured and tensile test was performed on an INSTRON 8801 tensile machine equipped with Digital Image Correlation (DIC) equipment. For the purpose of numerical-experimental validation and analysis of other layup, a numerical model was carried out in 3D by using finite element to calculate stresses, strains and displacements. Numerical and experimental results showed good agreement, validating the numerical model. Tsai Wu's failure criterion was implemented to predict initiation of first ply failure. Numerical results show that orientation and position of drop-offs have influence on stresses, strains, displacement and strength of tapered laminate. In general, first ply failure occurs at the interface between the dropped and continuous plies at the drop-off closer to the thinner section of the laminate. Stresses and strains increase as thickness decreases and composite strength increases when drop-off closest to the thinner section are positioned above the mid-axis and oriented at $\pm 45^\circ$.

Keywords: Tapered laminates, finite element analyses, lay-up, tensile test.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	iii
LISTA DE TABELAS.....	vi
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	vii
1.1 GENERALIDADES	1
1.2 MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVAS	5
1.3 OBJETIVOS	6
1.4 ESTRUTURA DO TRABALHO.....	7
CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	8
2.1 OS MATERIAIS COMPÓSITOS	8
2.1.1 Os reforços	9
2.1.2 As matrizes	10
2.1.3 Os modos de falha e ruptura em laminados	15
2.1.4 Conceitos básicos sobre o escalonamento interno	19
2.1.5 Regras gerais de concepção de escalonamento.....	20
2.1.6 Problemáticas do escalonamento	23
2.1.7 Critérios de falha.....	28
2.1.7.1 Critério de Hill	30
2.1.7.2 Critério de Tsai - Hill	31
2.1.7.3 Critério de Tsai Wu	32
2.1.7.4 Considerações finais sobre os critérios de ruptura	33
2.2 REVISÃO DA LITERATURA	34
CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E METODOLOGIA	42
3.1 MATERIAIS UTILIZADOS	42
3.2 METODOLOGIA NUMÉRICA E EXPERIMENTAL.....	44
3.2.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	45
3.2.1.1 Fabricação do compósito.....	45
3.2.1.2 Avaliação da porosidade	47
3.2.1.3 Ensaio de tração	48
3.2.3 Procedimento numérico	50
3.2.3.1 Modelagem do compósito e cálculo numérico.....	50
3.2.3.2 Hipóteses e condições de contorno	51
3.2.3.3 Malha numérica.....	51
CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES	54
4.1 ANÁLISES DA POROSIDADE DO COMPÓSITO	54
4.2 VALIDAÇÃO DO MODELO NUMÉRICO	56
4.2.1 Análise comparativa das tensões, deformações e deslocamentos.....	56
4.2.2 Análise comparativa dos deslocamentos longitudinais	58

4.2.3	Análise do deslocamento normal	59
4.3	ANÁLISE NUMÉRICA DAS TENSÕES E DEFORMAÇÕES	62
4.4	ANÁLISE DAS FALHAS	69
4.5	ANÁLISES DA INFLUÊNCIA DA ORIENTAÇÃO DAS CAMADAS	72
4.6	ANÁLISES DA INFLUÊNCIA DA POSIÇÃO DAS CAMADAS	76
	CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES	81
5.1	CONCLUSÕES	81
5.2	PROPOSTA.....	82
5.3	RECOMENDAÇÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	82
	REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA	83
	ANEXO A.....	89
	ESPECIFICAÇÃO TÉCNICA DO MATERIAL.....	89
	ANEXO B.....	90
	CERTIFICADO DE CONFORMIDADE	90
	ANEXO C.....	91
	RELATÓRIO DO TESTE DO MATERIAL.....	91
	ANEXO D.....	92
	FICHA TÉCNICA DA RESINA ELIUM® 150	92

Lista de Figuras

Capítulo 1 – Introdução

Figura 1.1 - Evolução sobre o uso de compósitos nos aviões	3
Figura 1.2 a - Estrutura com <i>drop-off</i> externo.....	4
Figura 1.2 b - Estrutura com <i>drop-off</i> interno.....	4
Figura 1.3 - Starflex do rotor principal do helicóptero Esquilo da Airbus modelo EC130	5

Capítulo 2 - Revisão bibliográfica

Figura 2.1 – Tipos de compósitos	8
Figura 2.2 - Esquema de uma resina termorrígida antes e após cura	11
Figura 2.3 - Aplicações na aeronave A380 de compósitos poliméricos termoplásticos.....	14
Figura 2.4 - Modos de falhas em laminados	15
Figura 2.5 - Representação esquemática de modos de falhas possíveis em laminados	16
Figura 2.6 - Representação esquemática da ruptura intralaminar	16
Figura 2.7 - Representação esquemática da ruptura interlaminar	17
Figura 2.8 - Exemplo de melhora na resistência à delaminação.....	18
Figura 2.9 - Representação esquemática da ruptura translaminar	18
Figura 2.10 - Representação esquemática de um compósito escalonado	19
Figura 2.11 - Esquema de uma estrutura simétrica.....	20
Figura 2.12 - Resposta de um elemento de volume submetido a uma solicitação de tração a 45° com relação à direção de orientação das fibras	21
Figura 2.13 - Esquema de uma estrutura não balanceada e balanceada simétrica	21
Figura 2.14 - Esquema de uma estrutura mostrando o ângulo de inclinação	22
Figura 2.15 - Representação de uma estrutura escalonada com stagger distance	23
Figura 2.16 - Área crítica sujeita à delaminação (reforço externo)	24
Figura 2.17 - Área crítica sujeita à delaminação (reforço interno)	24
Figura 2.18 - Configurações e parâmetros de configuração	25
Figura 2.19 - Parâmetros básicos de resistência de uma camada unidirecional com carregamento no plano	28
Figura 2.20 - Representação esquemática da tração fora do eixo	32
Figura 2.21 - Modelo de elementos finitos com resina inserida entre as camadas	39

Capítulo 3 - Materiais e Metodologia

Figura 3.1 - Tecido Sigratex KDL-8051	42
Figura 3.2 - Fluxograma do desenvolvimento do trabalho	44
Figura 3.3 - Esquema dos componentes do processo VARTM	45
Figura 3.4 - Configuração do compósito EF0°	46
Figura 3.5 - Máquina de corte TR 201 E CLIPPER	47
Figura 3.6 - Corpo de prova.....	47
Figura 3.7 - Máquina de tração INSTRON 8801	49
Figura 3.8 - Etapas essenciais para análise numérica via Ansys	50
Figura 3.9 - Esquema representativo da região de escalonamento	51
Figura 3.10 - Modelo representativo do compósito escalonado.....	51
Figura 3.11 - Região contínua (esquerda) discretizada por uma malha de pontos (direita)	52
Figura 3.12 - Visualização da malha quadrada do modelo.....	52
Figura 3.13 - Métrica da qualidade da malha	53

Capítulo 4 – Resultados e Discussões

Figura 4.1 - Porosidade	54
Figura 4.2 - Exemplo de medição de tensão na espessura	57
Figura 4.3 - Exemplo de medição de deformação na espessura	57
Figura 4.4 - Tensão versus deformação após simulação e ensaio	57
Figura 4.5 - Deslocamento longitudinal do compósito após simulação numérica	58
Figura 4.6 - Força versus deslocamento após simulação e ensaio	59
Figura 4.7 - Deslocamento normal na direção x	60
Figura 4.8 - Compósito antes e após ensaio de tração	60
Figura 4.9 - Representação esquemática do modelo com o momento de flexão.....	61
Figura 4.10 - Compósito EF0°	62
Figura 4.11 - Tensões normais na direção do carregamento	63
Figura 4.12 - Deformações normais na direção do carregamento	63
Figura 4.13 - Tensões normais na vizinhança do <i>drop-off</i> DO8.....	64
Figura 4.14 - Deformações normais na vizinhança do <i>drop-off</i> DO8.....	64
Figura 4.15 – Pontos de tensão mínima e máxima	65
Figura 4.16 – Pontos de deformação mínima e máxima	65
Figura 4.17 - Tensões normais na direção transversal ao carregamento.....	66
Figura 4.18 - Deformações normais na direção transversal ao carregamento	66

Figura 4.19 - Tensões na direção normal ao carregamento com o tempo.....	67
Figura 4.20 - Deformações na direção normal ao carregamento.....	67
Figura 4.21 - Esquema representativa das tensões no <i>drop-off</i> localizado na posição 8.....	68
Figura 4.22 - Tensões de cisalhamento no plano yz, no <i>drop-off</i> DO8.....	68
Figura 4.23 - Fluxograma do processo de análise de ocorrência de falha	69
Figura 4.24 - Local de ocorrência da primeira falha.....	69
Figura 4.25 - Representação esquemática da área crítica.....	70
Figura 4.26 - Visualização da primeira falha no drop-off DO8.....	70
Figura 4.27 - Visualização da delaminação no compósito.....	71
Figura 4.28 - Visualização da primeira falha no drop-off DO8.....	71
Figura 4.29 - Estado do compósito EF0° antes da ruptura com F=72.573 N.....	72
Figura 4.30 - Compósito EF0°.....	73
Figura 4.31 - Compósito EF±45°.....	73
Figura 4.32 - Compósito EF±45°.....	74
Figura 4.33 - Compósito EF±45° V3.....	74
Figura 4.34 - Compósito EF±45°.....	75
Figura 4.35 - Compósito EF±45° V4.....	75
Figura 4.36 - Compósito EF0°.....	77
Figura 4.37 - Compósito EF0° V1.....	77
Figura 4.38 - Compósito EF0°.....	77
Figura 4.39 - Compósito EF0° V2.....	77
Figura 4.40 - Compósito EF±45° V1.....	79
Figura 4.41 - Compósito EF±45° V2.....	79
Figura 4.42 - Compósito EF±45° Visualização da primeira falha no DO8.....	81
Figura 4.43 - Compósito EF±45° V2 Visualização da primeira falha no DO7.....	81

Lista de Tabelas

Capítulo 2 – Revisão bibliográfica

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas típicas de fibras de reforço mais comuns em compósitos	10
Tabela 2.2 – Propriedades típicas de resinas termorrígidas.....	11
Tabela 2.3 - Principais propriedades e algumas vantagens e desvantagens relativas aos compósitos termorrígidos e termoplásticos	13
Tabela 2.4 - Descrição das características do compósito escalonado.....	19

Capítulo 3 – Materiais e Metodologia

Tabela 3.1 - Propriedades do tecido SGL Sigratex® KDL805	42
Tabela 3.2 - Propriedade do compósito.....	43
Tabela 3.3 - Parâmetros do Processo de Infusão e Tratamento Térmico	46
Tabela 3.4 - Valores de C para cada tipo de elemento (Ansys).....	53
Tabela 3.5 – Qualidade dos elementos da malha	53

Capítulo 4 – Resultados e Discussões

Tabela 4.1 - Massa, Volume e Massa específica dos CDP	54
Tabela 4.2 - Densidade dos materiais.....	55
Tabela 4.3 - Resultados dos cálculos de porosidade.....	58
Tabela 4.4 - Resultados das deformações após simulação e ensaio.....	59
Tabela 4.5 - Resultados dos deslocamentos longitudinais após simulação e ensaio.....	59
Tabela 4.6 - Resultados da mudança de orientação dos <i>drop-off</i> DO7 e DO8	74
Tabela 4.7 - Resultados da mudança de orientação dos <i>drop-off</i> para $\pm 45^\circ$	75
Tabela 4.8 - Resultados da mudança de orientação dos <i>drop-off</i> para $\pm 45^\circ$ e 0°	76
Tabela 4.9 - Resultados da mudança de posição dos <i>drop-off</i> DO7 e DO8.....	78
Tabela 4.10 - Resultados da mudança de posição e orientação dos <i>drop-off</i> DO7 e DO8.....	80

Lista de Abreviaturas e Símbolos

ASTM	American Standard Test Method
CDP	Corpo de Prova
<i>Drop-Off</i>	DO
DIC	Correlação Digital de Imagens
E_1	Módulo de elasticidade longitudinal na direção 1, direção das fibras
E_2	Módulo de elasticidade longitudinal na direção 2, direção transversal às fibras
E_3	Módulo de elasticidade na direção 3, na direção da espessura
ν_{12}	Coefficiente de Poisson no plano 1, 2.
ν_{13}	Coefficiente de Poisson no plano 1, 3.
ν_{23}	Coefficiente de Poisson no plano 2, 3.
S_{12}	Tensão de cisalhamento no plano 1, 2.
S_{23}	Tensão de cisalhamento no plano 2, 3.
S_{13}	Tensão de cisalhamento no plano 1, 3.
G_{12}	Módulo de cisalhamento no plano 1, 2.
G_{23}	Módulo de cisalhamento no plano 2, 3.
G_{13}	Módulo de cisalhamento no plano 1, 3.
E_f	Módulo de elasticidade da fibra
E_m	Módulo de elasticidade da matriz
<i>ELIUM® 150</i>	Nome comercial da resina termoplástica da empresa ARKEMA
F_{1t}	Resistência à tração longitudinal
F_{1c}	Resistência à compressão longitudinal
F_{2t}	Resistência à tração transversal
F_{2c}	Resistência à compressão transversal
F_{12}	Resistência ao cisalhamento no plano 1, 2.
F_{ij}	Tensores de força do critério de falha de Tsai-Wu nas direções do laminado em relação às fibras, sendo 1 principal, 2 transversal e 3 na direção da espessura.
HP	High Performance – Alto Desempenho
i, j	1, 2, 3, 4, 5, 6.
K	Elemento rígido do sistema

L,M	Constantes dos critérios de falha de Hill, Tsai-Wu relacionados às propriedades de resistência do compósito em relação à espessura, para o estado tri axial de tensões.
m_1	Massa do CDP antes da digestão ácida
m_2	Massa da fibra após a digestão da matriz
N	Número de camadas
PAN	Poliacrilonitrila
PEKK	Poli (éter-cetona-cetona)
PEEK	Poli (éter-éter-cetona)
PPS	Poli (sulfeto de fenileno)
PEI	Poli (éter-imida)
RTM	Moldagem por Transferência de Resina
S_{ILSS}	Tensão de cisalhamento interlaminar.
t_1	Espessura menor do laminado
t_2	Espessura maior do laminado
VARTM	Moldagem por Transferência de Resina Auxiliado por Vácuo
V_f	Fração volumétrica de fibra
V_m	Fração volumétrica de matriz
V_0	Taxa de porosidade
V_{CDP}	Volume do CDP
X_{1T}	Tensão de ruptura em tração na direção longitudinal
X_{2T}	Tensão de ruptura em tração na direção transversal
X_{3T}	Tensão de ruptura em tração na direção normal
X_{1C}	Tensão de ruptura em compressão na direção longitudinal
X_{2C}	Tensão de ruptura em compressão na direção transversal
X_{3C}	Tensão de ruptura em compressão na direção normal
ρ_F	Massa específica da fibra
σ_1	Tensão normal na direção das fibras
σ_2	Tensão normal na direção transversal às fibras
σ_3	Tensão normal na direção da espessura
σ_f	Tensão da fibra
σ_m	Tensão da matriz
α	Ângulo de inclinação

F, G, H, N	Constantes dos critérios de falha de Hill, Tsai-Wu relacionados às propriedades de resistência do compósito no estado plano de tensões.
ρ_r	Densidade da matriz
ρ_f	Densidade da fibra
σ_x	Tensão normal na direção x
σ_y	Tensão normal na direção y
σ_z	Tensão normal na direção z
τ_{yz}	Tensão de cisalhamento no plano yz
ϵ_x	Deformação na direção x
ϵ_y	Deformação na direção y
ϵ_z	Deformação na direção z
δ_x	Deslocamento na direção x

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO

1.1 GENERALIDADES

Um material compósito é um conjunto de dois ou mais materiais diferentes, combinados em escala macroscópica, para funcionarem como um único material, visando obter um conjunto de propriedades que nenhum dos componentes individualmente apresenta (MENDONÇA, 2005). O termo macroscópico é intencionalmente introduzido na definição com a finalidade de diferenciar tais materiais das ligas metálicas que também são constituídas de materiais diferentes, mas em escala atômica. Nos compósitos, a escala de dimensões das inclusões é tipicamente da ordem de um micrômetro ou maior. Em outras palavras, materiais compósitos ou compostos são aqueles que possuem pelo menos dois componentes ou duas fases, com propriedades físicas e químicas nitidamente distintas em sua composição. Isoladamente, os constituintes do compósito mantêm suas características, porém, quando misturados, formam um composto com propriedades impossíveis de se obter individualmente. Evidentemente a escolha e organização dos constituintes do material é o ponto chave para se obter as propriedades desejadas.

A indústria aeroespacial foi a pioneira no desenvolvimento tecnológico de materiais compósitos utilizados em projetos de aeronaves, mísseis, satélites e foguetes entre outros por necessitarem de componentes de baixa densidade e que atendessem aos severos requisitos de resistência mecânica em serviço. Devido às suas características e desempenho, os compósitos tornaram-se uma classe atrativa de material como substitutos das tradicionais ligas metálicas em aplicações aeroespaciais, levando a uma redução de peso da aeronave com um consequente ganho em termos de economia de combustível, de extensão da autonomia de voo e de aumento de produtividade, possibilitando uma redução no custo final dos componentes na ordem de até 25% (FARIA *et al.*, 2017).

De modo geral, os compósitos podem ser classificados em duas grandes famílias: os compósitos de grande difusão, para aplicações mais genéricas e os compósitos de alto desempenho, para aplicações com características estruturais (DRAPIER, 2015). Os compósitos de grande difusão possuem características mecânicas frequentemente inferiores às dos materiais de referência, como o aço. Estes tipos de materiais são geralmente feitos à base de fibras de vidro e são utilizados na produção em série na indústria automobilística ou de equipamentos não sujeitos a carregamentos elevados (DRAPIER, 2015).

No início dos anos 60, a força aérea dos Estados Unidos fez uma avaliação sobre o potencial impacto da fibra de boro e dos seus materiais compósitos. Um compósito unidirecional teria uma rigidez maior do que a do aço para somente um quarto da sua massa (TSAI, 2005). Isto gerou uma expectativa de que os prédios construídos com tal material poderiam ter uma altura cinco vezes maior e que a distância entre dois pontos de apoio das pontes poderia ser aumentada em cinco vezes. Mesmo que estas previsões não tenham se concretizado até o momento, essas expectativas promoveram o uso desses materiais em aplicações relevantes na indústria aeronáutica. Assim uma nova classe de compósitos denominada compósitos de alto desempenho, baseada inicialmente nas fibras de boro e, na sequência, nas fibras de carbono, foi intensamente desenvolvida. A termo, alto desempenho foi cunhada para distinguir os compósitos com fibras de alta resistência e rigidez, como o boro e o carbono, de outros com resistência e rigidez menores, tais como as fibras de vidro. Atualmente, as fibras de boro são pouco utilizadas por serem prejudiciais à saúde (cancerígenas) e as fibras de carbono despontaram, principalmente na indústria aeronáutica.

Distinguem-se duas classes de compósitos: os compósitos termorrígidos, que são fabricados a partir de uma resina não reciclável, como epóxi, fenólica ou poliéster, e os compósitos termoplásticos, fabricados a partir de uma resina reciclável como a poliamida, polipropileno, polieterimida e o polimetacrilato PMMA. Ao contrário dos compósitos termorrígidos que uma vez moldados não podem mais ser remoldados novamente, os compósitos termoplásticos podem ser remoldados mais de uma vez. A classe de compósito mais bem-sucedido em termos de volume de utilização é o compósito termorrígido feito com fibra de carbono/epóxi (TSAI, 2005). Esses materiais são utilizados em aplicações de tecnologia de ponta como na Fórmula 1, na indústria naval e sobretudo na indústria aeronáutica.

Os materiais compósitos foram desenvolvidos e introduzidos no mercado para competir e, quando possível, substituir os materiais convencionais, pois eles têm a capacidade de alcançar elevados níveis de desempenho em termo de resistência mecânica, baixo peso, elevada vida útil e economia nos projetos. Estes materiais podem ser utilizados para diversas aplicações desde a fabricação de produtos utilizados na vida cotidiana, como produtos esportivos, até os produtos de alta tecnologia no segmento aeronáutico, na construção de aviões como o A380, da Airbus e aeronave Boeing 787. É cada vez mais comum encontrar no mercado, produtos feitos com materiais compósitos. As aplicações vêm crescendo muito na indústria aeronáutica, assim como nos segmentos automotivo, naval, saúde, esporte, infraestrutura, energia e lazer.

Na indústria aeronáutica, por exemplo, em 30 anos, o uso dos materiais compósitos na fabricação de estruturas passou de 5% para 50% em volume, tanto em aeronaves fabricadas

pela Airbus quanto as fabricadas pela Boeing, empresas líderes no mercado de aviação. A Figura 1.1 mostra a evolução sobre o uso dos materiais compósitos nos aviões (SENGHOR, 2017).

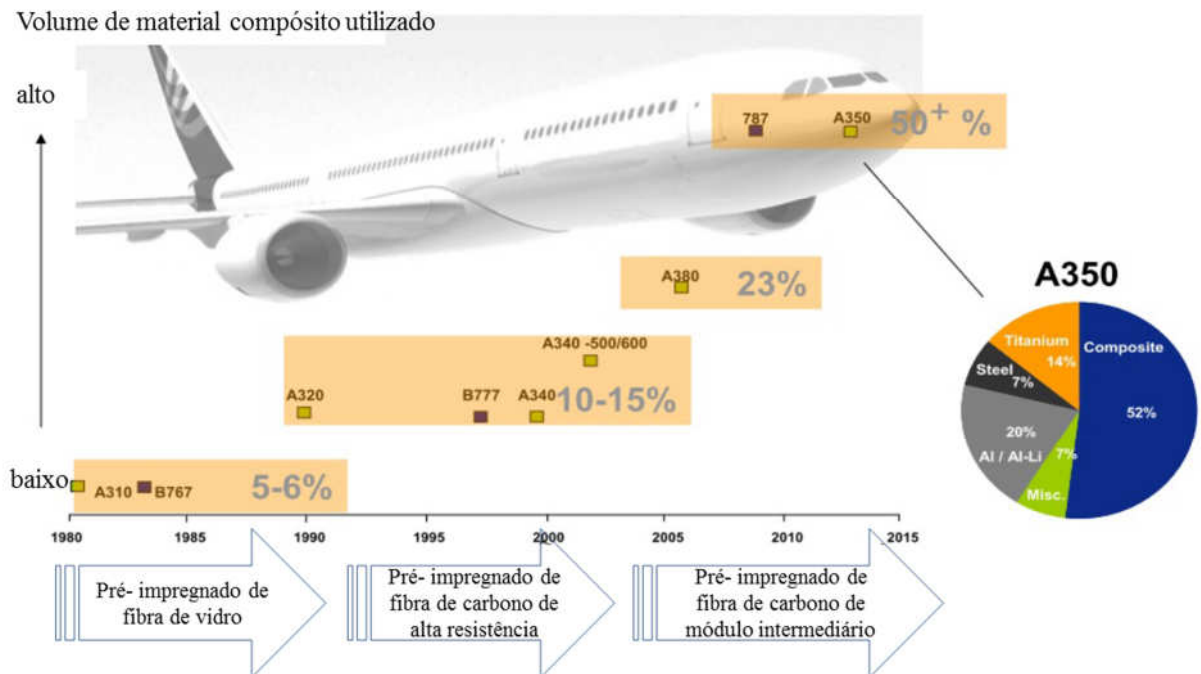


Figura 1.1 - Evolução sobre o uso de compósitos nos aviões.

Fonte adaptada: (SENGHOR, 2017)

No entanto, o uso desses materiais compósitos pode causar problemas devido à complexidade do seu comportamento mecânico quando estão submetidos a determinados carregamentos. Para várias aplicações reais, a carga aplicada não é uniforme em toda extensão da estrutura, como na asa do avião, por exemplo, onde a raiz da asa suporta muito mais carga do que a ponta. Assim, é necessário que o projeto dimensional da estrutura seja otimizado em função da carga aplicada.

O ideal é fazer um projeto estrutural de tal maneira que cada área transversal da estrutura possa suportar o carregamento a que estará submetida (CANNON, 1987). Isto é feito por meio da variação da espessura ou escalonamento da estrutura. Para materiais metálicos, a variação da espessura pode ser feita através dos processos de usinagem, fundição ou conformação. Para compósitos, esta variação de espessura é normalmente feita através da interrupção ou adição de camadas em várias posições da estrutura a fim de se obter a espessura desejada. Isto é conhecido na literatura como *drop-off* ou escalonamento.

Em outras palavras, o *drop-off* é o resultado da descontinuidade de uma ou várias camadas na estrutura e há dois tipos: o *drop-off* externo quando ocorre escalonamento externo e o *drop-off* interno quando ocorre escalonamento interno, conforme mostrado nas Figuras 1.2 (a) e 1.2 (b).

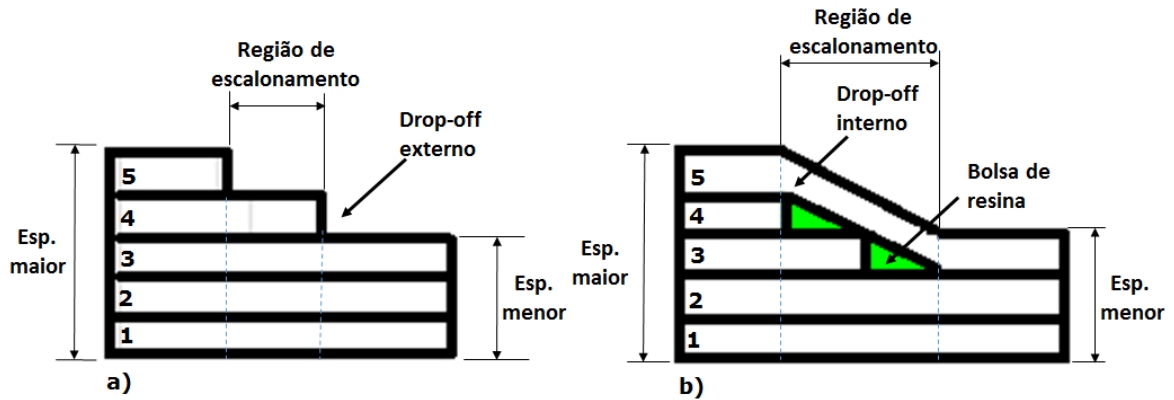


Figura 1.2 - Estrutura com *drop-off* (a) externo e (b) interno

Em estruturas com *drop-off* externos como é o caso da Figura 1.2 (a), as camadas superficiais 4 e 5, têm comprimentos menores do que o comprimento total da estrutura e estão localizadas na superfície externa. Em estruturas com *drop-off* internos conforme mostrado na Figura 1.2 (b), as camadas internas 3 e 4 têm comprimentos menores do que o comprimento total da estrutura, portanto são embutidas entre as camadas externas. Contudo, dependendo da configuração elas também podem ser intercaladas entre as camadas de maior comprimento, desde que as camadas externas continuem as envolvendo.

Em estruturas ou laminados que têm *drop-off* internos, nas extremidades das camadas internas que têm comprimentos menores do que o comprimento total da estrutura, formam-se geometrias triangulares, onde se acumula resina e, portanto, são chamadas de bolsas de resinas conforme mostrado na Figura 1.2 (b).

Vazios podem se formar nessas bolsas de resinas durante o processo de fabricação do laminado, podendo ocorrer, por exemplo, a formação de microbolhas de gás, que ao serem aprisionadas no laminado tendem a se localizar entre as camadas e nas regiões ricas em resina (ANCELOTTI, 2006).

A Figura 1.3 mostra um exemplo de aplicação real de uma estrutura com *drop-off* internos. Pode-se observar que a espessura do Starflex, do rotor principal da aeronave modelo esquilo EC130 da Airbus Helicopters, feito com fibra de vidro, não é constante. Devido à presença de *drop-off* internos, a estrutura apresenta variação na espessura.

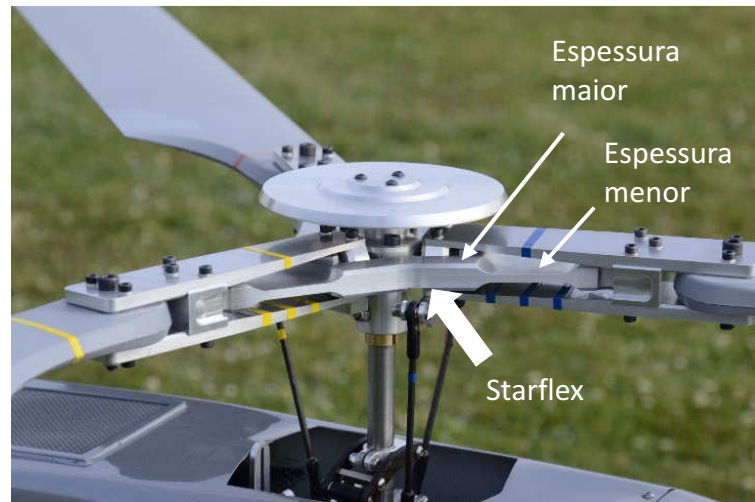


Figura 1.3 - Starflex do rotor principal do helicóptero Esquilo da Airbus modelo EC130

Fonte adaptada: (HELI-FACTORY, 2018)

1.2 MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVAS

Materiais compósitos com *drop-off* interno vêm sendo utilizados em escala crescente para diversas aplicações de engenharia, tais como palhetas de turbinas, pás de helicópteros, braços de robôs e antenas de satélites, onde a espessura precisa ser variada ao longo do comprimento da estrutura (DHURVEY, P.; MITTAL, N. D., 2013a). A variação da espessura leva a problemas estruturais como concentração de tensões nos *drop-off* que podem reduzir a resistência da estrutura e provocar falha. Embora haja várias contribuições científicas e tecnológicas na análise de compósitos escalonados (SHIM, 2002; PAYAN, 2004; WEISS, 2010, IRISARRI *et al.*, 2013), este assunto continua sendo um campo aberto e bastante promissor para novas pesquisas. Entre as principais dificuldades encontradas nos trabalhos já realizados estão:

- O grande número de possibilidades de posicionamento dos *drop-off* na estrutura e sua influência na resistência do compósito;
- A falta de entendimento sobre uma linha de base (*accepted baseline*) das características das tensões devido ao grande número de possibilidades de posicionamento dos *drop-off* na estrutura (SHIM, 2002);
- A modelagem adequada da região do escalonamento para capturar tensões, deformações e efeitos induzidos;
- Muitos dos trabalhos publicados não refletem a realidade industrial, devido ao custo elevado dos equipamentos e matéria prima envolvidos na fabricação do compósito;
- Muitas das pesquisas sobre os efeitos do escalonamento, são realizadas dentro de centros de pesquisas e desenvolvimento de empresas privadas especializadas e, portanto, os

detalhes sobre a modelagem do compósito e os resultados obtidos não são publicados, pois são considerados como segredos industriais ou confidenciais.

Pesquisas sobre falhas e análises de falhas em compósitos escalonados são relativamente limitadas e foram elencadas entre os assuntos sugeridos para serem pesquisados (DHURVEY; MITTAL, 2013b). Assim há interesse científico e tecnológico além da demanda da indústria aeronáutica para se desenvolver mais estudos nesta área.

Além disto, é sabido que os compósitos com matriz termorrígida são há muito tempo classificados como materiais de alto desempenho e amplamente consagrados na indústria aeronáutica. Já os compósitos termoplásticos, embora sejam utilizados com frequência cada vez maior na indústria aeronáutica, ainda precisam ser estudados para atingirem a maturidade tecnológica dos compósitos termorrígidos. Isto também motivou o uso neste trabalho de um novo tipo de resina termoplástica, a resina acrílica conhecida comercialmente como *ELIUM*® 150, visando agregar conhecimento sobre a viabilidade do seu uso.

Dessa forma, espera-se que os resultados deste trabalho possam contribuir para ampliar o conhecimento e melhorar o entendimento sobre os efeitos do escalonamento em compósitos termoplásticos de fibra de carbono.

1.3 OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é estudar os efeitos do escalonamento interno na resistência à tração de compósitos termoplásticos reforçados com fibra de carbono e gerar boas práticas de projeto envolvendo a posição e orientação de camadas internas no escalonamento de estruturas.

Os objetivos específicos consistem em uma abordagem numérica-experimental:

- Desenvolver uma proposta para avaliação experimental baseada em conceitos de escalonamento consagrados;
- Utilizar novos materiais e processos promissores, tal como o processo de moldagem por transferência de resina assistida a vácuo (VARTM) e uma resina termoplástica inovadora no mercado;
- Propor um modelo numérico tridimensional em elementos finitos para validação e análise de novas configurações de escalonamento;
- Realizar simulações numéricas para análise da influência da posição e orientação dos *drop-off* sobre as tensões, as deformações e a resistência mecânica do compósito.

1.4 ESTRUTURA DO TRABALHO

O trabalho é dividido em cinco capítulos conforme descrito a seguir.

Neste capítulo 1, é feita uma introdução sobre os materiais compósitos, a evolução desses materiais na indústria aeronáutica, as motivações e justificativas que levaram ao desenvolvimento deste trabalho assim como os objetivos a serem alcançados.

No capítulo 2, são apresentados o estado da arte e a revisão da literatura. No estado da arte são abordados os conceitos básicos sobre os materiais compósitos, as regras básicas de concepção de laminados escalonados, as causas e efeitos da variação da espessura em compósitos com *drop-off*, a influência dos parâmetros geométricos e de empilhamento das camadas assim como os modos e critérios de falha. Na revisão da literatura, são apresentados os principais trabalhos pertinentes ao tema.

O capítulo 3 descreve os materiais utilizados no processo de fabricação do compósito e a metodologia utilizada para realizar o trabalho incluindo a apresentação das configurações analisadas, o software utilizado para realizar as simulações numéricas, as máquinas e equipamentos utilizados para realizar os ensaios de tração e avaliações microscópicas.

No capítulo 4, são apresentados os resultados das análises de porosidade, a validação do modelo numérico desenvolvido e os resultados das simulações numéricas e dos ensaios realizados.

Finalmente no capítulo 5, são apresentadas as conclusões sobre o trabalho realizado e recomendações para futuros trabalhos.

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo são apresentados o estado da arte dos materiais compósitos, incluindo os conceitos básicos sobre o escalonamento de camadas em compósitos, as regras gerais de concepção de compósitos escalonados, as limitações e problemáticas envolvendo o escalonamento das camadas e uma revisão da literatura dos trabalhos realizados sobre o escalonamento de materiais compósitos.

2.1 OS MATERIAIS COMPÓSITOS

Durante muito tempo os materiais compósitos foram utilizados para resolver problemas tecnológicos, mas foi somente na década de 1960 que esses materiais começaram a despertar a atenção nas indústrias com a introdução de compósitos à base de polímeros. Desde então, materiais compósitos tornaram-se materiais comuns na engenharia para várias aplicações na indústria automotiva, esportiva, aeroespacial, naval e de petróleo (MAZUMDAR, 2002). Os materiais compósitos têm despertado a atenção de muitos pesquisadores e são cada vez mais utilizados na construção de aeronaves civis e militares devido às suas propriedades elásticas e seu significativo potencial de redução de peso, quando comparados a laminados comumente utilizados (HE *et al.*, 2000).

De uma maneira geral, o compósito contém duas ou mais fases quimicamente ou fisicamente distintas: uma fase contínua chamada de matriz e uma fase descontínua chamada de reforço. Os reforços se apresentam na forma de fibras contínuas ou descontínuas e tem o papel de garantir a resistência mecânica aos esforços. O arranjo das fibras e sua orientação permitem reforçar as propriedades da estrutura. Já a matriz dá a forma geométrica do compósito, garante a coesão entre os reforços e transfere aos reforços às cargas aplicadas. De modo geral, um compósito é um conjunto Reforço/Matriz conforme mostrado na Figura 2.1.

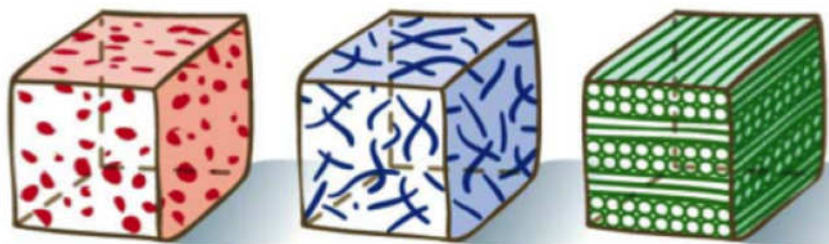


Figura 2.1 – Tipo de compósitos

Fonte: (DRAPIER, 2015)

A classificação dos compósitos considera normalmente o tipo de material da matriz (metais, polímeros ou cerâmicas), o tipo de reforço (sintético ou natural), o formato do reforço (fibras ou particulados), a disposição das fibras (orientado ou aleatório), o nível estrutural (estrutural ou não), o tipo de aplicação (aeronáutica, biomédica, transporte, elétrica, construção civil, etc.) e o tipo de processamento (laminação, pultrusão, etc.).

2.1.1 Os reforços

As principais funções do reforço em um compósito estrutural são suportar a carga mecânica aplicada ao compósito e prover rigidez e estabilidade ao sistema. Os principais reforços utilizados para a fabricação de compósitos estruturais são as fibras de carbono, de vidro e aramida. Dentre estas, destaca-se a fibra de carbono, devido às propriedades como baixa massa específica (1,7 a 2,2 g/cm³), ampla faixa de módulos (230 – 966 GPa), boa estabilidade e condutividade térmica, além de baixo coeficiente de expansão térmica e baixa resistividade elétrica (MORGAN, 2005; GALVÃO, 2012). As fibras de carbono são manufaturadas pela pirólise controlada de precursores em forma de fibras. Uma grande variedade de fibras precursoras pode ser utilizada para produzir a fibra de carbono, sendo as mais comuns a fibras de celulose, a poliacrilonitrila (PAN), o piche de petróleo e o alcatrão de hulha (PARDINI; LEVY, 2006).

Desenvolvidas nos anos 60, as fibras de carbono proporcionam maior desempenho em termo de propriedades mecânicas específicas. Apesar do seu elevado preço, elas vêm substituindo os materiais clássicos nas aplicações que requerem alto desempenho (WEISS, 2010). Os compósitos reforçados por fibras de carbono são mais resistentes do que o aço e também bem mais leves, por isto vêm substituindo os materiais metálicos nas aplicações aeronáuticas e espaciais.

Os reforços representam a fase mais resistente do compósito e dessa forma asseguram as propriedades mecânicas assim como a resistência e a rigidez. Eles são constituídos de fibras orgânicas ou não. As fibras longas, que são as mais utilizadas na indústria aeronáutica, são constituídas de centenas ou milhares de filamentos com diâmetros variando de 5 a 15µm (LACHAUD, 1997) e possuem elevada resistência à tração.

As fibras de carbono são as mais utilizadas para a fabricação dos compósitos poliméricos avançados e as razões para isto são (BOTELHO, 2002):

- Possuem os maiores valores de módulo específico e a maior resistência específica por unidade de massa dentre todas as fibras de reforço;

- Retêm os seus elevados módulos de tração e resistências sob temperaturas elevadas;
- À temperatura ambiente, as fibras de carbono são pouco afetadas pela umidade e por uma grande variedade de solventes, ácidos e bases; e
- Os processos de fabricação para essas fibras e para os seus compósitos são relativamente de baixo custo e de boa relação custo-benefício.

Tabela 2.1- Propriedades mecânicas típicas de fibras de reforço mais comuns em compósitos

Material	Massa específica (g/cm³)	Resistência à tração (GPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
Carbono (AS4)	1,81	3,73	235
Vidro E	2,54	3,45	72,5
Aramida (Kevlar)	1,45	3,80	131

Fonte: (DANIEL, 1994)

2.1.2 As matrizes

A matriz nos materiais compósitos tem a função de proteger os reforços contra o ataque químico e ambiental, de transmitir as cargas mecânicas para os reforços e manter os reforços em seu devido lugar dando forma ao compósito (WANBERG, 2009). A matriz tem a função de ligante no compósito, garante a transferência de cargas entre as fibras, mantendo-as em suas posição e orientação. A matriz também protege o compósito contra ataques externos e determina a temperatura máxima para uso (DRAPIER, 2015). Embora todos os materiais para matrizes tenham seu campo de aplicação, a maior parte dos compósitos estruturais produzidos é de matriz polimérica. Isto ocorre devido, principalmente, às suas propriedades à temperatura ambiente, baixo custo e facilidade de fabricação (BOTELHO; REZENDE, 2000). Ela determina, em geral, o limite de temperatura de utilização e o ambiente de trabalho. De certa forma, elas impedem que as fibras se flambem quando estão submetidas às forças de compressão e de cisalhamento. No mercado atual, há uma gama enorme de resinas que podem ser utilizadas, no entanto as termorrígidas e as termoplásticas são as mais utilizadas.

2.1.2.1 Os termorrígidos

As resinas termorrígidas são as mais utilizadas na fabricação de compósitos estruturais, devido à sua estrutura composta por moléculas quimicamente unidas através de ligações cruzadas, resultando em uma rede tridimensional rígida. Isto proporciona ao material elevada resistência mecânica (PARDINI; LEVY, 2006).

Quando uma resina termorrígida ou termofixa é submetida a uma elevada temperatura, ocorrem reações químicas chamadas de reticulação em que os monômeros se associam para formar uma rede tridimensional rígida. O polímero final se apresenta na forma de um corpo sólido infusível. Como a polimerização é irreversível, esta resina não volta mais ao seu estado original, ou seja, não amolece nem mesmo com calor. O processo de endurecimento da matriz é chamado de cura. Uma tentativa de aquecer o termorrígido a fim de fundi-lo, fatalmente o levará à degradação, portanto ele não é reciclável.

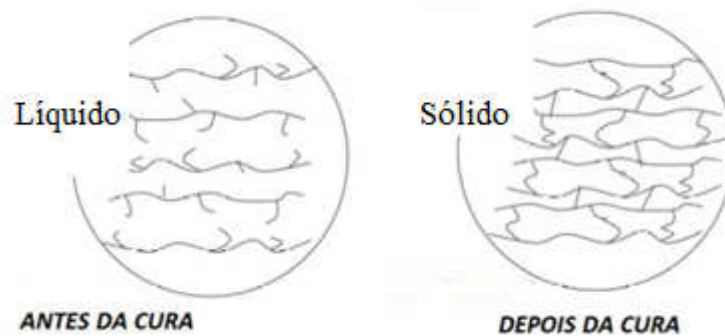


Figura 2.2 - Esquema de uma resina termorrígida (epóxi) antes e após cura

Fonte modificada: (DRAPIER, 2015)

A Tabela 2.2 mostra as resinas termorrígidas mais utilizadas na indústria aeroespacial, com suas propriedades típicas.

Tabela 2.2 – Propriedades típicas de resinas termorrígidas

Resina	Massa específica (g/cm³)	Módulo em Tração (GPa)	Resistência à Tração (MPa)
Epóxi	1,2 - 1,4	2,5 – 5,0	50 - 110
Fénólica	1,2 - 1,4	2,7 – 4,1	35 – 60
Poliéster	1,2 - 1,4	1,6 – 4,1	35 - 95

Fonte: (MAZUMDAR, 2002)

2.1.2.2 Os termoplásticos

Os compósitos termoplásticos reforçados com fibras contínuas vêm sendo desenvolvidos como uma alternativa aos compósitos termorrígidos em uma ampla variedade de aplicações desde as mais simples, com baixo custo envolvido, até as de engenharia, com maior valor agregado. Esta crescente utilização deve-se a vantagens tais como maior tempo de armazenagem da matéria prima, facilidade de reparo ou possibilidade de reciclagem, que os compósitos termoplásticos apresentam quando confrontados com os compósitos termorrígidos, tradicionalmente utilizados na indústria aeroespacial.

Atualmente, muita atenção vem sendo dada à utilização de compósitos termoplásticos para aplicações estruturais, podendo ser citados o Poli (éter-imida) PEI, o Poli (éter-cetona-cetona) PEKK, o Poli (éter-éter-cetona) PEEK e o Poli (sulfeto de fenileno) PPS, todos reforçados com fibras de vidro ou carbono (FARIA *et al.*, 2017).

No setor aeronáutico, o uso dos compósitos termoplásticos é promissor na construção de fuselagens permitindo, com isto, uma redução de peso em torno de 20 a 30%, em relação às estruturas metálicas hoje utilizadas e 25% na redução de custo final na obtenção das peças. Ao longo dos anos, esses compósitos estão sendo utilizados na obtenção de componentes internos e nervuras de asas de aeronaves das empresas Airbus e Boeing, portas de trens de aterrissagem, painéis de piso e superfícies móveis, como portas em aviões da Fokker, radome do Hércules, flaps, entre outras (BOTELHO, 2000; MAZUR, 2010).

Embora os polímeros termorrígidos sejam responsáveis pela maior demanda de matrizes utilizadas no processamento de compósitos poliméricos, os polímeros termoplásticos têm continuamente se mantido como uma interessante alternativa para aplicações estruturais, devido à maior tenacidade à fratura, maior resistência ao impacto e maior tolerância a danos, quando comparados aos termorrígidos. Os polímeros termoplásticos são sólidos à temperatura ambiente, tornam-se viscosos quando aquecidos acima da temperatura de fusão, no caso de matrizes semicristalinas, ou da temperatura de amolecimento, no caso de matrizes amorfas, e se solidificam novamente, quando resfriados. Em geral, os polímeros termoplásticos apresentam cadeias longas lineares ou ramificadas, não possuem ligações cruzadas como os termorrígidos e podem ser reciclados (PARDINI, 2006; MAZUR, 2010; NOGUEIRA, 2004).

A Tabela 2.3 apresenta as principais características, vantagens, desvantagens dos compósitos poliméricos termorrígidos e termoplásticos.

Tabela 2.3 - Principais propriedades e algumas vantagens e desvantagens relativas aos compósitos termorrígidos e termoplásticos

TERMORRÍGIDO	TERMOPLÁSTICO
PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS	
Sofre mudança química quando curado	Nenhuma reação, nenhuma cura exigida
Baixa deformação para falha	Alta deformação para falha
Baixa energia de fratura	Baixa energia de fratura
Processo é irreversível	Processo é reversível
Viscosidade muito baixa	Viscosidade muito alta
Absorve umidade	Absorve pouca umidade
Altamente resistente a solventes	Resistência limitada a solventes orgânicos
VANTAGENS	
Temperatura de processamento relativamente baixa	Tempos de processamento curtos
Boa molhabilidade da fibra	Sucata reutilizável
Moldável em formatos complexos	Depois de moldado pode ser reprocessado
Possível fabricação em resina líquida	Rápido processamento
Resistente à deformação	Vida útil ilimitada sem refrigeração
	Resistente à alta delaminação
DESVANTAGENS	
Tempo de processamento longo	Resistência mais baixa a solventes
Cura longa (~1 - 2h)	Requer processamento de alta temperatura (300 - 400°C) e pressão
Tempo de estocagem restrito (requer refrigeração)	Pode ser propenso à deformação
	Acomodação das fibras para ajustar-se às superfícies complexas e cura muito fraca

Fonte: (MENDONÇA, 2005)

A resina Elium 150 surgiu como um avanço na fabricação de compósito para aplicações estruturais. A Figura 2.3 mostra alguns componentes da aeronave da Airbus fabricados com compósitos poliméricos evidenciando uma parte da asa fabricada com compósito termoplástico.

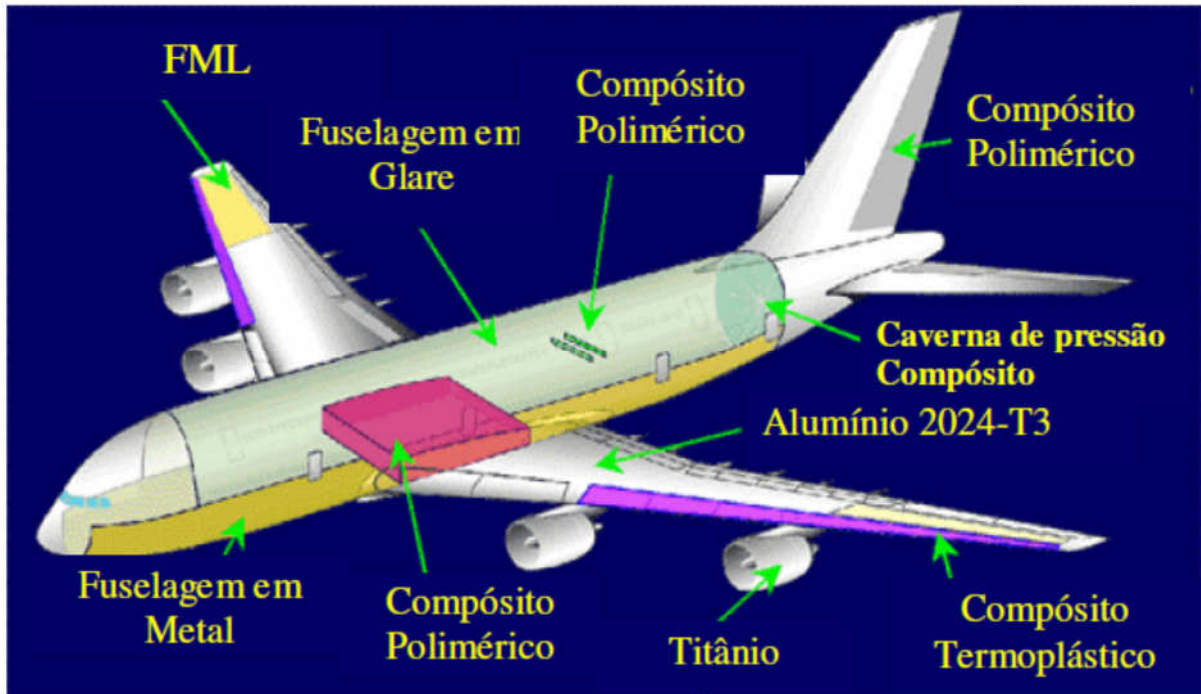


Figura 2.3 -Aplicações na aeronave A380 de compósitos poliméricos Termoplásticos

Fonte adaptada: (BOTELHO *et al*, 2006; PORA, 2000)

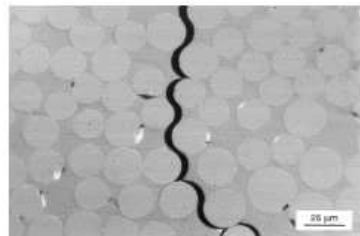
Barbosa *et al.* (2019a) utilizaram um tecido bidirecional de fibra de carbono, tipo plano (ou *plain weave*) e fabricaram dois compósitos através do processo VARTM utilizando resina epóxi e termoplástica Elium 150. Concluíram que o compósito termoplástico fabricado com a resina Elium 150 apresentou uma resistência à fratura interlaminar 40% maior que a do compósito fabricado com resina epóxi.

Barbosa *et al.* (2019b) estudaram o efeito da umidade sobre a resistência à tração e cisalhamento de compósitos laminados. Também compararam o compósito fabricado com resina tradicional epóxi com o compósito fabricado com a resina Elium 150. Concluíram que para as amostras não condicionadas, o compósito termoplástico apresentou uma resistência à tração 30% maior que a do compósito fabricado com resina epóxi. Análises adicionais, realizadas utilizando o Planejamento de Experimentos (*Design of Experiments*) mostraram que a resina Elium 150 afetou todos os resultados e de fato apresentou um comportamento melhor do que a resina epóxi.

2.1.3 Os modos de falha e ruptura em laminados

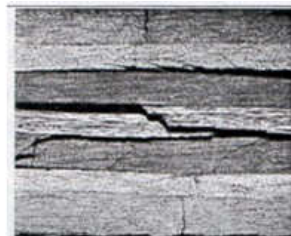
O comportamento de um compósito, além de depender da ação isolada das fibras de reforço e da matriz de suporte, está fortemente condicionado pela interface entre estas duas entidades. A resistência da ligação entre a fibra e a matriz determina o modo de falha em ambientes de solitação estática ou dinâmica. Se a fibra tem um módulo elástico superior ao da matriz então haverá, necessariamente, diferentes deslocamentos entre estes dois elementos, originando esforços de corte na interface. Este fenômeno é ainda mais evidente se considerarmos um carregamento não uniforme, ou então fora do eixo geométrico do material.

De uma maneira geral, os materiais compósitos falham devido a defeitos localizados na fibra, na matriz ou nas duas. É difícil definir o mecanismo de falha de um laminado, pois existem inúmeros e complexos mecanismos que podem levar uma estrutura de compósitos a falhar. No entanto, dentro do cenário de evolução dos defeitos, é mais comum que a matriz e a interface fibra/matriz sejam as primeiras a se deteriorarem. Os primeiros defeitos que surgem são as micro trincas da matriz e o descolamento matriz/fibra e estes ocorrem na escala microscópica. Em seguida eles aumentam, mudam de escala e velocidade de crescimento até ocorrer a coalescência, quando os micros defeitos se juntam, o que provoca trincas ao longo das fibras, delaminação e rompimento das fibras (PAYAN, 2004).



1) Micro trincas da matriz
(em geral são paralelas às fibras)

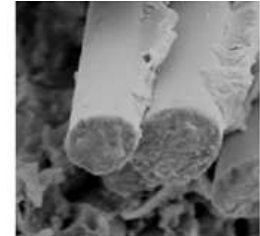
2) Descolamento fibra/matriz



3) Micro-flambagem das fibras
(para esforços de compressão)

4) Ruptura transversal

5) Delaminação



6) Ruptura das fibras

Figura 2.4 - Modos de falhas em laminados.

Fonte adaptada: (PAYAN, 2004)

A Figura 2.5 apresenta as principais falhas de um laminado, destacando o deslocamento fibra/matriz, as rupturas longitudinal e transversal da matriz na interface fibra/matriz, a delaminação e a ruptura de uma fibra.

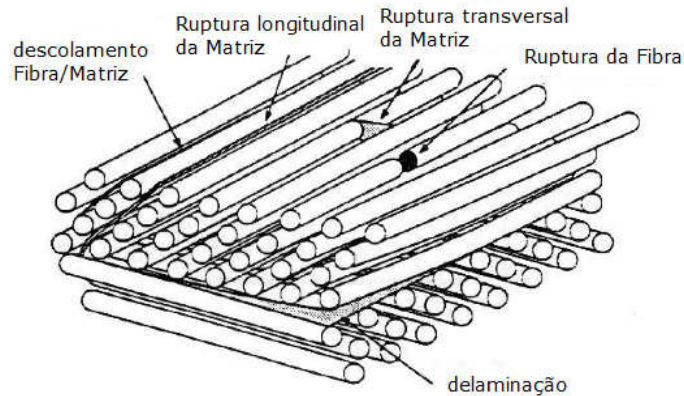


Figura 2.5 - Representação esquemática de modos de falhas possíveis em laminados.

Fonte: (GAY, 2005)

Segundo Smith (1993), os laminados reforçados com fibras longas apresentam três tipos de rupturas: a intralaminar, a interlaminar e a translaminar.

A ruptura intralaminar encontra-se dentro de uma lâmina enquanto que a ruptura interlaminar é encontrada entre duas lâminas adjacentes. Já, a ruptura translaminar é orientada transversalmente à orientação das fibras em uma lamina danificada.

A ruptura intralaminar ou ruptura da matriz ocorre principalmente quando a resistência da matriz é fraca ou quando a aderência entre a matriz e as fibras é ruim. Ela normalmente ocorre bem antes da ruptura das fibras. Dependendo da direção ou eixo da solicitação, a ruptura pode ocorrer na direção paralela ou perpendicular às fibras conforme mostra nas Figuras 2.6. Micro defeitos, como vazios por exemplo podem causar altas concentrações de tensões e provocar esse tipo de ruptura. Mesmo que ela não seja catastrófica para a integridade da estrutura, ela pode originar outros defeitos mais significativos, como a delaminação ou a ruptura das fibras.

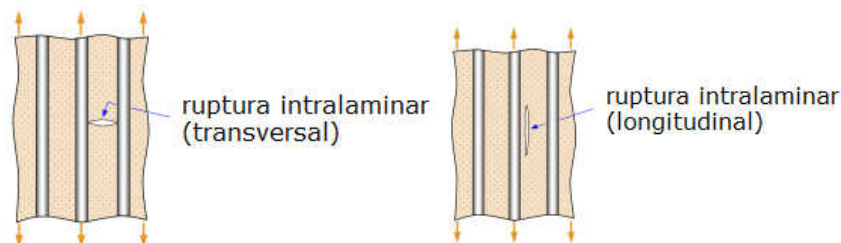


Figura 2.6 - Representação esquemática da ruptura intralaminar (transversal e longitudinal)

Fonte adaptada: (DRAPIER, 2015)

A ruptura interlaminar é a ruptura que ocorre na interface fibra/matriz. Uma das maiores vantagens dos compósitos laminados, reforçados com fibras longas, é a capacidade de orientar

as fibras de cada camada a fim de obter resistência, rigidez e outras propriedades requeridas para atender determinadas necessidades. No entanto estes materiais podem apresentar um problema conhecido como ruptura interlaminar ou delaminação caracterizado pelo descolamento entre as camadas (TRAN, 2011). A propagação das trincas na matriz e ao longo das fibras pode atingir a interface entre duas camadas e sob tensões de cisalhamento provocar o descolamento das camadas. A evolução da delaminação na maioria das vezes é instável e leva à falha do material.

A delaminação é um dos modos falha que mais preocupam os projetistas, pois ela pode ocorrer em níveis de carregamento relativamente baixos e causar grandes danos. Assim, os projetos de estruturas ou componentes devem ser suficientemente robustos para evitar falhas e, sobretudo, falhas prematuras. Um fator relevante que não pode ser ignorado durante a fabricação das peças é a preparação e limpeza das superfícies a serem coladas. Uma limpeza e/ou preparação de superfície não adequada, causa má aderência das camadas e conseqüentemente favorece a delaminação precoce. Os compósitos, sendo materiais heterogêneos, possuem interfaces, ou seja, superfícies de contato entre as fibras e a matriz. Enquanto o material está intacto, as fibras e a matriz aderem perfeitamente entre si e, portanto, a interface é bem preservada. No entanto, quando o material começa a trincar na presença de carregamentos ou solicitações mecânicas, a interface desempenha um papel importante. A interface tem a propriedade de desviar as trincas, ou seja, quando as micro trincas se propagam na matriz, geralmente elas são barradas pelas fibras. Entretanto, se a interface fibra/matriz tiver uma resistência fraca, elas mudam de direção e se propagam ao longo das fibras provocando assim o rompimento da interface em uma considerável extensão (descolamento) sob o efeito das tensões de tração e/ou cisalhamento. Se a interface fibra/matriz tiver uma resistência muito forte, as fibras podem se trincar diretamente e prejudicar o desempenho do material.

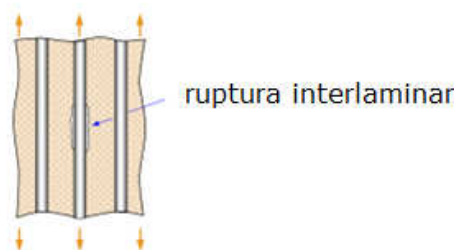


Figura 2.7 - Representação esquemática da ruptura interlaminar.

Fonte adaptada: (DRAPIER, 2015)

É importante ressaltar que prevenir a delaminação e impedir a sua propagação é uma preocupação constante na indústria de compósitos e especialmente em estruturas em serviço, onde as solicitações alternadas conduzem rapidamente a criação e propagação de delaminação. Atualmente, os desenvolvimentos mais recentes visam reforçar as interfaces entre camadas e entre fibras e matrizes, seja através de um tratamento termo-físico-químico, seja com a ajuda de carregamentos nanométricos (DRAPIER, 2015). A Figura 2.8 abaixo mostra um exemplo de utilização de nano-tubos de carbono e fibras que possuem nano-tubos na superfície para melhorar a aderência matriz/fibra.

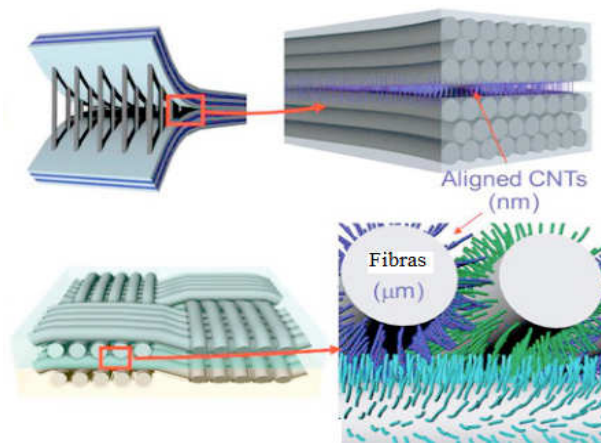


Figura 2.8 - Exemplo de melhora na resistência à delaminação (*nano-stitching*) e na resistência das interfaces Fibra – Matriz (*Fuzzy Fibras*) com o uso de nano-tubos de carbono – CONSÓRCIO MIT's NECST, DRAPIER.

Fonte: (DRAPIER, 2015)

A ruptura translaminar ou ruptura das fibras é o último modo de falha que ocorre em um laminado. Este tipo de falha ocorre quando o limite de ruptura é alcançado. De fato, ela é catastrófica e leva à falha total do material. A ruptura translaminar pode ser classificada em dois modos de acordo com o carregamento, que são a ruptura em tração e a microflambagem em compressão, ou ainda pode ocorrer como uma combinação dos dois modos (TRAN, 2011).

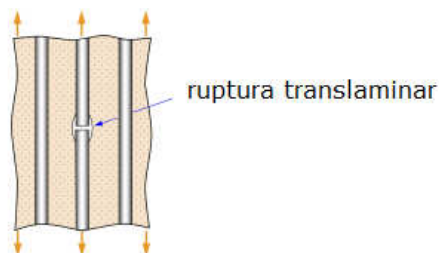


Figura 2.9 - Representação esquemática da ruptura translaminar

Fonte adaptada: (DRAPIER, 2015)

2.1.4 Conceitos básicos sobre o escalonamento interno

Para otimizar os projetos de estruturas em compósitos, é preciso variar a espessura da estrutura. Esta variação da espessura é feita por meio do escalonamento das camadas ao longo do comprimento da estrutura, a fim de cumprir os requisitos de carregamentos.

O ideal é atribuir a cada região da estrutura, a sua geometria otimizada, de tal maneira que possa suportar os carregamentos em que estará submetido em serviço para poder desempenhar plenamente sua função. A Figura 2.10 é uma representação esquemática de um compósito escalonado, que tem 16 camadas na seção espessa, 4 *drop-off* internos e 12 camadas na seção fina. Suas principais características estão descritas na Tabela 2.4.

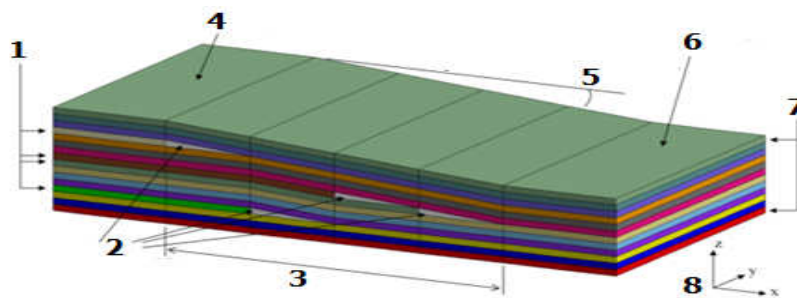


Figura 2.10 - Representação esquemática de um compósito escalonado

Fonte adaptada: (IRISARRI *et al.*, 2013)

Tabela 2.4 - Descrição das características do compósito escalonado

Item	Descrição	Observação
1	Camadas internas interrompidas (<i>dropped plies</i>)	Essas camadas têm comprimentos menores e são intercaladas entre duas camadas com comprimentos maiores.
2	Bolsas de resina (<i>Resin pocket</i>)	São regiões de acúmulo de resinas e têm uma geometria triangular.
3	Região de transição de espessura	Nessa região, ocorre uma diminuição da espessura do compósito em virtude dos 4 <i>drop-off</i> internos criados dentro da estrutura.
4	Seção espessa (<i>Thick section</i>)	Nessa seção, encontra-se 16 camadas. É a região que tem a maior quantidade de camadas e, portanto, apresenta a maior espessura do compósito.
5	Ângulo de inclinação (<i>tape angle</i>)	A sobreposição de uma camada contínua sobre uma camada interrompida cria um ângulo de inclinação.
6	Seção fina (<i>Thin section</i>)	Nessa seção, encontra-se 12 camadas. É a região que tem a menor quantidade de camadas e, portanto, apresenta a menor espessura do compósito.
7	Camadas superficiais (<i>Core / Belt</i>)	São as camadas superficiais inferiores e superiores
8	Eixo referencial	Mostra o posicionamento dos 3 eixos (x, y e z).

2.1.5 Regras gerais de concepção de escalonamento

As regras básicas (*design guidelines*) descritas abaixo foram definidas por grandes pesquisadores de grandes instituições de pesquisas reconhecidas mundialmente na área de projetos e fabricação de materiais compósitos e de acordo com os autores elas devem ser respeitadas para que as peças e ou estruturas projetadas possam desempenhar plenamente suas funções.

Essas regras provêm da experiência industrial em termo de concepção e fabricação de compósitos. Elas visam, sobretudo, evitar empilhamentos suscetíveis de provocar comportamentos indesejáveis ou modos de falhas críticos que prejudicam as capacidades de previsão dos modelos de pré-dimensionamento (IRISARRI *et al.*, 2013).

Regra 1: Regra da simetria: Definir empilhamentos simétricos em relação ao plano médio do compósito (IRISARRI *et al.*, 2013). Esta regra permite evitar os acoplamentos entre o comportamento de membrana e o comportamento de flexão do compósito e as deformações residuais que podem ocorrer.

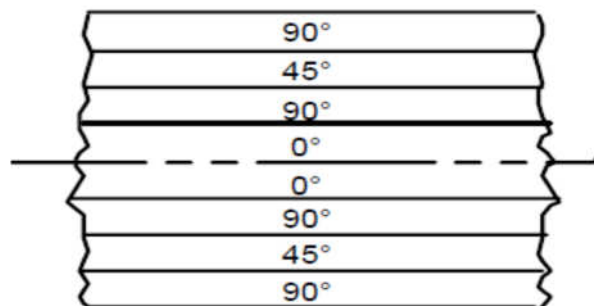


Figura 2.11 - Esquema de uma estrutura simétrica

Fonte: (BAILIE *et al.*, 1997)

É importante observar que, considerando um elemento de volume submetido a uma força de tração a 45° com relação à direção das fibras, ocorrerá não só uma deformação longitudinal e transversal, mas também uma deformação de cisalhamento sendo que o elemento foi submetido a uma tração pura. Este acoplamento entre a tração e o cisalhamento é característica pura de materiais anisotrópicos (DAGHIA; GENDRE, 2011). Devido à força de tração, o elemento quadrado se deforma em formato de um paralelogramo como mostrado na Figura 2.12. Desta forma, além do alongamento e retração do material ocorre também uma deformação de cisalhamento.

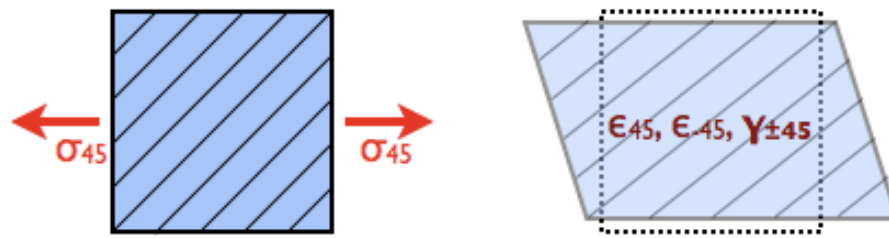


Figura 2.12 - Resposta de um elemento de volume submetido à uma sollicitação de tração a 45° com relação à direção de orientação das fibras.

Fonte: (DAGHIA; GENDRE, 2011)

Regra 2: Regra de equilíbrio ou balanceamento: Impor que o número de camadas orientadas a $+\theta^\circ$ seja igual ao número de camadas orientadas a $-\theta^\circ$ com θ diferente de 0° e 90° . Esta regra permite anular os acoplamentos nos planos de cisalhamento. Cada camada orientada a 45° deve ser acompanhada de uma outra orientada a -45° para famílias de laminados $0^\circ/\pm 45^\circ/90^\circ$ (IRISARRI *et al.*, 2013).

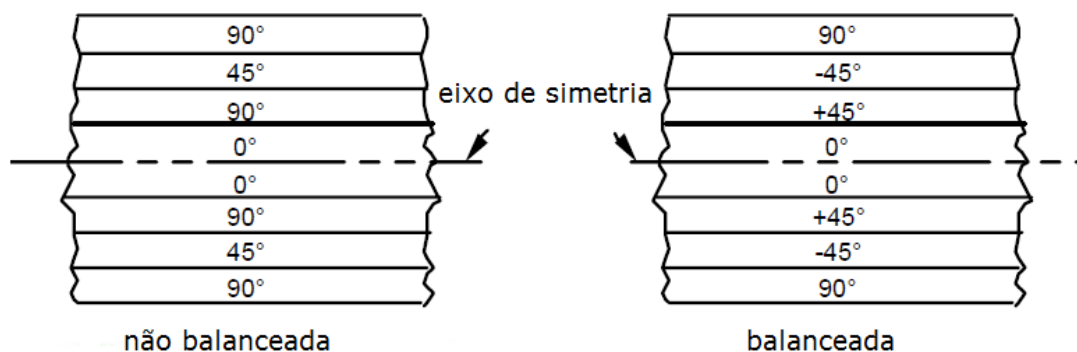


Figura 2.13 - Esquema de uma estrutura não balanceada e balanceada

Fonte: (BAILIE *et al.*, 1997)

Regra 3: Regra de agrupamento: Limitar o número de camadas contíguas com a mesma orientação (IRISARRI *et al.*, 2013). Esta regra visa reduzir os fenômenos de danos sensíveis à espessura das camadas, como os efeitos das bordas livres ou a micro fissuração da matriz. Para reduzir o risco de micro fissuração, o número de camadas adjacentes com a mesma orientação não deve ultrapassar $n=3$ (WEISS, 2010).

Regra 4: Regra de desorientação: Impor uma diferença máxima de 45° em valor absoluto entre as orientações de duas camadas adjacentes. Esta regra visa minimizar os efeitos de cisalhamentos interlaminares a fim de limitar os problemas de delaminação nas bordas livres (IRISARRI *et al.*, 2013).

Regra 5: Regra de 10%: Impor um mínimo de 10% de camadas em cada uma das direções 0° , $\pm 45^\circ$ e 90° (IRISARRI *et al.*, 2013). Esta regra visa evitar obter um laminado cujo comportamento é regido pelo comportamento da matriz em certas direções. Evita que o comportamento da matriz seja preponderante no comportamento global do compósito em certas direções e também permite minimizar o coeficiente de Poisson global do compósito.

Regra 6: Regra de tolerâncias a danos: Recomenda proteger as camadas mais carregadas cuja a orientação é mais próxima da direção principal de carregamento cobrindo-as com camadas orientadas a $\pm 45^\circ$ em relação à direção principal a fim de minimizar as consequências de impactos e de eventuais riscos (IRISARRI *et al.*, 2013).

Além das regras básicas citadas acima, há as regras abaixo que se aplicam na zona de transição da espessura, permitindo assim limitar os riscos de delaminação nas regiões de escalonamento e, portanto, facilitar a fabricação.

Regra 7: As camadas superficiais (externas) devem ser contínuas a fim de proteger as subcamadas (IRISARRI *et al.*, 2013).

Regra 8: O ângulo da região de escalonamento não deve exceder 7° a fim de evitar sobre tensões. Isto é, deve-se observar uma distância mínima entre duas camadas interrompidas igual a 8 vezes a espessura das camadas interrompidas. Em algumas referências este valor é reduzido a 3° na direção de carregamento (IRISARRI *et al.*, 2013). Segundo Weiss (2010), o ângulo de inclinação é de 3° na direção da carga, 5° a 7° nas direções de não carregamento e 11° para aplicações especiais.

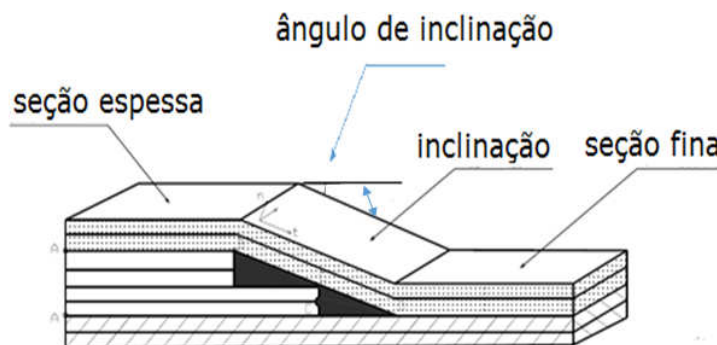


Figura 2.14 - Esquema de uma estrutura mostrando o ângulo de inclinação

Fonte adaptada: (HE *et al.*, 2000)

Regra 9: Não interromper simultaneamente mais que duas camadas no mesmo lugar (IRISARRI *et al.*, 2013).

Regra 10: Limitar o número de camadas adjacentes interrompidas no máximo até 3 e cobri-las com uma camada contínua a fim de assegurar a integridade de estrutura (IRISARRI *et al.*, 2013). Esta regra permite limitar as variações de espessura entre zonas adjacentes e, portanto, contribui para a divisão mais uniforme os esforços dentro da estrutura e assim evitar concentrações de tensões nas regiões de escalonamento inclusive às tensões interlaminares.

Regra 11: Os escalonamentos devem ser distribuídos de forma alternada, sejam próximos ou afastados do eixo de simetria do laminado (IRISARRI *et al.*, 2013).

Regra 12: Os laminados da região de escalonamento devem obedecer às mesmas regras do laminado completo. Em particular, a simetria e o equilíbrio devem ser preservados (IRISARRI *et al.*, 2013). Segundo Mukherjee e Varugheses (2001), uma prática comum é manter uma distância de 6 mm entre duas camadas sucessivas interrompidas, o que é conhecido como *stagger distance*.

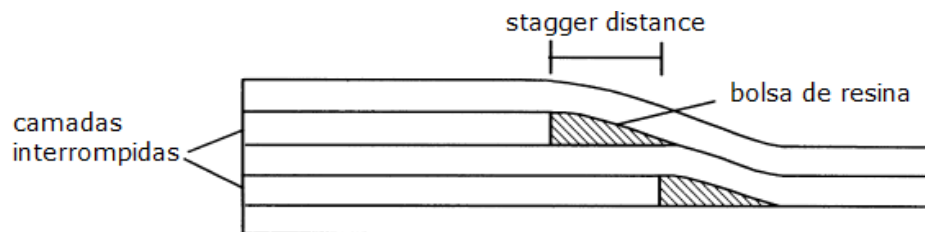


Figura 2.15 - Representação típica de *drop-off* evidenciando o *stagger distance*

Fonte: (MUKHERJEE; VARUGHESES, 2001)

2.1.6 Problemáticas do escalonamento

O escalonamento de camadas cria geometrias e descontinuidades que atuam como fonte de geração e propagação de delaminação. As Figuras 2.16 e 2.17 mostram, respectivamente, a representação esquemática da aplicação de um reforço externo e interno. No caso da Figura 2.16, a delaminação ocorre na interface entre o reforço e a base e para o caso da Figura 2.17, devido ao escalonamento de uma camada interna, a delaminação pode ocorrer nas três interfaces e sua propagação tende a ser maior do lado da espessura mais espessa (DHURVEY; MITTAL, 2013b).

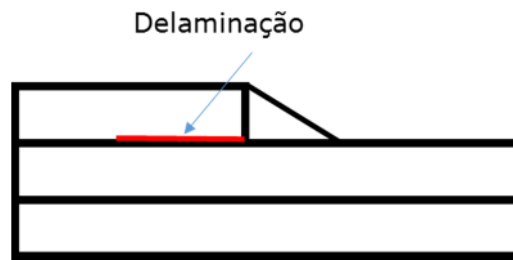


Figura 2.16 - Área crítica sujeita à delaminação (reforço externo).

Fonte adaptada: (WEISS, 2010)

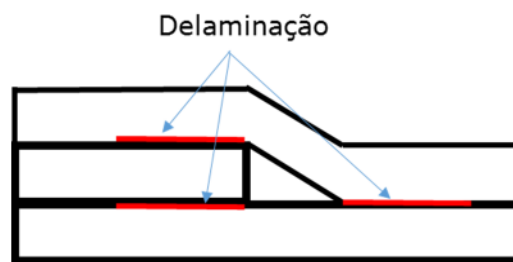


Figura 2.17 - Área crítica sujeita à delaminação (reforço interno).

Fonte adaptada: (WEISS, 2010)

Foi comprovado que laminados com reforços internos apresentam maior resistência à delaminação que os com reforços externos independentemente da carga aplicada aos dois casos (DHURVEY, 2013a; HE, 2000; WEISS, 2010).

- **Influência dos parâmetros geométricos e de empilhamento das camadas**

A resistência à ruptura, a resistência à fadiga e os modos de falhas dependem sobretudo, do sistema fibra/matriz e da sequência de empilhamento das camadas. Ainda, a resistência das regiões de escalonamento depende também dos parâmetros geométricos. Como o escalonamento gera uma descontinuidade de espessuras que provoca tensões adicionais (*over stress*), então uma variação da geometria desta região influencia as tensões induzidas. Portanto, o conhecimento dos parâmetros que influenciam a região de descontinuidade torna-se indispensável para entender o comportamento mecânico. A Figura 2.18 mostra algumas configurações cujos parâmetros têm influência significativa sobre o comportamento global (WEISS, 2010).

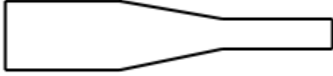
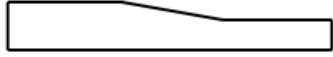

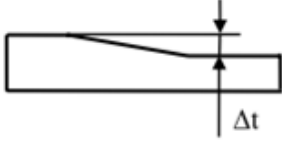
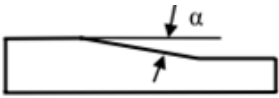
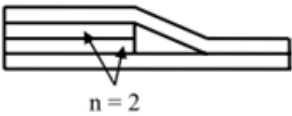
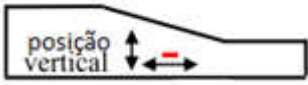

Configuração	Parâmetro de influência
	Simetria
	Assimetria
	Espessuras t_1 e t_2
	Variação da espessura Δt
	Ângulo de inclinação α
	Número de camadas interrompidas n
	Posição das camadas com relação à altura e comprimento da peça
	Orientação das camadas

Figura 2.18 – Configurações e parâmetros de influência

Fonte adaptada: (WEISS, 2010)

- **Influência do tipo de escalonamento**

Os tipos de escalonamento mostrados nas Figuras 2.16 e 2.17 foram estudados experimentalmente em estática e fadiga e também por meio de simulações numéricas. Os resultados dos estudos mostram que em estática e em fadiga, a resistência à delaminação é maior para uma configuração com reforço interno do que a com reforço externo (WEISS, 2010).

- **Influência do ângulo de inclinação**

A influência do ângulo de inclinação sobre o modo de ruptura em compressão foi analisada experimentalmente por STEEVES e FLECK (2004) em laminado de carbono/epóxi T300/914C, unidirecional orientado a 0° . Os resultados mostram que quando o ângulo ultrapassa 11° , o modo de ruptura passa de micro flambagem para delaminação e para um aumento do ângulo foi observado uma diminuição da tensão de ruptura de aproximadamente 30%. Estudos numéricos sobre a influência do ângulo feitos por SHIM (2006) e Vidyashankar (2001) mostram que o aumento do ângulo aumenta as tensões intra e interlaminares, o que provoca delaminação e ruptura na vizinhança da região de descontinuidade (WEISS, 2010).

- **Influência do número de camadas escalonadas**

Vários autores estudaram a influência do número de camadas escalonadas e os resultados experimentais mostram que a resistência em estática e em fadiga diminui com o aumento do número de camadas escalonadas no mesmo lugar. Os modelos analíticos e elementos finitos mostram que as tensões interlaminares ao redor da região triangular aumentam com o número de camadas escalonadas (WEISS, 2010). O escalonamento de mais de uma camada no mesmo local aumenta a taxa de crescimento da delaminação (CAIRNS *et al.*, 1999).

- **Influência da espessura da camada**

A espessura total da camada influencia a resistência à delaminação. Os resultados de experiências conduzidas por Cairns *et al.* (1999) mostram que um laminado mais espesso é mais resistente à delaminação (WEISS, 2010).

- **Influência da orientação das camadas escalonadas**

A influência da orientação das camadas escalonadas foi estudada através de elementos finitos e os resultados mostram que é menos crítico escalonar camadas orientadas a 60° ou 90°

do que entre 0° e 45° . As simulações de Mukherjee e Varugheses (2001) mostraram que a resistência do laminado não muda quando é escalonado um grupo de camada de 0° ou um grupo de $0/90^\circ$ (WEISS, 2010).

- **Influência do posicionamento das camadas escalonadas**

O posicionamento das camadas escalonadas foi tratado através de um modelo analítico e com ensaios estáticos e de fadiga por Shim (2002). Foram testados corpos de prova UD com reforço externo ou interno, com 8 camadas orientadas a 0° na parte mais espessas e de 2 ou 4 camadas na parte mais fina. Os resultados experimentais mostram que, sob carregamento estático de tração e de fadiga com $R=0,125$, uma configuração com um posicionamento das camadas escalonadas voltadas para o exterior é mais resistente que uma configuração onde as camadas são posicionadas próximo ao eixo de simetria. Em carregamento de flexão, ocorre o contrário. Os resultados analíticos confirmam os resultados experimentais para os casos de carregamento estático de tração e de flexão. Também os resultados mostram que, em tração, as tensões interlaminares são maiores para o caso em que as camadas escalonadas são mais próximas do eixo de simetria e em flexão ocorre o contrário (WEISS, 2010).

- **Influência da distância entre camadas escalonadas**

A definição da distância mínima entre duas camadas sucessivamente escalonadas (*stagger distance*) é muito importante. Como regra geral, deve se manter a distância de 6 mm. Também ela deve ser menor do que 3 vezes a espessura do *drop-off* (MUKHERJEE; VARUGHESES, 2001).

- **Influência do teor de fibras**

A capacidade de reforço das fibras depende da orientação, da quantidade, da coesão fibra/matriz e da impregnação das fibras na matriz (VALLITTU, 1997). Dado um determinado carregamento, as propriedades mecânicas do compósito mudam em função da orientação das fibras. Também uma boa impregnação e uma adesão perfeita das fibras dentro da matriz permitem obter um melhor aproveitamento das características intrínsecas das fibras e então assegurar uma boa repartição das cargas aplicadas de uma fibra à outra dentro da matriz. Visto que a rigidez e resistência dos compósitos provêm, sobretudo, dos reforços então as quantidades influenciam as características mecânicas finais. Abdulmajeed *et al.* (2011) estudaram a influência da taxa volumétrica de fibras sobre as propriedades mecânicas de um compósito reforçado com fibras de vidro (vidro/epóxi) a partir de ensaios de flexão e comprovaram que

um aumento do teor volumétrico de fibra de 51,7% para 61,7% gerou um aumento de 27% no módulo de elasticidade e de 15% na força de ruptura.

2.1.7 Critérios de falha

De um modo geral, os parâmetros de falha estabelecidos para a análise de resistência de um laminado indicam se os limites de resistência dos materiais, matriz e fibras de reforço, utilizados na constituição de uma dada camada, foram excedidos. De acordo com Daniel e Ishai (2006), partindo-se de uma análise macro mecânica, a resistência de uma camada é uma propriedade anisotrópica, ou seja, varia conforme a orientação.

De modo análogo à obtenção dos parâmetros de rigidez com relação aos eixos principais do material, a resistência de uma camada pode ser definida por parâmetros básicos de resistência, tendo como referência os eixos principais do material. Considerando carregamento no plano, os cinco parâmetros de resistência são ilustrados na Figura 2.19, sendo eles:

- Resistência à tração longitudinal, F_{1t} ;
- Resistência à compressão longitudinal, F_{1c} ;
- Resistência à tração transversal, F_{2t} ;
- Resistência à compressão transversal, F_{2c} ;
- Resistência ao cisalhamento no plano F_{12} (F_6)

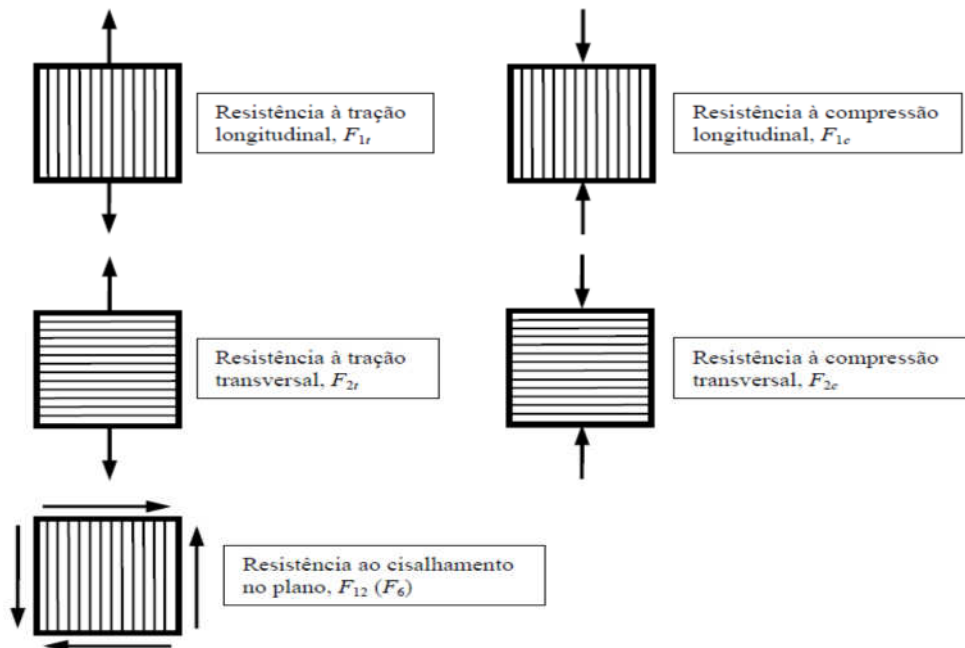


Figura 2.19 - Parâmetros básicos de resistência de uma camada unidirecional com carregamento no plano.

Fonte: (SOUSA, 2014)

As estruturas compósitas são anisotrópicas e heterogêneas. Lembrando que um material homogêneo é aquele que possui as mesmas propriedades físicas em todos os seus pontos, enquanto que em um material heterogêneo tais propriedades variam a cada ponto. Um material isotrópico é aquele que possui, num ponto, as mesmas propriedades elásticas em todas as direções, enquanto que em um material anisotrópico tais propriedades variam segundo as direções. A heterogeneidade aumenta os riscos de se ter dentro dos materiais defeitos suscetíveis de criar danos ou falhas microscópicas. Além disto, as lâminas que compõem um laminado podem também se degradar por alguma razão e provocar falhas. Em relação à anisotropia, ela implica que as leis de comportamento e os critérios de ruptura diferem de acordo com o eixo em que o material é solicitado. Por essas razões, torna-se difícil de construir um critério de ruptura pertinente para estruturas em compósitos e, conseqüentemente, de criar uma rotina de cálculos para determinar as tensões e deformações envolvidas.

A falha de um determinado material é interpretada como a ocorrência de qualquer descontinuidade na resposta do material aos estímulos mecânicos. Algumas das descontinuidades de interesse são o início da não linearidade na relação tensão versus deformação, a ocorrência de deformações irreversíveis e a ruptura do material. As condições para a ocorrência desses fenômenos são referidas como critério de falha ou de ruptura (NICOLAS, 2006).

Considerando-se materiais totalmente anisotrópicos, deve-se admitir que os modos de falha sejam condicionados tanto pelas tensões normais quanto pelas tensões tangenciais, uma vez que as fraturas podem ocorrer em virtude de diferentes conjuntos de tensões que ajam sobre o elemento.

O desempenho de um determinado critério deve ser sistematicamente validado com ensaios mecânicos sobre os materiais e as estruturas, na medida em que a aplicabilidade de um critério depende habitualmente de vários parâmetros externos, como, por exemplo, história do carregamento e condições ambientais, e internos, como as propriedades reológicas da matriz. Em particular, a previsão do comportamento depois da ruptura da primeira camada, exige hipóteses particulares sobre o cenário do dano ocorrido. Esses critérios, que têm o mérito de poderem ser utilizados diretamente no dimensionamento de estruturas, não são ligados diretamente aos modos de falha e às suas interações e sim aos meios empíricos simplificados que permitem prever um dano potencial interno, isto é, um dano irreversível e inaceitável das propriedades mecânicas. No entanto, durante os trabalhos de concepção que envolvem vários parâmetros, como peso, dimensões, custos, entre outros, em vários tipos de carregamento que podem ser estáticos, dinâmicos ou térmicos, e diante de vários critérios, como rigidez,

resistência e fadiga, esses critérios de falha são bastante utilizados devido à sua relativa simplicidade (DRAPIER, 2015).

Existem vários critérios para os materiais compósitos, no entanto o mais utilizado é o critério quadrático baseado no critério de Von Mises estendido para os materiais ortotrópicos. A grande vantagem deste critério quadrático/interativo é que ele permite obter um único valor para prevenir a ruptura. A seguir são apresentados os critérios de Hill, de Tsai-Hill e do Tsai-Wu.

2.1.7.1 Critério de Hill

Um dos primeiros critérios interativos de ruptura aplicados aos materiais anisotrópicos foi introduzido por Hill (1950). Este critério pode ser formulado através da seguinte inequação:

$$F(\sigma_2 - \sigma_3)^2 + K(\sigma_3 - \sigma_1)^2 + H(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + 2L\tau_{23}^2 + 2MT\tau_{13}^2 + 2N\tau_{12}^2 < 1 \quad (2.1)$$

A ruptura do material ocorre quando a igualdade é verificada.

$$F(\sigma_2 - \sigma_3)^2 + K(\sigma_3 - \sigma_1)^2 + H(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + 2L\tau_{23}^2 + 2MT\tau_{13}^2 + 2N\tau_{12}^2 = 1 \quad (2.2)$$

Esta igualdade representa o critério de Hill nos três eixos (1, 2, 3).

Ele também pode ser escrito da seguinte forma:

$$(K + H)\sigma_1^2 + (F + H)\sigma_2^2 + (F + K)\sigma_3^2 - 2H\sigma_1\sigma_2 - 2K\sigma_1\sigma_3 - 2F\sigma_2\sigma_3 + 2L\tau_{23}^2 + 2M\tau_{13}^2 + 2N\tau_{12}^2 = 1 \quad (2.3)$$

Os parâmetros F, K, H, L, M e N são parâmetros característicos do material considerado e são ligados às tensões de ruptura σ_{FL} , σ_{FT} e τ_{FT} do material.

Em caso de ensaio de tração ou compressão na direção 1, o critério de Hill se reduz nas equações (2.4), (2.5) e (2.6).

$$F + K = \frac{1}{\sigma_{FH}^2} \quad (2.4)$$

$$F + H = \frac{1}{\sigma_{FT}^2} \quad (2.5)$$

$$K + H = \frac{1}{\sigma_{FL}^2} \quad (2.6)$$

sendo:

σ_{FL} : a tensão à ruptura em tração ou compressão na direção 1

σ_{FT} : a tensão à ruptura em tração ou compressão na direção 2

σ_{FH} : a tensão à ruptura em tração ou compressão na direção 3

Ao resolver as equações (2.4), (2.5) e (2.6), obtém as equações (2.7), (2.8) e (2.9)

$$F = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{\sigma_{FH}^2} + \frac{1}{\sigma_{FL}^2} - \frac{1}{\sigma_{FT}^2} \right) \quad (2.7)$$

$$F = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{\sigma_{FL}^2} + \frac{1}{\sigma_{FT}^2} - \frac{1}{\sigma_{FH}^2} \right) \quad (2.8)$$

$$F = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{\sigma_{FT}^2} + \frac{1}{\sigma_{FH}^2} - \frac{1}{\sigma_{FL}^2} \right) \quad (2.9)$$

Em caso de cisalhamento no plano 1,2, o critério de Hill se reduz nas equações (2.10), (2.11) e (2.12).

$$N = \frac{1}{2\tau_{LT}^2} \quad (2.10)$$

$$M = \frac{1}{2\tau_{HL}^2} \quad (2.11)$$

$$L = \frac{1}{2\tau_{FH}^2} \quad (2.12)$$

Onde:

τ_{LT} : a tensão de ruptura em cisalhamento no plano 1,2.

τ_{TH} : a tensão de ruptura em cisalhamento no plano 2,3.

τ_{HL} : a tensão de ruptura em cisalhamento no plano 3,1.

Para o caso de estado de tensões planas no plano 1,2 da lamina com tensões $\sigma_3 = \tau_{31} = \tau_{23} = 0$, o critério de Hill é simplificado para a equação (2.13).

$$\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{FL}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{FT}} \right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{FL}^2} + \frac{1}{\sigma_{FT}^2} - \frac{1}{\sigma_{FH}^2} \right) \sigma_1 \sigma_2 + \left(\frac{\tau_{12}}{\tau_{LT}} \right)^2 = 1 \quad (2.13)$$

2.1.7.2 Critério de Tsai - Hill

O critério de Hill em tensões planas foi simplificado para o caso de materiais compósitos unidirecionais, ou seja, quando $\sigma_{FL} = \sigma_{FT}$

Assim a equação (2.13) pode ser escrito na seguinte forma:

$$\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{FL}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{FT}}\right)^2 - \frac{\sigma_1\sigma_2}{\sigma_{FL}^2} + \left(\frac{\tau_{12}}{\tau_{LT}}\right)^2 = 1 \quad (2.14)$$

Em caso de tração ou compressão fora dos eixos da lâmina, as equações das tensões se escrevem da seguinte maneira.

$$\sigma_1 = \sigma_x \cos^2 \theta \quad (2.15)$$

$$\sigma_2 = \sigma_x \sin^2 \theta \quad (2.16)$$

$$\tau_{12} = -\sigma_x \sin \theta \cos \theta$$

Fazendo as substituições das equações (2.15) e (2.16) na equação (2.14) obtém-se a equação (2.17).

$$\frac{\cos^4 \theta}{\sigma_{FL}^2} + \left(\frac{1}{\sigma_{FT}^2} - \frac{1}{\sigma_{FL}^2}\right) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + \frac{\sin^2 \theta}{\sigma_{FT}^2} = \frac{1}{\sigma_x^2} \quad (2.17)$$

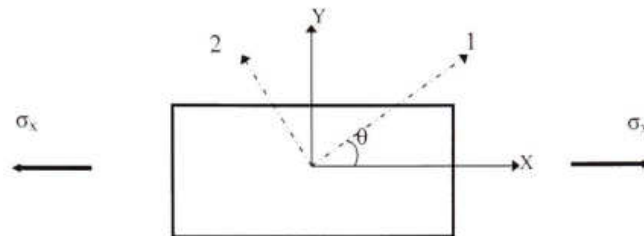


Figura 2.20 - Representação esquemática da tração fora do eixo

2.1.7.3 Critério de Tsai Wu

Em 1971, Tsai e Wu propuseram um procedimento o qual aumenta o número de termos na equação do critério de Hill, buscando uma melhor aproximação dos dados experimentais obtidos para vários materiais. Tsai e Wu definiram que a ruptura de um material anisotrópico ocorre quando a seguinte igualdade é verificada.

$$F_i \sigma_i + F_{ij} \sigma_i \sigma_j = 1 \quad (2.18)$$

Onde:

$i, j = 1, 2, 3, 4, 5, 6$ e as constantes F_i e F_{ij} são os componentes dos tensores respetivamente de ordem 2 e 4.

A equação (2.18) representa a teoria geral de resistência de materiais anisotrópicos. Em sua forma expandida, ela se escreve como segue:

$$F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 + F_3\sigma_3 + F_4\sigma_4 + F_5\sigma_5 + F_6\sigma_6 + F_{11}\sigma_1^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 + 2F_{13}\sigma_1\sigma_3 + 2F_{14}\sigma_1\sigma_4 + 2F_{15}\sigma_1\sigma_5 + 2F_{16}\sigma_1\sigma_6 + F_{22}\sigma_2^2 + 2F_{23}\sigma_2\sigma_3 + 2F_{24}\sigma_2\sigma_4 + 2F_{25}\sigma_2\sigma_5 + 2F_{26}\sigma_2\sigma_6 + F_{33}\sigma_3^2 + 2F_{34}\sigma_3\sigma_4 + 2F_{35}\sigma_3\sigma_5 + 2F_{36}\sigma_3\sigma_6 + F_{44}\sigma_4^2 + 2F_{45}\sigma_4\sigma_5 + 2F_{46}\sigma_4\sigma_6 + F_{55}\sigma_5^2 + 2F_{56}\sigma_5\sigma_6 + F_{66}\sigma_6^2 = 1 \quad (2.19)$$

A equação (2.19) é também conhecida como o critério de resistência ou tensor polinomial de resistência para materiais anisotrópicos. Para um material anisotrópico existem 6 elementos independentes do tensor F_i e 21 elementos independentes do tensor F_{ij} . Os termos lineares em σ_i da teoria geral de ruptura para materiais anisotrópicos levam em conta as diferenças entre as tensões de tração e de compressão, ou seja, considera-se a assimetria de resistência dos materiais. Os termos quadráticos em $\sigma_i \sigma_j$ definem para materiais no estado plano de tensões, uma elipsóide no espaço das tensões. Na hipótese básica, TSAI e WU (1971) ignoraram termos de ordem superior à quadrática no critério de resistência por não serem praticáveis do ponto de vista operacional, pois o número de componentes de um tensor de 6ª ordem aumenta significativamente se comparado a um tensor de 4ª ordem. Os termos cúbicos, tornam a superfície de ruptura não fechada.

2.1.7.4 Considerações finais sobre os critérios de ruptura

Levando-se em consideração os resultados positivos de várias pesquisas feitas sobre a pertinência de se utilizar o critério de Tsai e Wu em laminados escalonados, neste trabalho foi utilizado o mesmo critério nas simulações numéricas para avaliar a ocorrência da primeira falha nas diferentes configurações. Foi utilizado o critério conhecido como *first ply failure*, onde se considera que o laminado não atende aos critérios de resistência se uma das camadas que o compõem apresentar falha.

Os critérios de rupturas abordados neste item são todos disponíveis nos códigos de cálculos generalistas do Abaqus, Ansys e Samcef. Também existem outros códigos desenvolvidos por grandes grupos, instituições e universidades (DRAPIER, 2015). Para estes casos específicos, abordagens específicas mais pontuais são levadas em consideração.

2.2 REVISÃO DA LITERATURA

A análise de delaminação em compósitos escalonados envolve a determinação de tensões interlaminares utilizando métodos de elementos finitos, previsão do local do início da delaminação e simulação de propagação de fissuras por delaminação. A fim de prever o início e o crescimento da delaminação e, portanto, o desempenho dos vários laminados estudados, alguns tipos de análise de falha são aplicados. Existem duas abordagens para este propósito: a abordagem pela resistência do material (abordagem pela resistência às tensões) e a abordagem pela taxa de liberação de energia (abordagem mecânica pela fratura). A taxa de liberação de energia é um conceito de fratura mecânica e pode ser interpretado como a quantidade de trabalho necessário para fechar uma delaminação por incremento de comprimento. Na abordagem pela resistência do material, o estado das tensões ou deformações é comparado à resistência admissível do material. Na abordagem pela taxa de liberação de energia, que é baseada na fratura mecânica, presume-se que o laminado falhe quando a energia disponível, de uma fissura por delaminação, na interface entre camadas exceda a taxa crítica de liberação de energia do material (HE *et al.*, 2000).

O ponto principal de uma análise de falhas em compósitos escalonados está em se saber, como descrever com precisão, o estado das tensões interlaminares na região crítica dos componentes. O método dos elementos finitos, é a ferramenta mais prevalente e poderosa em lidar com problemas geometricamente complexos, como é o caso de compósitos escalonados.

Vários pesquisadores usam esta ferramenta. Entretanto, alguns buscaram desenvolver um modelo físico simples, para demonstrar os mecanismos de transferência de tensões no local do *drop-off* e outros buscaram desenvolver um modelo complexo para se descobrir a verdadeira distribuição de tensões na região crítica (HE *et al.*, 2000).

Kemp e Johnson (1985) apresentaram uma análise de falha feita em um compósito carbono/epoxy, quase isotrópico de oito camadas e com *drop-off* orientado a 0°. O método dos elementos finitos foi aplicado para determinar o resultado tridimensional do estado das tensões. As tensões interlaminares nos *drop-off* foram consideradas significativas. As forças que provocam falhas no plano foram calculadas com base na falha da resina localizada perto do *drop-off* e na falha interlaminar em compressão e tração. O critério da tensão principal máxima foi aplicado para prever a falha da resina e o critério de Tsai-Wu para prever a falha intralaminar. A análise previu que a primeira falha ocorre na resina. Nenhum dado experimental foi gerado para ser correlacionado com os resultados numéricos.

Fish e Lee (1989) introduziram pela primeira vez, elementos híbridos na análise de compósitos escalonados. Elementos híbridos em 3D foram usados para desenvolver uma metodologia para prever o início da delaminação em laminados escalonados com vários *drop-off*. Foi analisada numericamente e experimentalmente a influência das camadas acima e abaixo das camadas interrompidas e foi observado que a falha ocorreu devido às tensões de cisalhamento interlaminares.

Daoust e Hoa (1989) desenvolveram um extenso modelo de elementos finitos para estudar os efeitos de alguns parâmetros na resistência do compósito. Eles concluíram que sob carregamento de tração, flexão e torsão, os laminados com *drop-off* internos são duas vezes mais resistentes que os com *drop-off* externos.

Miravete (1990) apresentou um estudo sobre o comportamento mecânico de um compósito carbono/epoxi, com espessura variável, submetido à carga transversal. Um modelo teórico baseado na teoria de elementos finitos foi utilizado para analisar a distribuição das tensões perto das áreas de mudança de espessura. Ele concluiu que para valores baixos do ângulo de variação da espessura, a resistência é proeminente e o efeito da variação da espessura não altera o comportamento mecânico da placa. Para valores altos do ângulo de inclinação, a resistência é menor devido ao efeito da variação da espessura e a falha ocorre no local onde a espessura varia. O mecanismo da delaminação é o resultado da alta tensão de cisalhamento interlaminar causada pelo efeito da variação da espessura.

Curry *et al.* (1992) usaram os critérios de falha interlaminar e intralaminar para avaliar o compósito escalonado carbono/epoxi. O critério interlaminar, baseado em um modo de falha da matriz desenvolvido por Hashin (1980), foi avaliado em todas as interfaces entre camadas com diferentes orientações no modelo local, enquanto que o critério intralaminar foi uma modificação do critério do Tsai Wu, em que apenas os parâmetros de resistência que correspondem ao modo de falha foram incluídos. A análise de falhas utilizando esses dois critérios e os resultados obtidos da análise por elementos finitos indicaram que a delaminação foi a primeira falha que ocorreu na interface entre a camada interrompida e as camadas contínuas e parecia se iniciar no final da camada interrompida.

Vizzini (1995), tomando como base o pressuposto de que a primeira falha que ocorre nos compósitos escalonados é a delaminação e que a mesma ocorre na resina entre as camadas, empregou o critério de tensão de Von Mises, um critério de falha isotrópica, como uma medida do estado de tensão para uma dada configuração. A tensão máxima de Von Mises, em compósitos realísticos, com bolsa de resina com quatro lados ao invés de triangular, como é geralmente assumido, ou com *drop-off* não simétricos, ocorreu próximo aos últimos *drop-off*.

Ele descobriu que os resultados estavam de acordo com sua análise de elementos finitos e, além disso, a presença de um vazio afetou fortemente o estado das tensões próximas ao *drop-off*. Dessa forma o critério de tensões interlaminares que exclui os vazios irá prevenir o início do dano. O critério de Von Mises foi usado para determinar a resistência da bolsa de resina na região de descontinuidade e previu satisfatoriamente o início do dano.

Wisnom (1996) analisou experimentalmente os efeitos da geometria e rigidez de três compósitos assimétricos, orientados a 0° e $\pm 45^\circ$, sob carregamento de tração, baseado na conclusão de que a taxa de liberação de energia de tensão associada à descontinuidade das camadas, foi o fator crítico para controle de delaminação na seção espessa. Em comparação com resultados anteriores sobre mecanismos de falha de delaminação na seção espessa em compósitos escalonados, ele concluiu que a assimetria não parece ter um efeito significativo sobre a delaminação na seção espessa. Segundo ele, vários modelos de elementos finitos e abordagens de elementos não finitos foram utilizados na análise de compósitos escalonados. Na maioria dos trabalhos, a tensão de cisalhamento interlaminar máxima foi encontrada na interface entre a camada interrompida e as camadas contínuas enquanto a tensão interlaminar normal máxima foi encontrada na interface entre as camadas contínuas, mas também na interface entre a camada interrompida e as camadas contínuas. Para alguns casos, na região do escalonamento, o início da delaminação foi identificado na interface entre a camada interrompida e as camadas contínuas e para outros casos na interface entre as camadas contínuas.

Harrison e Johnson (1996) investigaram o efeito da excentricidade e descontinuidade da rigidez em compósitos escalonados sobre a delaminação, utilizando o conceito de fração de delaminação. Eles descobriram que o valor mais alto de fração de delaminação foi devido à contribuição das tensões normais interlaminares e de cisalhamento na região de escalonamento e mostraram que a descontinuidade da rigidez tem maior influência nas tensões interlaminares e eventual delaminação do que a excentricidade do compósito.

Varugheses e Mukherjee (1997) apresentaram uma análise sobre tensões interlaminares e delaminação em compósitos escalonados fazendo uma abordagem global/local. Segundo eles, as tensões interlaminares, decorrentes do escalonamento das camadas, podem causar delaminação nas extremidades das camadas interrompidas. As magnitudes das tensões normais e de cisalhamento na região do *drop-off* determinam a delaminação e, como elas são transversais ao plano do laminado, uma análise numérica em 3D é necessária. No entanto, pode-se notar que a análise 3D é computacionalmente cara e o tamanho dos elementos na vizinhança do *drop-off* deve ser relativamente pequeno, conduzindo

a um modelo com um número elevado de elementos finitos, o que pode impossibilitar o tratamento dos dados mesmo usando ferramentas de elementos finitos sofisticadas. As tensões interlaminares são predominantes apenas na vizinhança do *drop-off* e a medida que se afasta do mesmo, elas se tornam desprezíveis. Assim, é possível realizar uma análise por elementos finitos usando um modelo bidimensional (2D) nos locais mais afastados do *drop-off* e um modelo tridimensional (3D) pode ser restringido somente à vizinhança do *drop-off*. Tal abordagem global-local resulta em considerável economia de esforço computacional. Considerando que, em uma análise global, o *drop-off* não precisa passar por um linha nodal, eles desenvolveram elementos de *drop-off* que podem ser independentes da sua localização. Os elementos foram utilizados em uma análise global para reduzir o tamanho da matriz estrutural global e os resultados mostraram que há mais flexibilidade na divisão de malhas. Foi feita uma distribuição precisa de tensão em torno dos *drop-off*, por meio de uma análise local usando elementos finitos refinados na região crítica e entrada de dados a partir da análise global como condições de contorno. Foi obtida uma boa correlação ao se comparar os resultados obtidos usando esta abordagem com resultados publicados baseados em modelagem tridimensional.

Vidyashankar *et al.* (2001) estudaram os efeitos do escalonamento em compósitos unidirecionais, submetidos a carregamento de tração. Usaram o método de análise por elementos finitos em 3D para obter o estado completo das tensões. Eles apresentaram a variação das tensões, a distribuição dos deslocamentos e o mecanismo de transferência de carga entre a camada interrompida e as camadas adjacentes na região do *drop-off*. Identificaram que a região de escalonamento apresenta altos gradientes de tensões interlaminares e, portanto, podem se tornar potenciais fontes para o início e propagação de delaminação. Eles avaliaram que o tamanho da bolsa de resina é um parâmetro crucial que afeta a natureza da distribuição das tensões. Foi identificado também que o escalonamento de camadas fora do eixo aumenta as possibilidades de falhas devido à presença de tensões de cisalhamento significativas no plano. No entanto, o escalonamento de camadas orientadas a 30° ou $\pm 45^\circ$ requer mais atenção do que camadas orientadas a 90° , que têm efeito insignificante na distribuição das tensões.

Mukherjee e Varugheses (2001) desenvolveram algumas diretrizes para projetos de compósitos escalonados, estudando os efeitos de parâmetros relevantes que determinam a resistência do laminado. Levando em consideração que o objetivo principal no projeto de *drop-off* é a redução de concentração de tensões, eles propuseram algumas regras básicas que servem de orientação para os projetistas.

Shim (2002) conduziu trabalhos analíticos e experimentais em compósitos escalonados, visando melhorar o entendimento sobre as tensões interlaminares e a delaminação, assim como a relação entre os dois na resistência do material. Segundo ele, dois mecanismos fundamentais geram as tensões interlaminares: os efeitos da interrupção da camada que é causada pela transferência da carga das camadas interrompidas para as camadas contínuas e o efeito de compensação (*offset effect*), causado pela redistribuição da carga vindo da região de continuidade para a região de descontinuidade, por meio das camadas externas. Os resultados dos trabalhos mostram que o principal modo de falha é a delaminação e as tensões interlaminares são os elementos causadores da delaminação. Portanto, o primeiro passo para prever quando e como a delaminação ocorre é fazer uma análise bem cuidadosa das concentrações de tensões no compósito.

A maioria das análises apresentadas na literatura são feitas usando o método de elementos finitos, em duas dimensões (2D), três dimensões (3D) ou utilizando formulações híbridas ou não lineares. Em geral, as análises por elementos finitos mostram que as tensões interlaminares são elevadas na região de escalonamento. Para alguns pontos, elas são singulares e decaem rapidamente até zero. É difícil estabelecer a validade de cada método e fazer uma comparação de precisão para fim de se escolher o método mais simples e confiável. No entanto, é importante entender o escopo e limitação de cada método antes de utilizá-lo. Por exemplo, as tensões desenvolvidas em um compósito escalonado, unidirecional, submetido a uma força de tração na direção das fibras, podem ser calculadas usando o método de elementos finitos em 2D, pois o componente da tensão na direção perpendicular às fibras (y) é igual a zero. Para compósitos que tem camadas inclinadas, um modelo em três dimensões (3D) seria necessário para prever a tensão na direção y que é diferente de zero (SHIM, 2002)

Segundo Shim (2002), apesar dos vários estudos sobre compósitos escalonados, ainda não há um consenso sobre as características das tensões desenvolvidas, devido ao fato de existir um número ilimitado de possíveis configurações na região do *drop-off*. Isto geralmente impede a comparação de resultados de tensões obtidos por estudos em que foram utilizados métodos diferentes de análise de tensão. No entanto, com base nos resultados obtidos em compósitos com configurações específicas, foram observadas altas tensões normais e de cisalhamento na vizinhança da região de descontinuidade. Não obstante, não está claro se as tensões interlaminares são de tração ou compressão por natureza, o que é muito importante para se prever o início da delaminação. Por exemplo, Murri *et al.* (1991) analisaram as tensões em um laminado escalonado, unidirecional, e mostraram que as tensões normais interlaminares na ponta da bolsa de resina são de tração. Em outro estudo conduzido por Vizzini *et al.* (1995),

utilizando um laminado com geometria e configuração similar, eles mostraram que as tensões normais interlaminares são de compressão. Uma das grandes dificuldades na modelagem e análise de compósitos escalonados é a diferença substancial que existe entre as estruturas idealizadas e as estruturas reais. Foi observado que as tensões interlaminares, calculadas utilizando estruturas idealizadas, diferem significativamente das obtidas utilizando estruturas reais. Os defeitos induzidos durante a fabricação dos compósitos como vazios, camadas desalinhadas ou mal posicionadas que não são levadas em consideração na análise das estruturas idealizadas afetam os resultados.

He *et al.* (2004) analisou as tensões interlaminares e a delaminação em compósitos escalonados. No estudo, foi utilizado um modelo em 3D refinado na região de descontinuidade conforme mostrado na Figura 2.21. Foi considerado que a resina presente na região triangular transfere carga. Para representar a interface, uma camada de resina com uma espessura igual a 0,1 vezes a espessura da lâmina (T) foi inserida. Foi observado que uma camada espessa e rígida da resina aumenta a resistência global à delaminação.

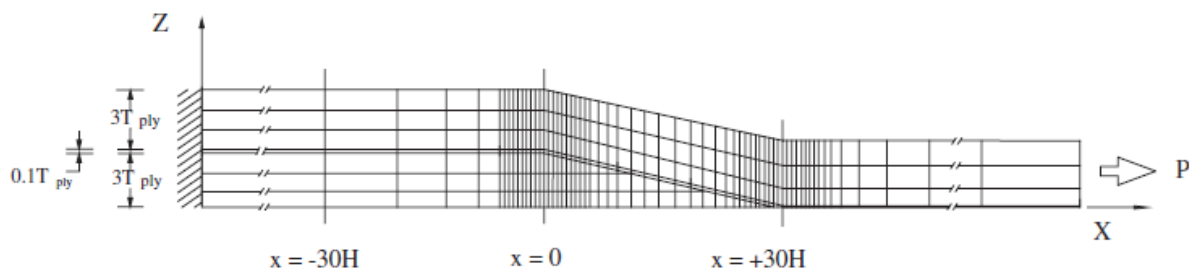


Figura 2.21 - Modelo de elementos finitos com resina inserida entre as camadas
(HE *et al.*, 2004)

Por outro lado, para calcular as tensões interlaminares no plano, Shim (2002) implementou um modelo em 2D. No seu modelo, ele fez dois refinamentos na região de descontinuidade, mas não considerou a presença de resina na região triangular. Ele tomou como hipótese que a resina, na região triangular, não transfere carga e dessa forma considerou a bolsa de resina como vazia. Desta forma, nenhuma transferência de carga ocorre na região triangular, o que representa a condição mais severa. Esta hipótese foi baseada em trabalhos experimentais realizados anteriormente e foi observado que a resina presente na região triangular apresenta trinca em carga relativamente baixa (WISNOM *et al.*, 1995). De fato, estas são apenas hipóteses para simplificar os cálculos, mas não condizem com a realidade.

Em amostras reais, as bolsas são preenchidas com resina e, portanto, transferem uma pequena carga e também o ângulo de inclinação não é constante em toda a sua extensão (SHIM,

2002). Foi observada que houve convergência dos valores numéricos a partir do tamanho de elemento igual a 0,25 vezes a espessura de uma camada.

Weiss (2010) mostrou nos seus estudos que a configuração, a posição e a orientação das camadas interrompidas tem influência sobre o comportamento estático e em fadiga para compósitos carbono/epóxi. Ele implementou um modelo em 3D para calcular as tensões interlaminares levando em consideração os efeitos da borda livre. Ele observou que em compressão estática, a ruptura ocorre após o início de delaminação na vizinhança da região de descontinuidade, próxima à espessura mais fina da estrutura. Em tração estática poucos danos foram observados antes da ruptura final que ocorre bruscamente. Foi observado que a tensão de ruptura é duas vezes mais crítica em compressão do que em tração.

Dhurvey e Mittal (2013b) apresentaram uma revisão sobre vários estudos em compósitos escalonados e afirmam que este tipo de construção cria geometrias e descontinuidades que provocam falhas interlaminares prematuras na interface entre as camadas contínuas e interrompidas. Eles também afirmaram que esta construção induz a problemas estruturais, como concentração de tensões nas regiões de descontinuidade, e causa início e propagação de delaminação. Eles analisaram, por meio de elementos finitos, os efeitos dos *drop-off* internos e chegaram às seguintes conclusões: os compósitos com *drop-off* internos são mais resistentes que compósitos com *drop-off* externos; a diminuição do ângulo de inclinação resulta em diminuição das tensões para o mesmo carregamento e condições de contorno; na região de transição de espessura, são identificadas zonas de alta concentração de tensões e, nas regiões afastadas, as tensões são insignificantes; o aumento no número de *drop-off* diminui a resistência dos *drop-off* e a configuração tem um papel determinante sobre o comportamento dos laminados escalonados.

Irisarri *et al.* (2013) introduziram o conceito de tabela de sequência de empilhamento para a otimização de estruturas de compósitos escalonados. A tabela mostra a sequência de interrupção das camadas assegurando a transição entre um empilhamento espesso e fino. Um algoritmo evolutivo desenvolvido para manipular essas tabelas que permitem otimizar a ordem e a posição dos *drop-off*, satisfazendo ao mesmo tempo várias regras de concepção ignoradas nos trabalhos sobre otimização. Um grande conjunto de regras de dimensionamento foi levado em consideração nesses estudos. Essas regras permitem evitar comportamentos acoplados indesejados e modos de falhas prematuros nas regiões dos *drop-off*, garantindo a viabilidade da fabricação. Elas são exigidas na otimização através da construção de soluções que utilizam operadores genéticos especializados. A eficácia do método foi demonstrada na literatura. As soluções mais leves competem com as melhores soluções publicadas, cumprindo muitas outras

regras de concepção. Os autores concluíram que os resultados obtidos mostraram que as restrições de projetos em particular aquelas relacionadas à prevenção de modos de falha prematura ou muito complexas para serem capturadas pelos modelos de pré-dimensionamento usados em otimização, podem ser atendidas sem penalizar o comportamento da rigidez e a massa da estrutura. O método foi aplicado na otimização de uma peça proveniente da área espacial e apresentou resultados satisfatórios.

Patini *et al.* (2018) apresentaram um novo modelo de análise de compósitos, o *Unified Formulation Serendipity Lagrange expansion* (UF-SLE), utilizando elementos finitos, visando capturar os efeitos tridimensionais (3D) e sobretudo reduzir os tempos e custos computacionais que muitas vezes inviabilizam o uso de métodos numéricos mais sofisticados e mais precisos. Eles concluíram por meio dos estudos realizados, que este modelo captura os efeitos zig-zag e, para os laminados e estruturas sanduiche considerados, o modelo previu as tensões normais transversais e de cisalhamento desenvolvidas que têm papel importante na delaminação. Na maioria dos casos, os resultados são mais precisos que os obtidos pelo *benchmark*. O ganho de eficiência computacional obtido com este modelo proposto, em comparação com elementos finitos é significativo. Desta forma, a combinação da precisão e a redução dos custos computacionais conferem ao (UF-SLE) ser um método atraente ao ambiente industrial.

CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E METODOLOGIA

Este capítulo apresenta os materiais utilizados (tecido e resina) na fabricação do compósito, a metodologia empregada neste trabalho, o processo de fabricação do compósito, as máquinas e equipamentos utilizados para realizar os ensaios de tração.

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

O material utilizado, conforme mostrado na Figura 3.1, é um tecido bidirecional de fibra de carbono SGL Sigratex® KDL8051, tipo plano (ou *plain weave*) fabricado pela Grafil e classificado como PYROFIL ® TR50S-6K. As fibras são orientadas nas direções 0° e 90° e apresentam as mesmas propriedades em ambas às direções



Figura 3.1 - Tecido Sigratex KDL8051

O tecido apresenta uma alta tenacidade e é compatível com vários tipos de resina. Cada trama e urdume é composta de 6000 fios com diâmetro de aproximadamente 7 μm . A Tabela 3.1 apresenta as propriedades do tecido.

Tabela 3.1 - Propriedades do tecido SGL Sigratex® KDL8051.

Propriedade	Valor	Unidade
Massa específica do filamento	1,82	g/cm^3
Resistência à tração	4900	MPa
Módulo de elasticidade	235	GPa

Fonte: (GRAFIL, 2010)

A resina utilizada na fabricação do compósito, a *ELIUM*® 150, é uma resina acrílica termoplástica, fabricada pela empresa ARKEMA. Ela tem baixa viscosidade (100 cP) e pode ser utilizado na fabricação de compósitos reforçados com fibras de vidro, carbono ou outras

fibras contínuas utilizando os processos RTM (Resin Transfer Molding), VARTM VARI (Vacuum Assisted Resin Infusion) e outros processos de moldagem (Arkema, 2013). De acordo com o fabricante, as propriedades mecânicas dos compósitos feitos com esta resina são similares as dos compósitos feitos com resina epóxi ainda com a grande vantagem de ser termoformáveis e recicláveis após a consolidação (ARKEMA, 2013). A ficha técnica desta resina *ELIUM*® 150 encontra-se no Anexo 5 e fornece vários dados sobre a mesma entre os quais, o campo de aplicação, as propriedades do material, as características típicas de cura, as propriedades mecânicas típicas, as orientações sobre a sua utilização para vários processos assim como as condições de estocagem e armazenamento.

A Tabela 3.2 mostra as propriedades do compósito cuja uma parte dos resultados foi obtida experimentalmente a partir de ensaios de tração, compressão, cisalhamento no plano e cisalhamento interlaminar realizados no Núcleo de Tecnologia em Compósitos (NTC) da UNIFEI. Os outros resultados foram fornecidos no *technical datasheet* da ARKEMA. As propriedades fora do plano foram estimadas tomando com base as propriedades dos materiais (carbono/epóxi) utilizadas nos estudos do Weiss (2010), Cannon (1987) e Dhurvey (2013).

Tabela 3.2 - Propriedades do compósito

Propriedade	Denominação	Média	Fonte	Norma
E_1	Módulo de elasticidade longitudinal	56,07 GPa	NTC	ASTM D3039
E_2	Módulo de elasticidade transversal	56,07 GPa	NTC	ASTM D3039
E_3	Módulo de elasticidade normal	3,30 GPa	ARKEMA	ISO METHOD
X_{1T}	Tensão de ruptura em tração	814,64 MPa	NTC	ASTM 3039
X_{2T}	Tensão de ruptura em tração	814,64 MPa	NTC	ASTM D3039
X_{3T}	Tensão de ruptura em tração	76,00 MPa	ARKEMA	ISO METHOD
ν_{12}	Coefficiente de Poisson	0,11	NTC	ASTM D3039
ν_{13}	Coefficiente de Poisson	0,11	NTC	ASTM D3039
ν_{23}	Coefficiente de Poisson	0,11	Estimado	
X_{1C}	Tensão de ruptura em compressão	186,41 MPa	NTC	ASTM D3410
X_{2C}	Tensão de ruptura em compressão	186,41 MPa	NTC	ASTM D3410
X_{3C}	Tensão de ruptura em compressão	130,00 MPa	ARKEMA	ISO METHOD
S_{12}	Tensão de cisalhamento no plano 1,2	69,31 MPa	NTC	ASTM D3518
S_{23}	Tensão de cisalhamento no plano 2,3	69,31 MPa	Estimado	
S_{13}	Tensão de cisalhamento no plano 1,3	69,31 MPa	Estimado	
G_{12}	Módulo de cisalhamento no plano 1,2	6.220 MPa	NTC	ASTM D3518
G_{23}	Módulo de cisalhamento no plano 2,3	6.220 MPa	Estimado	
G_{13}	Módulo de cisalhamento no plano 1,3	6.220 MPa	Estimado	
S_{ILSS}	Tensão de cisalhamento interlaminar	27,97 MPa	NTC	ASTM D2344

3.2 METODOLOGIA NUMÉRICA E EXPERIMENTAL

O fluxograma apresentado na Figura 3.2 mostra a metodologia utilizada para realizar este trabalho, evidenciando a abordagem numérica e experimental. Primeiro foi feito a modelagem do compósito para fim de simulações numéricas e na sequência, foi fabricado um protótipo com o objetivo de realizar ensaios de tração para verificar o que de fato ocorre na prática. Em seguida, foram comparados os resultados das simulações com os dos ensaios para verificar se o modelo desenvolvido e as condições de contorno impostas representam adequadamente o compósito e as condições experimentais.

Conforme mostrado na Figura 3.2, foram realizadas basicamente três etapas para cumprir o procedimento experimental: a fabricação do compósito, a avaliação da porosidade, a realização dos ensaios e medições. Com relação às simulações numéricas, foram realizadas basicamente duas etapas: a modelagem do compósito e as simulações propriamente ditas. A descrição dessas etapas é apresentada nos itens subsequentes.

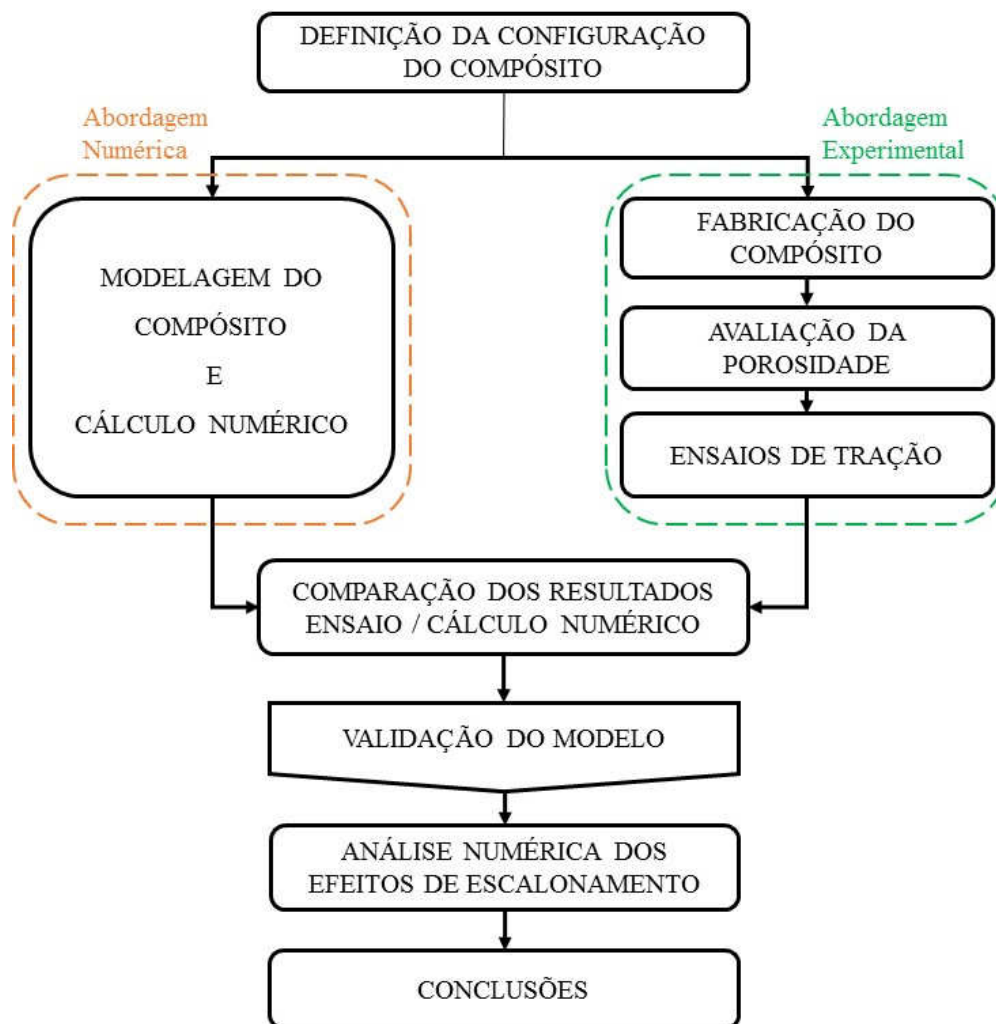


Figura 3.2 - Fluxograma do desenvolvimento do trabalho

3.2.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.2.1.1 Fabricação do compósito

O processo de fabricação do compósito foi realizado via moldagem por transferência de resina assistida por vácuo VARI (*Vacuum-Assisted Resin Infusion*). Ele foi escolhido em razão de sua maior produtividade, menor custo, bom desempenho em relação à formação de porosidade e boa compactação das camadas. É um processo amplamente utilizado em vários setores da indústria de compósitos.

O ferramental utilizado para moldar o compósito foi uma placa plana, metálica, com bom acabamento superficial, com 80 cm de comprimento e 64 cm de largura. Antes de iniciar o processo de moldagem, foi feita uma limpeza na superfície da placa para remover sujeiras que poderiam contaminar o compósito. Na sequência, foi aplicada uma camada superficial de desmoldante na superfície da placa para evitar que a resina aderisse à superfície da mesma durante o processo de cura, o que poderia dificultar a remoção do compósito.

Os tecidos de fibra de carbono bidirecional, devidamente cortados nas dimensões pré-estabelecidas, foram manualmente empilhados. Em seguida, toda estrutura foi condicionada em uma bolsa de vácuo sob pressão de 78 kPa para assegurar a compactação adequada das camadas. Após 5 minutos de verificação da pressão e confirmado que não houve queda da mesma, ou seja, não houve vazamento de ar, foi iniciada a infusão da resina. A temperatura medida do ambiente de trabalho foi 25°C e a umidade em 50%.

A Figura 3.3 mostra a representação esquemática do processo VARTM utilizado para fabricar o compósito.

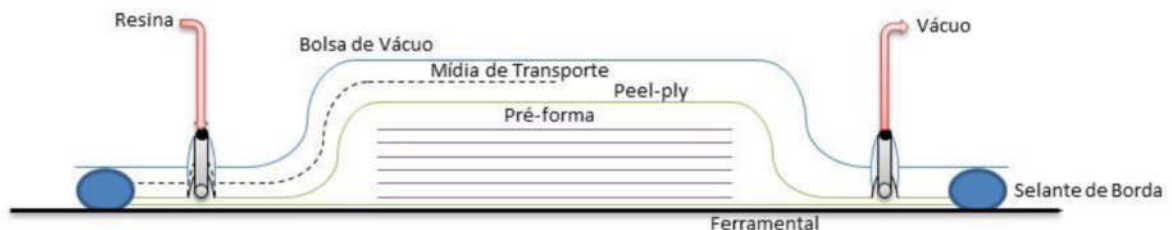


Figura 3.3 - Esquema dos componentes do processo VARTM

Fonte: (YAMANE, 2016)

A Figura 3.4 mostra a configuração do compósito. O escalonamento das camadas foi feito de acordo com as regras de concepção (*design guidelines*) citadas anteriormente no item 2.1.5. Para assegurar o respeito a essas regras, foi necessário criar um laminado com 20 camadas na espessura maior, 8 *drop-off* internos e, conseqüentemente, 12 camadas na espessura menor. Esta configuração é identificada com a sigla EF0°, em que EF significa Extra Forte e 0° designa o ângulo da orientação das camadas na direção do carregamento (direção z).

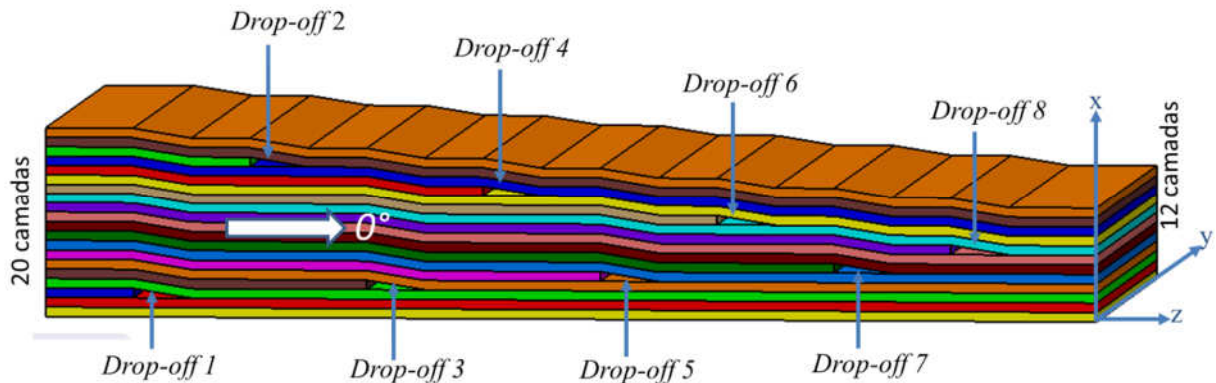


Figura 3.4 - Configuração do compósito EF0°

Após a infusão, o compósito foi consolidado em estufa para realizar o ciclo de cura planejado. O processo de cura foi realizado em dois ciclos conforme mostrado na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Parâmetros do Processo de Infusão e Consolidação

Parâmetros de processo	Processo de Infusão	Processo de Cura	
		1° ciclo	2° ciclo
Tempo	40 min	120 min	120 min
Temperatura	25°	80°	110°

Após a consolidação do compósito, foi utilizada a máquina de corte TR201 E CLIPPER, equipada com um disco de corte diamantado para cortar 10 corpos de provas no comprimento de 290 mm e largura de 25 mm. As quantidades de corpos de prova utilizadas por atividades são descritas a seguir:

- 3 para análise da porosidade.
- 3 para preparação da máquina e testes preliminares.
- 2 para ensaios completos.
- 2 para ensaios interrompidos para verificar ocorrência de falhas.

A Figura 3.5 mostra o compósito fixado na máquina de corte, pronto para ser cortado.



Figura 3.5 – Máquina de corte TR 201 E CLIPPER

A Figura 3.6, mostra um dos corpos de prova que foram utilizados para realizar os ensaios de tração.

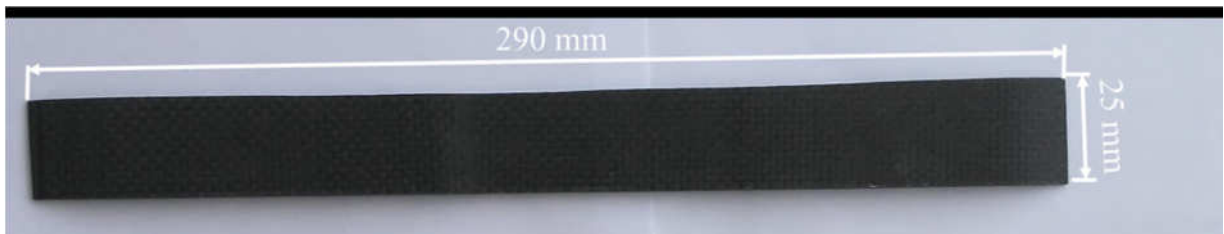


Figura 3.6 – Corpo de prova

3.2.1.2 Avaliação da porosidade

A avaliação da porosidade foi feita de acordo com a norma ASTM D 3171 *Standard Test Methods for Constituent Content of Composite Material*, utilizando o método de digestão ácida da matriz, que é padronizado pela norma e permite determinar o conteúdo de fibras de um laminado. O objetivo da realização deste ensaio é determinar o nível de porosidade em porcentagem dos corpos de prova e verificar se ele é aceitável a ponto de não influenciar as propriedades mecânicas finais do compósito processado. O método consiste em remover a resina em um meio de digestão a quente, sem atacar as fibras. O ácido sulfúrico concentrado,

água oxigenada e temperatura representam o meio de digestão selecionado para os laminados, especificado pelo procedimento B da norma.

Foram retiradas 3 amostras na região de transição da espessura do compósito onde são localizados os *drop-off* para análise da porosidade. Para pesar as amostras foi utilizada uma balança analítica de 0,0001g de precisão, marca Shimadzu, modelo AY220, do Laboratório de Ensaio Destrutivos e Não Destrutivos (LEN) da UNIFEI. A massa específica do compósito foi obtida pelo método de Arquimedes. Após a digestão da matriz, os resíduos foram filtrados, lavados, secados e pesados e os conteúdos de fibra e resina foram determinados. A fração volumétrica de fibras e resina foi calculada a partir da massa de fibras obtidas após o ensaio de digestão ácida e dos valores teóricos das massas específicas destes constituintes. Uma vez feita a pesagem das fibras para determinar a massa (m_2) e conhecendo as densidades das fibras ρ_f e da matriz ρ_r , o cálculo da porosidade V_0 foi realizado pela equação abaixo (LEDRU, 2009).

$$\frac{V_0}{100} = 1 - \frac{m_1 - m_2}{\rho_r V_{CDP}} - \frac{m_2}{\rho_f V_{CDP}} \quad (3.1)$$

sendo:

V_0 : Taxa de porosidade (%)

m_1 : massa do CDP antes da digestão ácida

m_2 : massa da fibra após a digestão da matriz

ρ_r : massa específica da matriz (1,19 g/cm³)

ρ_f : massa específica da fibra (1,82g/cm³)

V_{CDP} : volume do CDP

As densidades da matriz e da fibra são fornecidas pelos fabricantes ARKEMA e GRAFIL Inc (ver anexo 5).

3.2.1.3 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaio Destrutivos e Não Destrutivos (LEN) da UNIFEI, conforme a norma ASTM D3039, utilizando a máquina de tração INSTRON 8801 e a técnica de Correlação Digital de Imagens (CDI). Trata-se de uma técnica óptica, sem contato, para medição de tensões e deformações de um objeto em regiões de interesse. Para possibilitar uma boa leitura dos dados, foi aplicada uma tinta branca na superfície analisada. O método é simples, eficiente e tem a vantagem de substituir o uso de extensômetros elétricos ou mecânicos acoplados fisicamente às amostras.

O objetivo principal desses ensaios foi obter a resistência à tração do compósito, bem como o mapa instantâneo das tensões e deslocamentos em função da força de tração aplicada. A Figura 3.7 mostra a máquina INSTRON 8801 utilizada nos ensaios de tração e os detalhes do dispositivo utilizado para fixar os corpos de provas (CDP). Pode-se observar que o corpo de prova está preso entre as garras dos cabeçotes superiores e inferiores.

Durante os ensaios, apenas o cabeçote inferior se deslocou verticalmente para baixo, tracionando assim o corpo de prova até a sua ruptura. A leitura dos dados foi feita por uma câmera instalada na mesma máquina, que fez uma correlação dos deslocamentos de cada ponto de tinta. Um computador acoplado à máquina de tração processou os dados registrados durante os ensaios e forneceu os resultados de tensões, deformações e deslocamentos em função da carga aplicada.

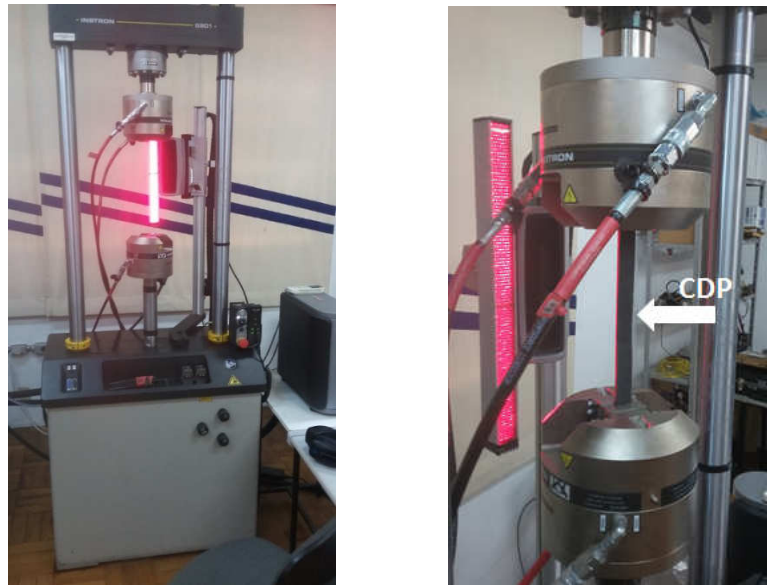


Figura 3.7 - Máquina de tração INSTRON 8801

A máquina é equipada com um sistema de acionamento servo-hidráulico e tem capacidade de força axial de até 100 kN. A célula de carga patenteada apresenta compensação para cargas inerciais causadas por garras e acessórios pesados.

3.2.3 Procedimento numérico

As três etapas essenciais implementadas neste trabalho para realizar as análises numéricas foram o pré-processamento, o processamento ou análise e o pós-processamento, conforme mostrado na Figura 3.8. Cada uma dessas etapas é descrita a seguir.

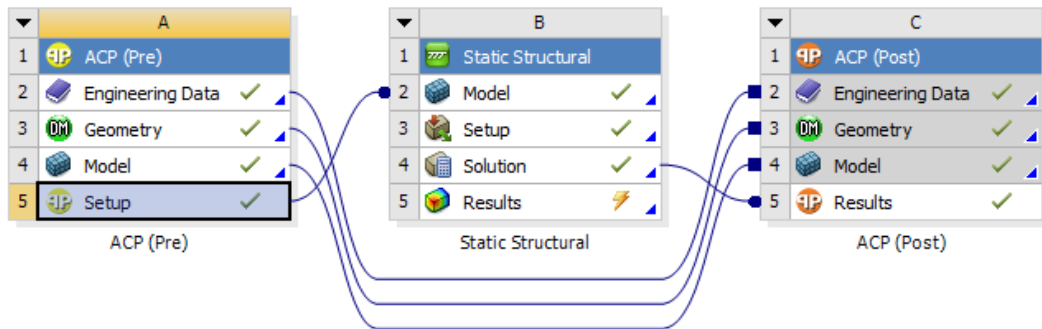


Figura 3.8 - Etapas essenciais para análise numérica via ANSYS

O pré-processamento consistiu principalmente em criar a geometria do modelo, definir o tipo de material e suas propriedades, o tamanho dos elementos para gerar a malha e a configuração do modelo, ou seja, a posição e orientação das camadas. Também nesta etapa foram definidas as condições de contorno e os carregamentos aplicados. Esta etapa de entrada dos dados é considerada crucial, pois determina a precisão dos resultados.

O processamento consistiu em realizar as operações numéricas. Assim que o modelo foi definido no pré-processamento, o pacote de análise foi acionado. O *software* Ansys processou todos os dados recebidos da fase de pré-processamento e resolveu o sistema.

No pós-processamento, os resultados obtidos puderam ser visualizados de forma mais clara em forma de valores numéricos, gráficos e animação. Esta etapa consistiu principalmente em analisar e interpretar as respostas, ou resultados obtidos, após o processamento dos dados. Nesta etapa foram analisados o comportamento ou estado das tensões e deformações e, principalmente, as falhas ocorridas.

3.2.3.1 Modelagem do compósito e cálculo numérico

O compósito foi modelado em 3D, utilizando o software Ansys. Esta modelagem tridimensional permite capturar tensões e deformações na vizinhança dos *drop-off* analisados. Visto que as deformações provocadas pelo carregamento são muito pequenas quando comparados com as dimensões da estrutura, admitiu-se que não existe influência da modificação da geometria da estrutura na distribuição dos esforços e das tensões. Todo o estudo é feito com base na geometria inicial indeformada e, portanto, foi feita uma análise linear.

3.2.3.2 Hipóteses e condições de contorno

Na modelagem do compósito, foram assumidas as seguintes hipóteses:

- A bolsa de resina é vazia e tem uma geometria triangular conforme mostrado na Figura 3.9. Desta forma, a transferência de carga nessa região é desprezível, o que representa a condição mais severa. Esta hipótese é baseada em trabalhos experimentais realizados anteriormente e foi observado que a resina presente na região triangular apresenta trinca em carga relativamente muito baixa (WISNOM *et al.*, 1995). SHIM (2002) também observou em compósitos com *drop-off* internos que a matriz apresenta trincas com carregamento de 47,8 kN (758 MPa).

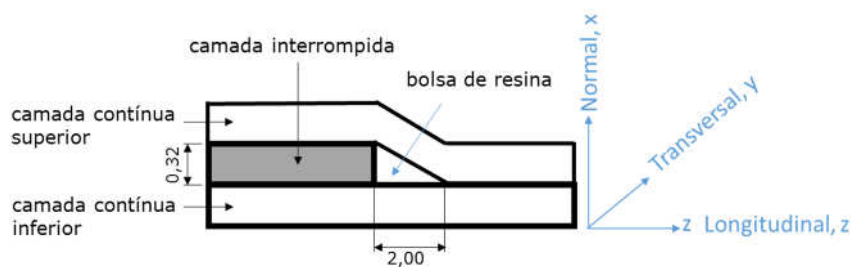


Figure 3.9 - Esquema representativa da região de escalonamento

- O material é ortotrópico, homogêneo e as suas propriedades são constantes sem variação em função da temperatura e umidade do ambiente.

A Figura 3.10 mostra o modelo, destacando as suas principais dimensões e os *drop-off* internos. Ele está engastado na sua extremidade esquerda. Na extremidade direita, ele pode se mover apenas na direção z que é a direção do carregamento.

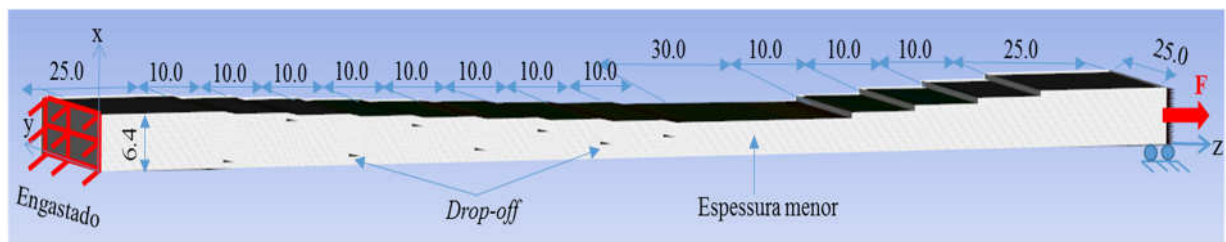


Figura 3.10 - Modelo representativo do compósito escalonado

3.2.3.3 Malha numérica

Com o intuito de tratar o modelo numericamente, é necessário expressar de forma adequada as equações e a região R , ou domínio em que elas são válidas. Como não se pode

obter uma solução numérica sobre uma região contínua, devido aos infinitos pontos da mesma, inicialmente o domínio é discretizado, ou seja, dividido em pontos, conforme mostrado na Figura 3.11. Ao conjunto dos pontos discretos dá-se o nome de malha (FORTUNA, 2012).

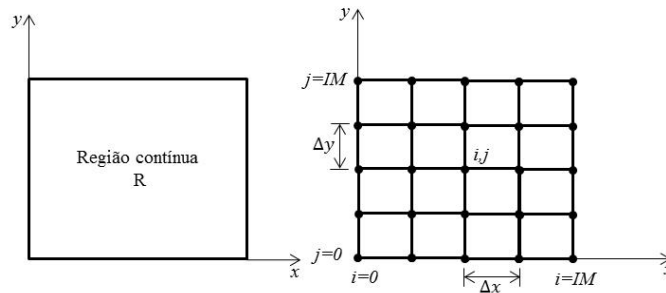


Figura 3.11 - Região contínua (esq.) discretizada por uma malha de pontos (direita)

Fonte: (FORTUNA, 2012)

Para diminuir os tempos de processamento, sem perder a qualidade dos resultados, foi feita uma malha, com tamanho de elemento quadrado igual 2,0mm conforme mostrado na Figura 3.12.

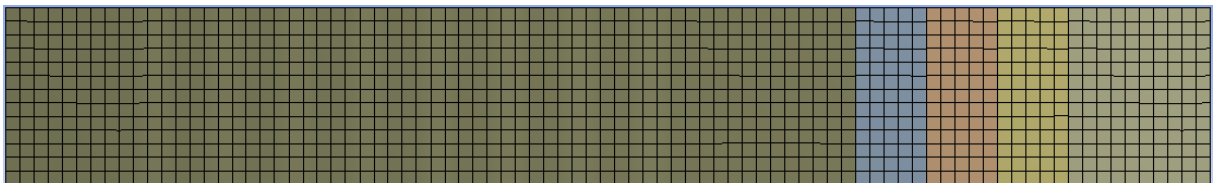


Figura 3.12 - Visualização da malha quadrada do modelo

A qualidade dos elementos bidimensionais quadrangulares é medida através da Equação 13. Quando a equação for igual a 1, isto significa que o quadrado está perfeito e, portanto, não há distorção do elemento. Desta forma quanto mais próximo de 1, melhor é a qualidade do elemento.

$$\text{Qualidade} = C. \left(\frac{\text{area}}{\sum \text{comprimento das arestas}^2} \right) \quad (3.2)$$

Tabela 3.4 - Valores de C para cada tipo de elemento (ANSYS)

Elemento	Valor de C
Triangular	692.820.323
Quadrangular	4.0
Tetraédrico	12.470.765.802
Hexagonal	4.156.921.938
Cunha	6.235.382.905
Piramidal	96

Fonte: Azevedo (2016)

A Figura 3.13 mostra a métrica da qualidade da malha do compósito, onde a quantidade dos elementos é mostrada no eixo vertical e a qualidade no horizontal.

Observe-se nas Figuras 3.13 e tabela 3.14 que a qualidade do elemento está próxima do valor 1, com desvio padrão (*standard deviation*) muito pequeno, igual a $1.4985e^{-3}$. Isto revela que a malha do compósito é considerada boa.

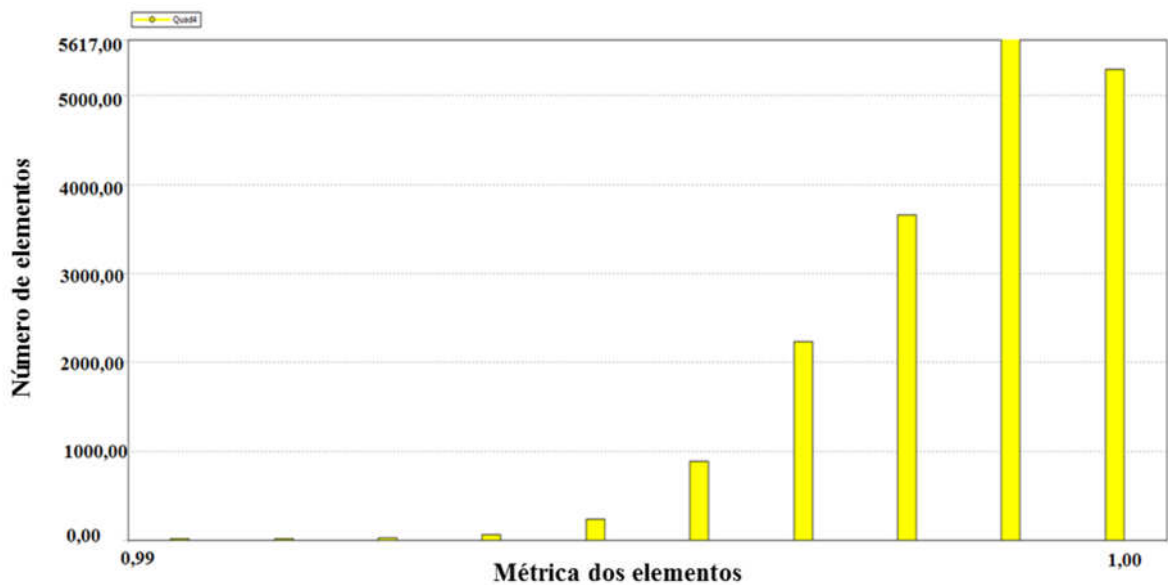


Figura 3.13 - Métrica da qualidade da malha

Tabela 3.5 - Qualidade dos elementos da malha

Métrica da Malha	Qualidade do elemento
Mínimo	0,98702
Máximo	0,99927
Média	0,99693
Desvio padrão	1,4985e-003

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, são apresentados, primeiramente, os resultados das análises de porosidade do compósito fabricado e os resultados sobre o processo de validação do modelo desenvolvido, comparando os resultados experimentais com os numéricos. Na sequência, são apresentados e discutidos os resultados das simulações numéricas, para mostrar a influência da posição e orientação dos *drop-off* sobre as tensões desenvolvidas, as deformações, os deslocamentos e a resistência mecânica do compósito.

4.1 ANÁLISES DA POROSIDADE DO COMPÓSITO

A análise microscópica revelou porosidade no compósito conforme mostrada na Figura 4.1. Haja vista que a porosidade é um defeito inerente ao processo de fabricação de compósitos, é então indispensável que seja avaliada o seu nível de aceitação. No meio industrial, o nível de porosidade considerada admissível é até 2% (LEDRU, 2009). Desta forma foi estabelecida, neste trabalho, que nível de porosidade inferior a 2% é considerada satisfatória.

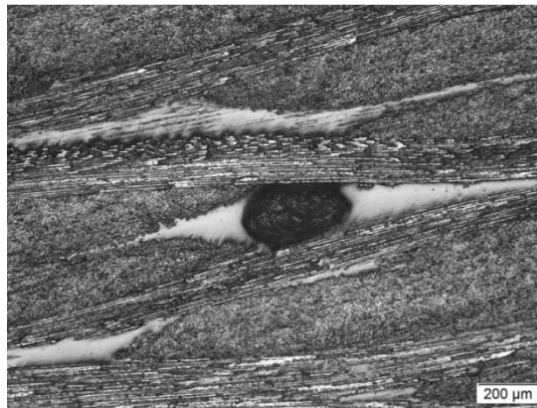


Figura 4.1 - Porosidade

Os resultados das análises feitas são apresentados nas Tabelas 4.1, 4.2 e 4.3.

Tabela 4.1 - Massa, Volume e Massa específica dos CDP

Corpo de Prova	Laminado			Fibra
	Massa m_1 (g)	Volume (cm ³)	Massa específica (g/cm ³)	Massa m_2 (g)
CPD 1	1,055	0,714	1,477	0,635
CPD 2	1,027	0,696	1,475	0,609
CPD 3	1,014	0,681	1,488	0,612

Tabela 4.2 - Densidades dos Materiais

Material	Densidade da Fibra (g/cm³)	Densidade de Matriz (g/cm³)	Densidade do Compósito (g/cm³)
Carbon Elium RT150	1,8	1,19	1,39

Conhecendo as massas m_1 , m_2 , as densidades das fibras ρ_f e da matriz ρ_r , conforme mostrado nas Tabelas 4.1 e 4.2 e aplicando a equação (14) abaixo, obtém-se os resultados apresentados na Tabela 4.3.

$$\frac{V_0}{100} = 1 - \frac{m_1 - m_2}{\rho_r V_{CDP}} - \frac{m_2}{\rho_f V_{CDP}} \quad (4.1)$$

Tabela 4.3 - Resultados dos cálculos de porosidade

Corpo de Prova	CDP 1	CDP 2	CDP 3	Média
Porosidade	1,73%	1,50%	1,09%	1,44%

A taxa de porosidade média calculada foi 1,44% conforme apresentado na Tabela 4.3. Levando em consideração que no meio industrial a taxa admissível é até 2% (LEDUR, 2009), a taxa obtida para o material fabricado é considerada satisfatória.

4.2 VALIDAÇÃO DO MODELO NUMÉRICO

O modelo analítico foi desenvolvido com o objetivo de se fazer simulações numéricas para obter o mapa das tensões, deformações, deslocamentos e resistência mecânica do compósito. Ficou estabelecido que o modelo fosse validado somente se os resultados experimentais estivessem condizentes com os resultados das simulações numéricas dentro de uma tolerância de $\pm 10\%$.

Resultados obtidos com métodos de elementos finitos podem se aproximar bastante de resultados experimentais. As diferenças nas propriedades do material, a geometria e carregamentos podem causar variação nos resultados. Na prática, os materiais não são homogêneos como se supõe nos cálculos analíticos ou com o método de elementos finitos e, portanto, suas propriedades variam internamente. Isto ocorre porque os processos de fabricação ou de tratamento térmico podem melhorar piorar ou simplesmente variar as propriedades previstas.

A geometria real da peça pode apresentar imperfeições, devido também a processos de fabricação, que podem afetar a distribuição de tensão internamente na peça. A verdadeira intensidade, orientação e posição do carregamento das cargas aplicadas na análise e as variações que ocorrem ao longo do tempo que não foram previstas no projeto, podem resultar em diferenças entre o que realmente ocorre e o comportamento obtido na simulação (AZEVEDO, 2016).

Em virtude de todas as variações que existem entre o processo real e o processo numérico, foi definida a tolerância de 10% como referência para a validação do modelo. Assim, as curvas de tensão versus deformação e tensão versus deslocamentos obtidas nos ensaios e nas simulações foram comparadas e o modelo validado para a variação na ruptura do compósito menor que 10%.

4.2.1 Análise comparativa das tensões, deformações e deslocamentos

As tensões normais σ_z , deformações normais ε_z , e deslocamentos δ_z obtidas nos ensaios e nas simulações numéricas foram medidas na região onde o compósito apresentou a menor espessura. As Figuras 4.2 e 4.3 mostram o modelo evidenciando a região onde foram efetuadas essas medições. É importante salientar que não há *drop-off* nesta região e, portanto, a espessura não varia. As tensões, deformações e deslocamentos apresentados nas Figuras 4.2 e 4.3 a seguir foram todos desenvolvidos na direção do carregamento, ou seja, na direção z .

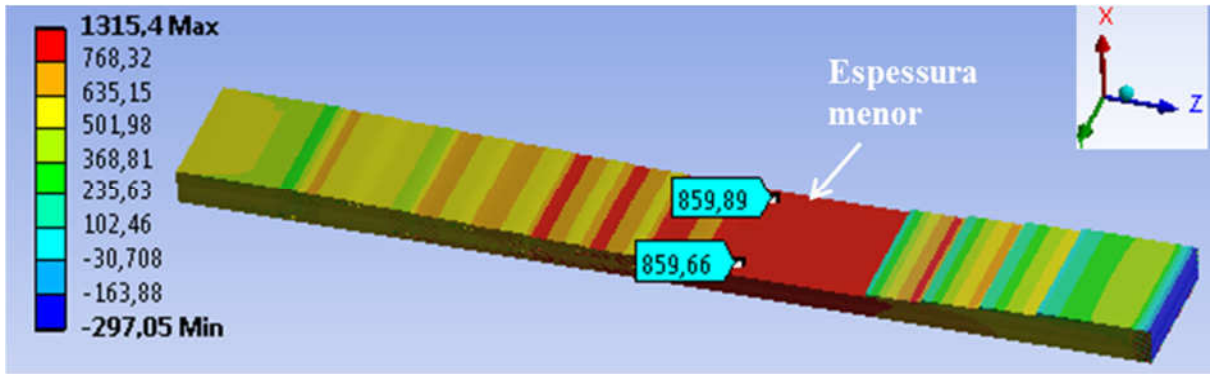


Figura 4.2 - Exemplo de medição de tensão σ_z na espessura menor

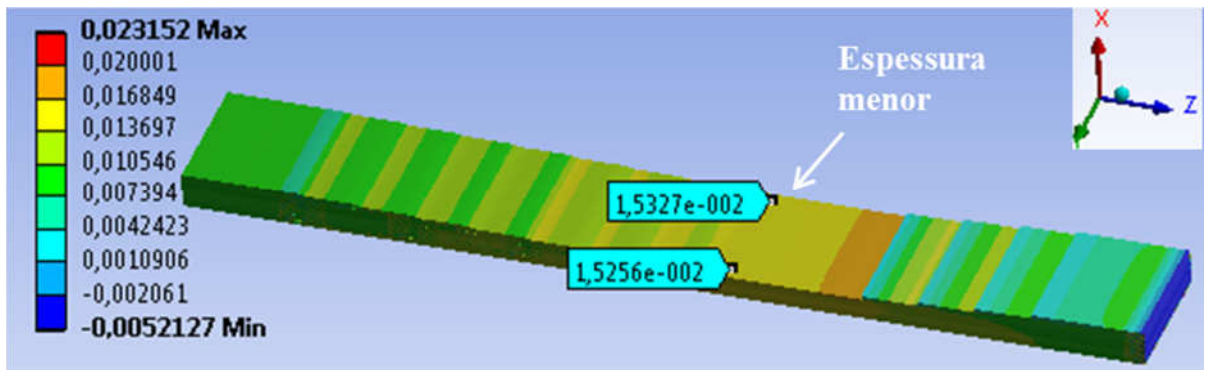


Figura 4.3 - Exemplo de medição de deformação ϵ_z na espessura menor

A Figura 4.4 mostra a deformação longitudinal ϵ_z do compósito em função da tensão σ_z aplicada.

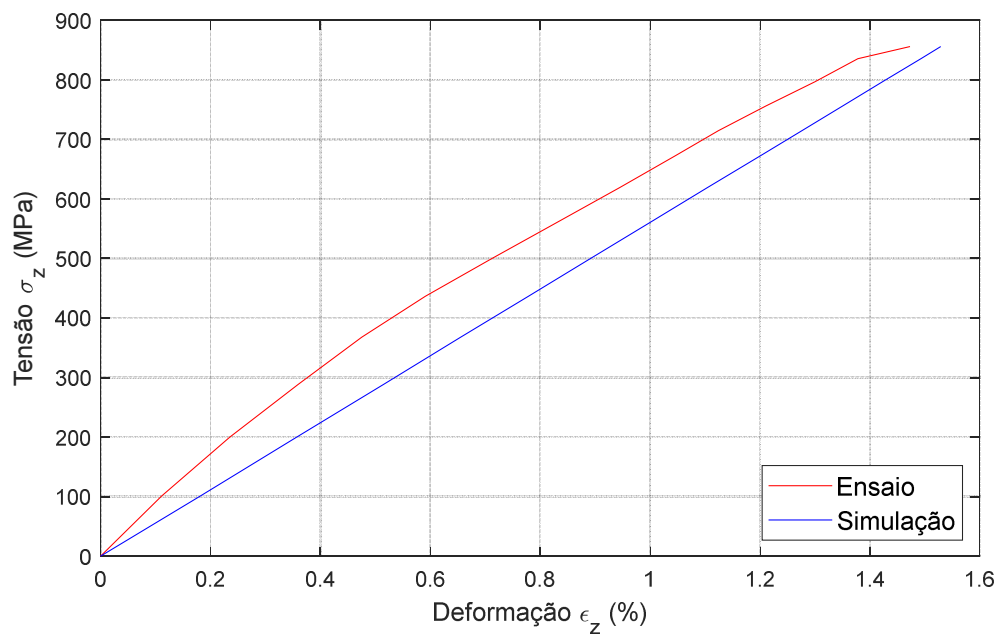


Figura 4.4 - Tensão σ_z versus Deformação ϵ_z após simulação e ensaio

Pode-se observar que as deformações obtidas na simulação numérica são ligeiramente maiores que as obtidas no ensaio. Também se pode observar no final do gráfico do ensaio um decaimento provocado pela instabilidade na eminência da ruptura do material.

A Tabela 4.4, mostra as medidas das deformações obtidas na ruptura do compósito e, como se pode observar, houve uma variação de 3,92% considerada aceitável pois está dentro da tolerância de 10% pré-estabelecida.

Tabela 4.4 - Resultados das deformações após simulação e ensaio.

	Força de ruptura	Deformação máxima	Tempo
Simulação numérica	82.158 N	1,53%	136 s
Ensaio	82.158 N	1,47%	136 s
Variação	-	3,92%	-

4.2.2 Análise comparativa dos deslocamentos longitudinais

A Figura 4.5 mostra o deslocamento máximo longitudinal δ_z obtido após a simulação numérica. Na ruptura com o carregamento de 82.158 N, o compósito se deslocou 2,183 mm na direção z.

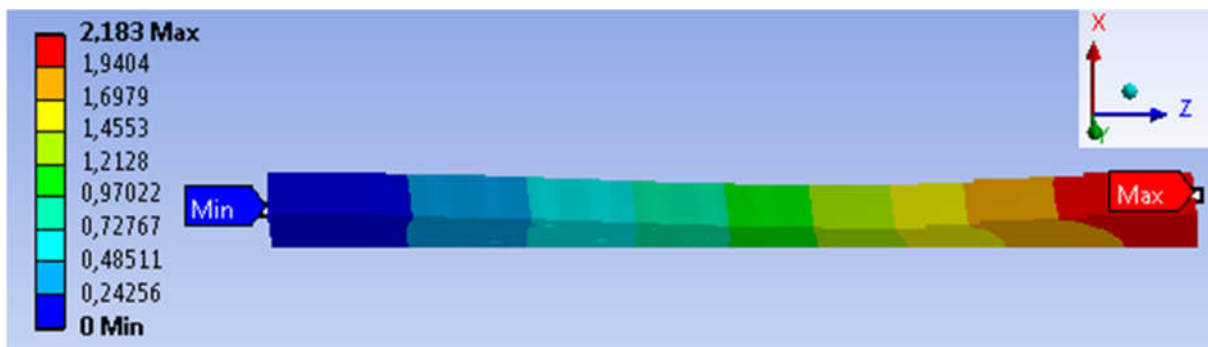


Figura 4.5 - Deslocamento longitudinal δ_z (mm) do compósito após simulação numérica.

A Figura 4.6 mostra o deslocamento longitudinal δ_z em função da carga aplicada. Embora se observe no início um descolamento entre as duas curvas, a variação foi diminuindo significativamente com o tempo. Quando a carga aplicada alcançou 76.000 N, as duas curvas se igualaram.

Pode-se observar que o deslocamento aumentou com a carga aplicada até a ruptura. Não foi observada nenhuma região de plasticidade.

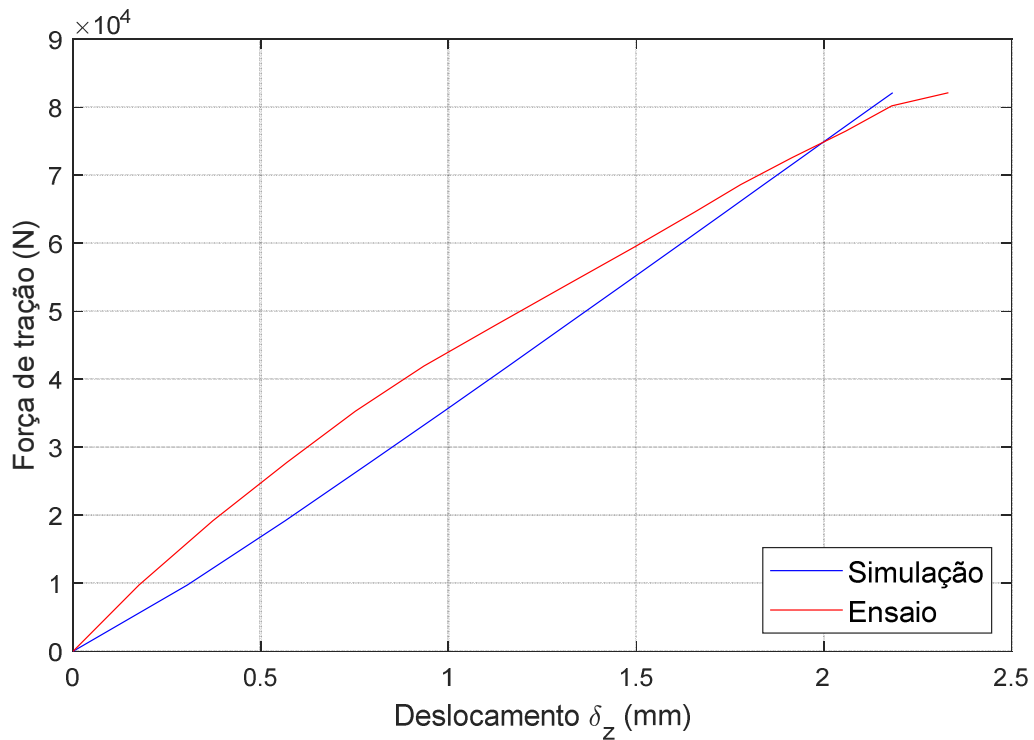


Figura 4.6 - Força F versus Deslocamento δ_z após simulação e ensaio

A Tabela 4.5, apresenta os valores dos deslocamentos δ_z após a ruptura do compósito e, como se pode observar, a variação máxima foi de 6,44%.

Tabela 4.5 - Resultados dos deslocamentos longitudinais após simulação e ensaio.

	Força de ruptura	Deslocamento longitudinal	Tempo
Simulação numérica	82.158 N	2,18 mm	136 s
Ensaio de tração	82.158 N	2,33 mm	136 s
Variação		6,44%	-

4.2.3 Análise do deslocamento normal

Foi observado durante as simulações numéricas, no modo animação, que efetivamente ocorre um deslocamento normal na direção x quando uma força de tração é aplicada ao compósito. A Figura 4.7 mostra o modelo evidenciando a deformação que ocorre e o deslocamento máximo de 0,43598 mm. Esta deformação, que também foi constatada na peça

após o ensaio de tração conforme mostrado na Figura 4.8, revela o efeito da flexão induzida devido à geometria assimétrica do compósito.

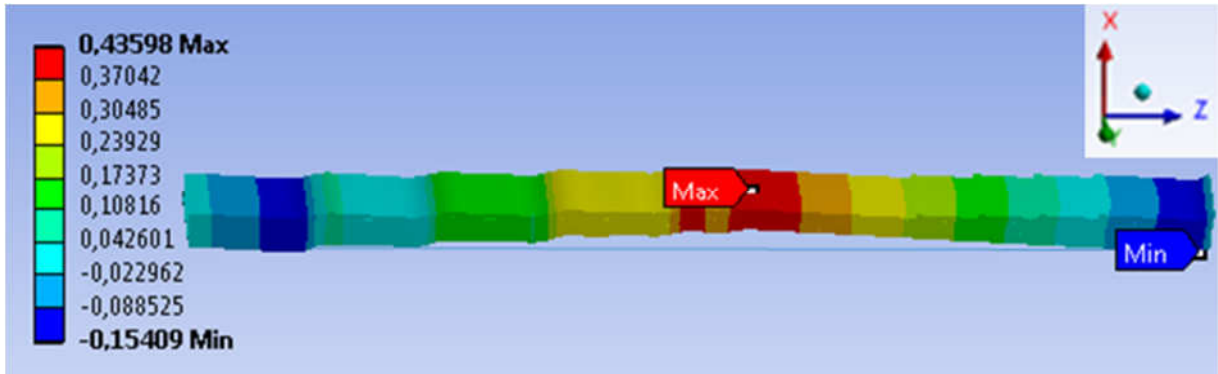


Figure 4.7 - Deslocamento normal (mm) na direção x (ampliação 7.9x)

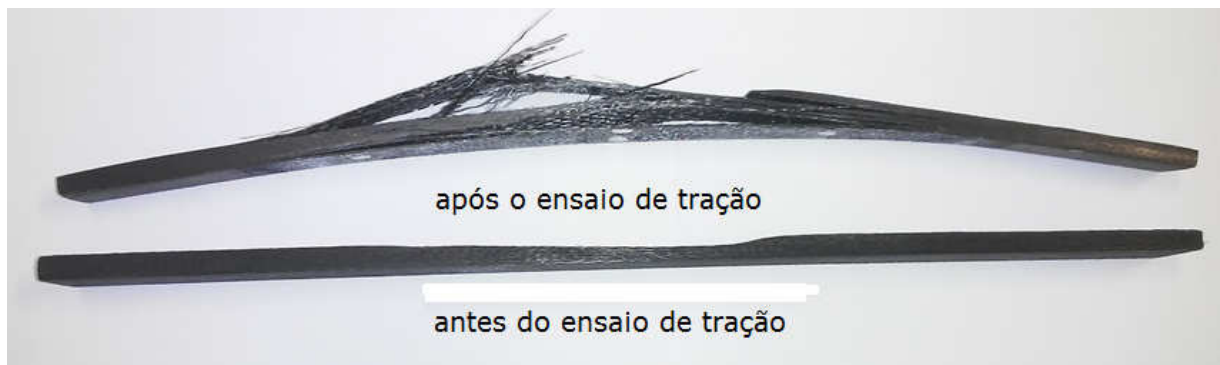


Figura 4.8 - Compósito antes e após ensaio de tração.

A Figura 4.9 é uma representação esquemática do compósito para mostrar o momento de flexão induzida, quando a força de tração foi aplicada na extremidade direita do compósito. Pode-se observar que o compósito tem 4 regiões distintas: a região I onde o compósito tem a maior espessura, a região II que é a região de transição de espessura, onde se encontram os *drop-off*, a região III onde o compósito tem a menor espessura e a região IV que não é uma região de interesse neste estudo.

Observe-se, na região II, que a linha média é inclinada devido à redução da espessura causada pelos *drop-off*. Ao aplicar uma força de tração, esta linha média tende a se alinhar em todas as regiões e isto cria um momento de flexão, o que causa a deformação observada tanto na simulação, como no compósito após o ensaio de tração.

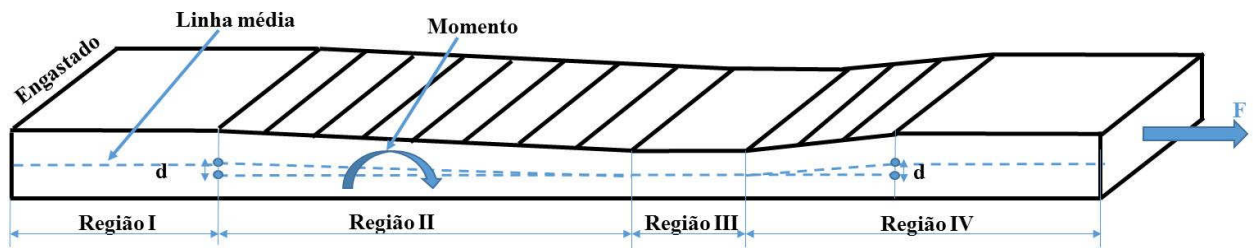


Figura 4.9 - Representação esquemática do modelo com momento de flexão.

As curvas de tensão *versus* deformação e força *versus* deslocamento apresentadas nas Figuras 4.4 e 4.6, assim como as Tabelas 4.4 e 4.5, mostram que os resultados das simulações numéricas estão condizentes com os resultados experimentais, uma vez que todas apresentaram variação inferior a 10%. A maior variação encontrada entre os resultados numéricos e experimentais foi 6,44%. Com base na coerência dos resultados obtidos, foi concluído que o modelo acompanhou e refletiu o comportamento da peça real e, portanto, foi validado.

Tendo o modelo numérico sido validado, iniciou-se então a análise dos efeitos do escalonamento, variando a orientação e posição dos *drop-off* e verificando o comportamento das tensões, deformações, deslocamentos e resistência do compósito.

4.3 ANÁLISE NUMÉRICA DAS TENSÕES E DEFORMAÇÕES

A análise consistiu em avaliar o comportamento das tensões e deformações na vizinhança dos *drop-off*, na direção do carregamento (direção z), na direção transversal ao carregamento (direção y) e na direção normal ao carregamento (direção x).

A Figura 4.10 mostra a configuração do compósito analisado. Esta configuração, em que todas as camadas do compósito são orientadas a 0° , é identificada com a sigla EF 0° , onde EF significa Extra Forte e 0° é o ângulo de orientação das camadas.

Como se pode observar, o compósito tem 20 camadas na espessura maior, 8 *drop-off* internos (DO1 até DO8) distribuídos simetricamente com relação ao eixo médio e 12 camadas na espessura menor.

As tensões e deformações apresentadas a seguir, foram obtidas por simulação numérica com a aplicação da força de tração $F=82.158N$, que foi a força de ruptura obtida no ensaio de tração. As medições foram realizadas na vizinhança dos *drop-off* para avaliar o comportamento das mesmas.

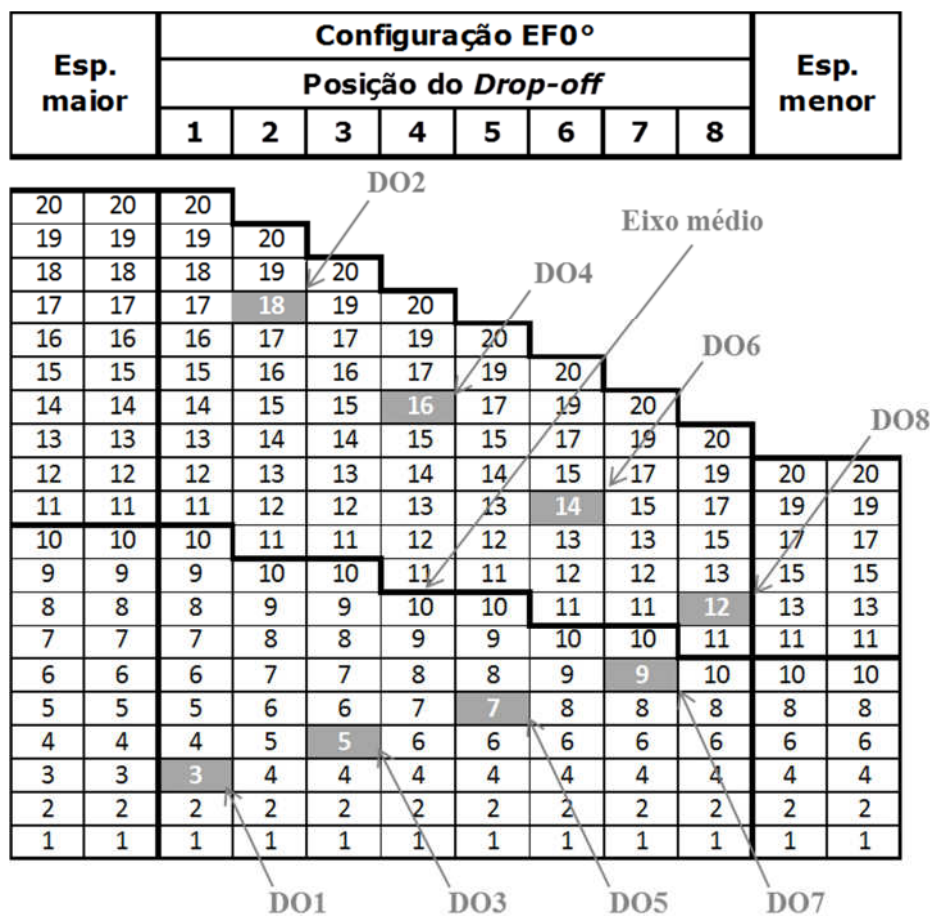


Figura 4.10 - Compósito EF 0°

- Na direção do carregamento, as tensões e deformações máximas desenvolvidas nos *drop-off* foram de tração e aumentaram com a diminuição da espessura do compósito conforme apresentado nas Figuras 4.11 e 4.12. Elas foram menores na vizinhança da espessura maior nos *drop-off* DO1 e DO2 e mais elevadas na vizinhança da espessura menor nos *drop-off* DO7 e DO8.

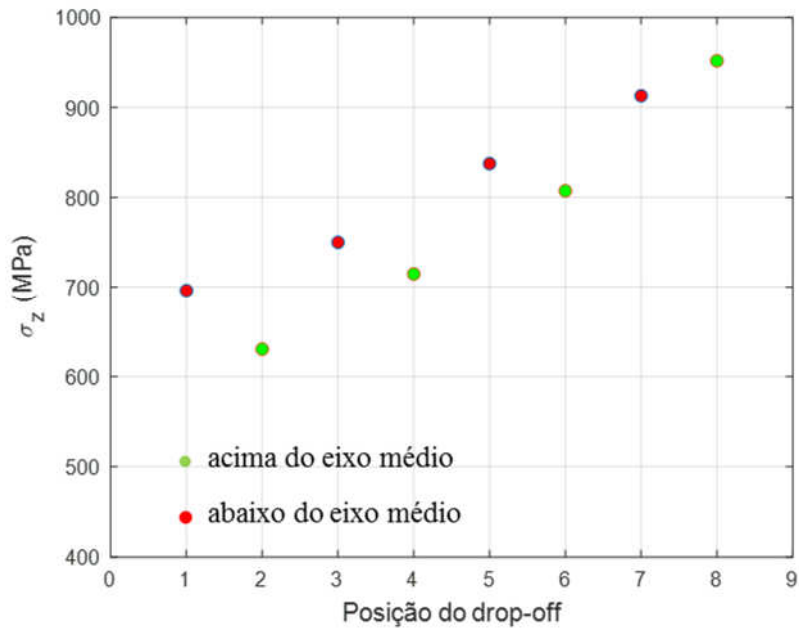


Figura 4.11 - Tensões normais σ_z na direção do carregamento

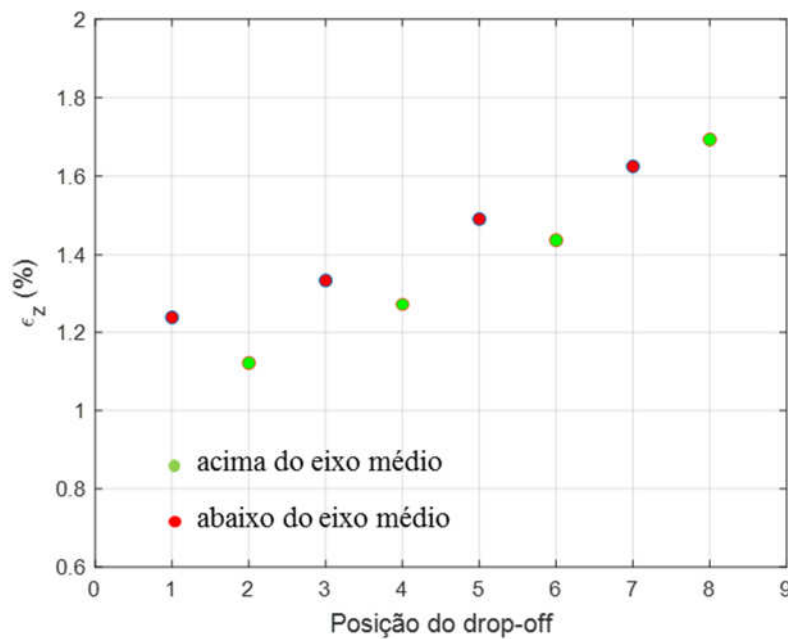


Figura 4.12 - Deformações normais ϵ_z na direção do carregamento

Também pode-se observar nas Figuras 4.11 e 4.12 que as tensões e deformações desenvolvidas nos *drop-off* abaixo do eixo médio (DO1, DO3, DO5) foram maiores do que as que estão acima do eixo (DO2, DO4, DO6). Isto mostra que os *drop-off* abaixo do eixo foram mecanicamente mais solicitados e, portanto, são considerados críticos.

As Figuras 4.13 e 4.14 mostram algumas medições de tensões e deformações ao redor do *drop-off* DO8. Pode-se observar que é uma região de alta concentração de tensões e deformações. As tensões e deformações são mais elevadas nessa região.

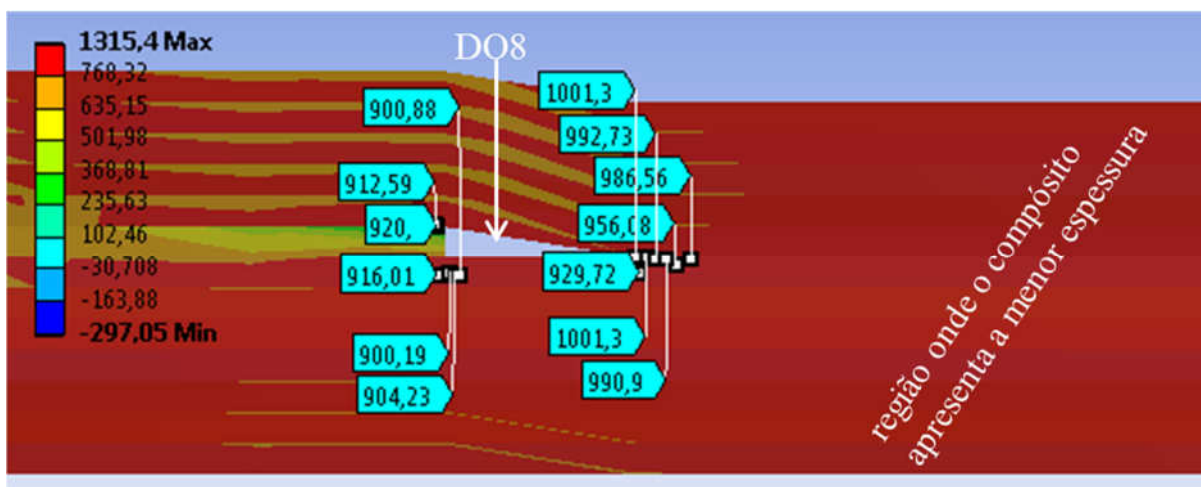


Figura 4.13 - Tensões normais σ_z (MPa) na vizinhança do *drop-off* DO8

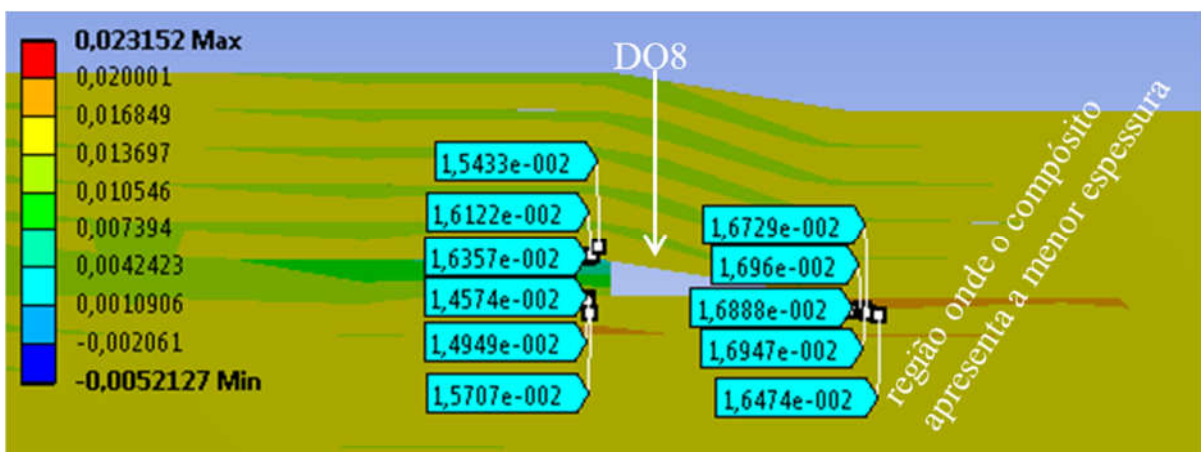


Figura 4.14 - Deformações normais ϵ_z (mm) na vizinhança do *drop-off* DO8

Observação: É importante salientar que a tensão mínima de -297,05 MPa e máxima de 1315 MPa assim como a deformação mínima de -0,0052217 mm e máxima de 0,023152 mm mostradas respectivamente nas figuras 4.13 e 4.14 estão fora da região analisada conforme mostrado nas figuras 4.15 e 4.16. Elas estão localizadas na extremidade direita do compósito conforme mostra a seta (Min, Max), portanto não foram levadas em consideração na análise.

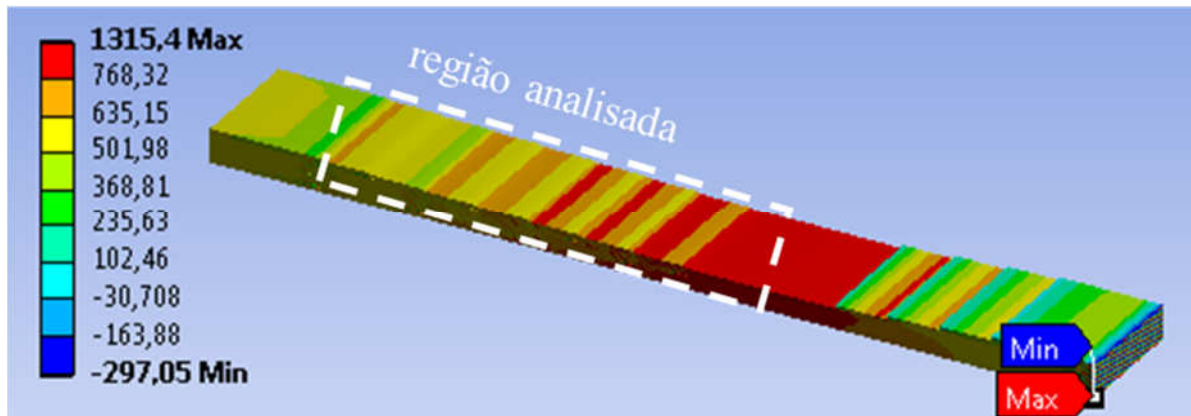


Figura 4.15 – Pontos de tensão mínima e máxima

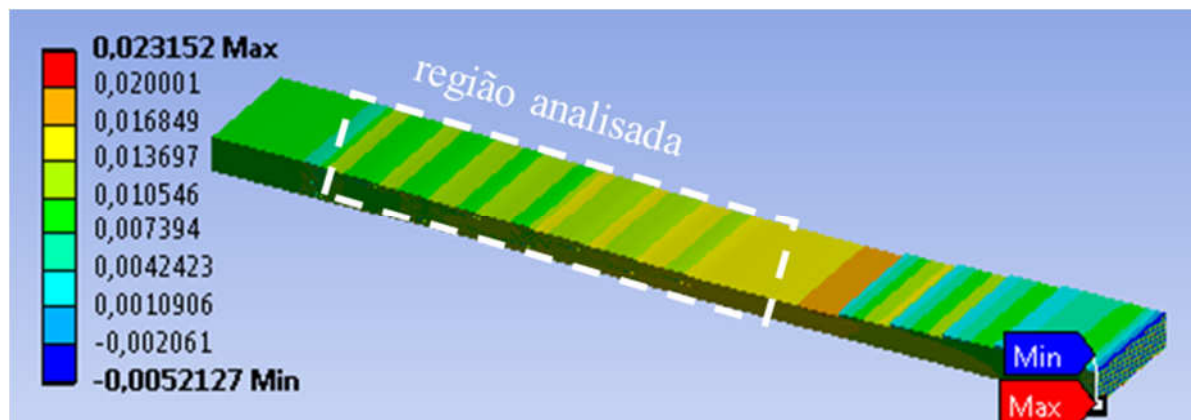


Figura 4.16 - Pontos de deformação mínima e máxima

- Na direção transversal ao carregamento, os níveis de tensões e deformações são bem menores, pois não há nenhuma carga aplicada nessa direção. Elas são de compressão e também aumentaram com a diminuição da espessura do compósito, conforme mostrado nas Figuras 4.17 e 4.18. Também pode-se observar que elas foram mais elevadas nos *drop-off* abaixo do eixo de simetria.

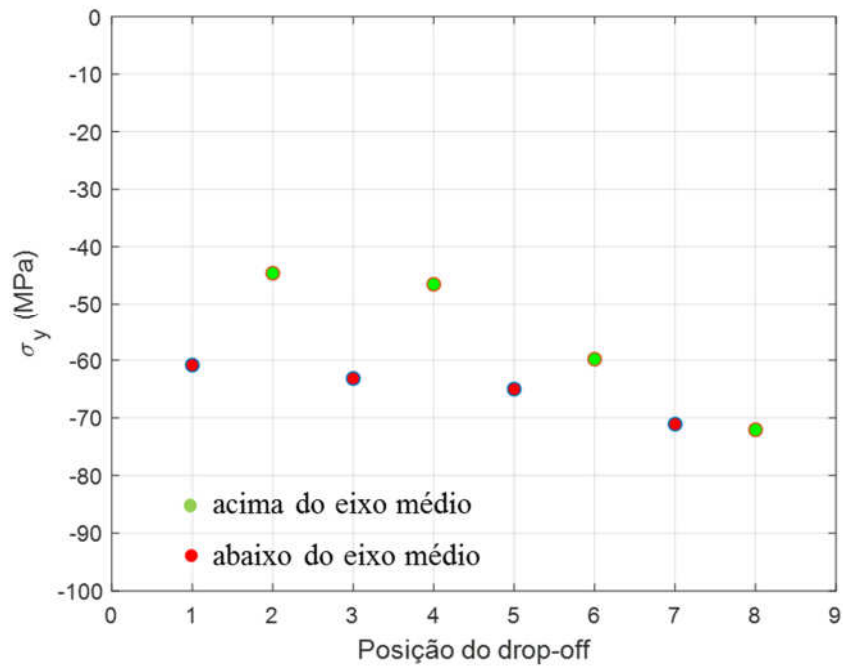


Figura 4.17 - Tensões σ_y na direção transversal ao carregamento

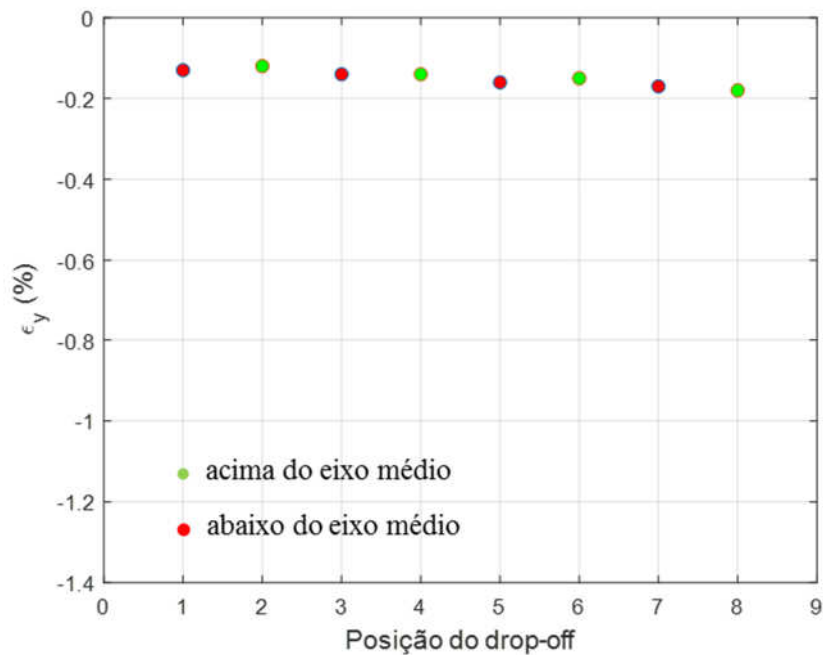


Figura 4.18 - Deformações ϵ_y na direção transversal ao carregamento

- Na direção normal ao carregamento, ou seja, na direção x, as tensões e deformações são muito pequenas quando comparadas às desenvolvidas na direção do carregamento e transversal ao carregamento. Convém salientar que, diferentemente do que foi observado nas direções z e y, as tensões foram mais elevadas nos *drop-off* acima do eixo. Também pode-se observar que, embora as tensões fossem de tração, as deformações foram de compressão.

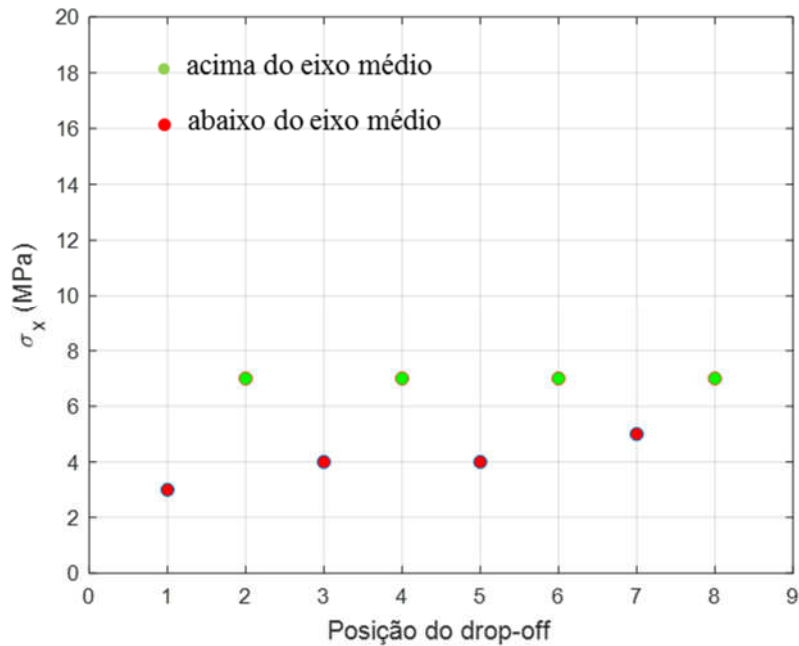


Figura 4.19 - Tensões σ_x na direção normal ao carregamento

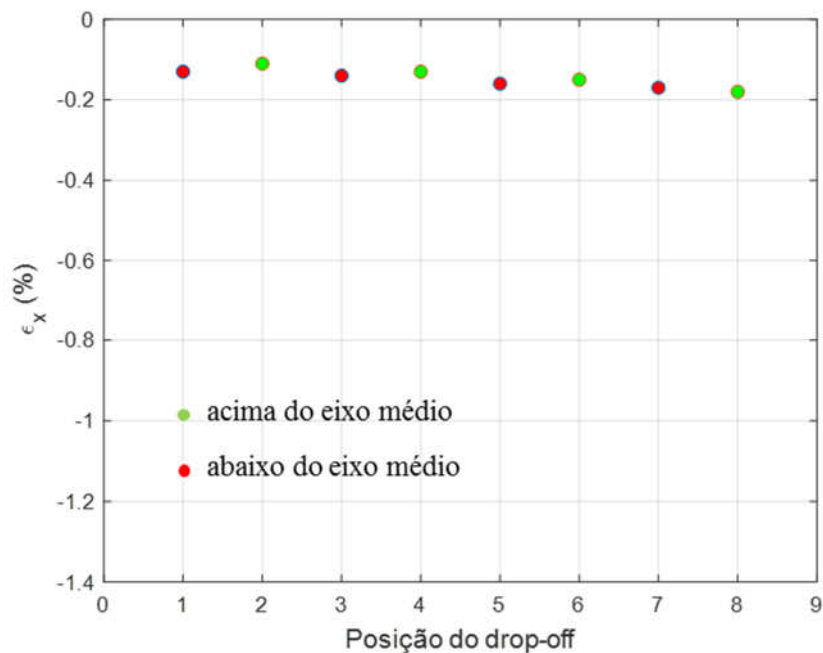


Figura 4.20 - Deformações ϵ_x na direção normal ao carregamento

As baixas tensões e deformações neste caso se justificam pelo fato de não ter havido nenhum carregamento na direção normal ao carregamento. Devido à flexão induzida, as tensões são de tração e são mais elevadas nos *drop-off* acima do eixo.

A título de exemplo, a Figura 4.21 mostra o esquema representativo das tensões normais atuantes no *drop-off* DO8. Quando aplicada na extremidade direita do compósito uma força de tração, por exemplo, $F=82.158$ N na direção z , tensões de compressão e de tração se desenvolvem na região A. Essas tensões causam compressão na direção y e tração nas direções x e z . Na região C, as tensões são de tração e são as mais elevadas.

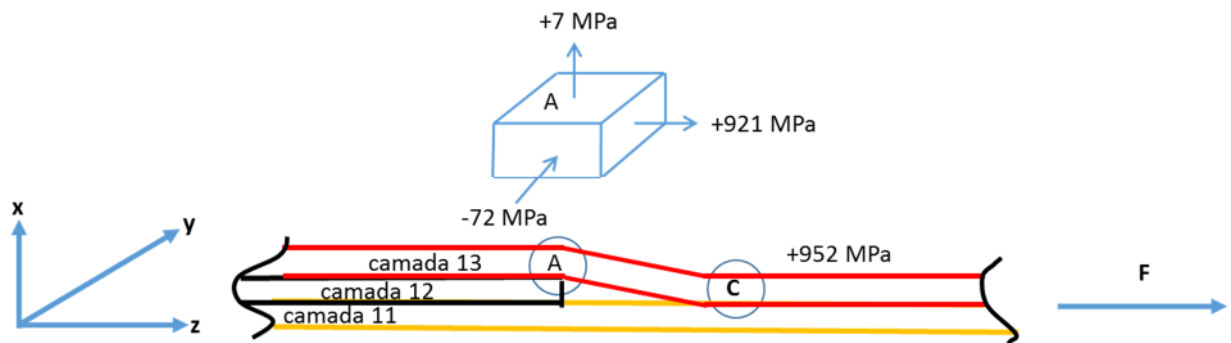


Figura 4.21 - Esquema representativo das tensões no *drop-off* localizado na posição 8.

- Analisando as tensões de cisalhamento pode-se observar, na Figura 4.22, que elas apresentaram comportamento antissimétrico. Por exemplo, no *drop-off* DO8, na borda livre, no lado 1, a tensão de cisalhamento foi positiva (1,62 MPa) e no lado 2 ela foi negativa (-1,62 MPa). Como o *drop-off* é orientado a 0° , ou seja, na direção do carregamento, praticamente não ocorreu cisalhamento no plano yz . Por isto as tensões de cisalhamento foram baixas.

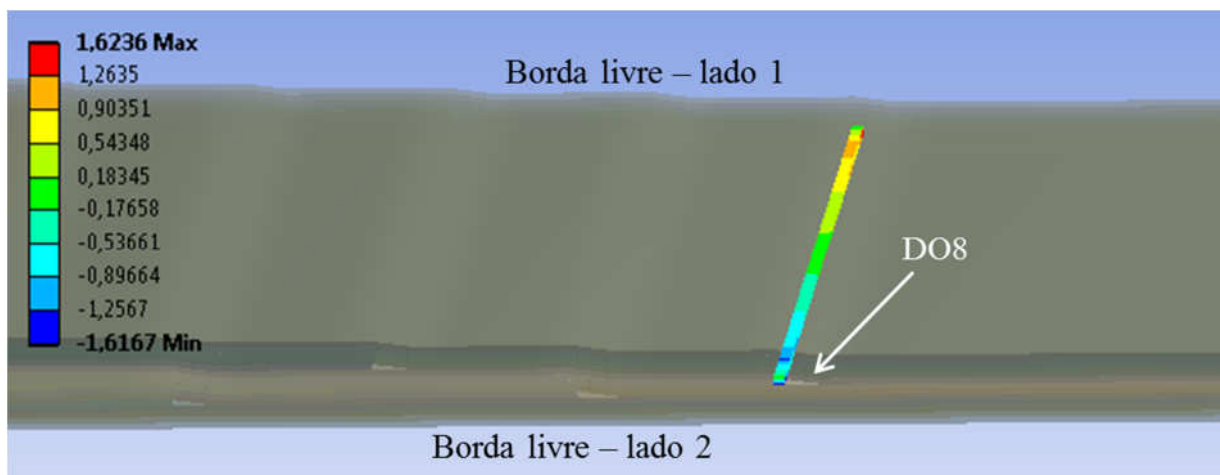


Figura 4.22 - Tensão de cisalhamento no plano yz , no *drop-off* DO8

4.4 ANÁLISE DAS FALHAS

O critério de Tsai-Wu foi implementado na verificação de ocorrência de falha. O teste foi feito incrementando a carga aplicada no compósito até a ocorrência da primeira falha, conforme mostrado na Figura 4.23.

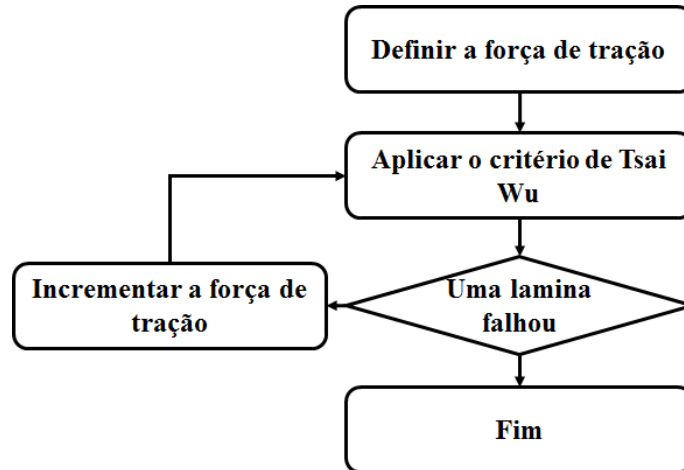


Figura 4.23 - Fluxograma do processo de análise de ocorrência de primeira falha

Para a configuração $EF0^\circ$, a primeira falha ocorreu no *drop-off* DO8 mais próximo da espessura menor, posicionado acima do eixo médio. Conforme mostrado nas Figuras 4.24, 4.25 e 4.26, a falha ocorreu na interface entre a camada 12 e a camada 13, quando a força de tração foi $F=44.000\text{ N}$.

Esp. maior	Configuração $EF0^\circ$								Esp. menor	
	Posição do <i>Drop-off</i>									
	1	2	3	4	5	6	7	8		
20	20	20								
19	19	19	20							
18	18	18	19	20						
17	17	17	18	19	20					
16	16	16	17	17	19	20				
15	15	15	16	16	17	19	20			
14	14	14	15	15	16	17	19	20		
13	13	13	14	14	15	15	17	19	20	
12	12	12	13	13	14	14	15	17	19	20
11	11	11	12	12	13	13	14	15	17	19
10	10	10	11	11	12	12	13	13	15	17
9	9	9	10	10	11	11	12	12	13	15
8	8	8	9	9	10	10	11	11	12	13
7	7	7	8	8	9	9	10	10	11	11
6	6	6	7	7	8	8	9	9	10	10
5	5	5	6	6	7	7	8	8	8	8
4	4	4	5	5	6	6	6	6	6	6
3	3	3	4	4	4	4	4	4	4	4
2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1

primeira falha

Figura 4.24 - Local de ocorrência da primeira falha no compósito $EF0^\circ$

Foi constatado durante as simulações que as falhas ocorrem predominantemente na interface entre a camada interrompida e a camada superior adjacente e se propagam na direção da espessura, preferencialmente na região inclinada, conforme mostrado nas Figuras 4.25 e 4.26.

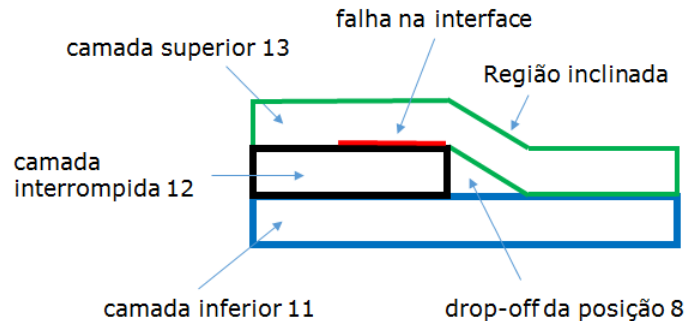


Figura 4.25 - Representação esquemática da área crítica do *drop-off* DO8

A Figura 4.26 mostra o *drop-off* DO8 no modelo evidenciando a primeira que ocorreu com $F= 44.000$ N. Haja vista que o compósito se rompeu com o carregamento de 82.518 N, pode-se dizer que a primeira falha ocorreu com carregamento baixo.

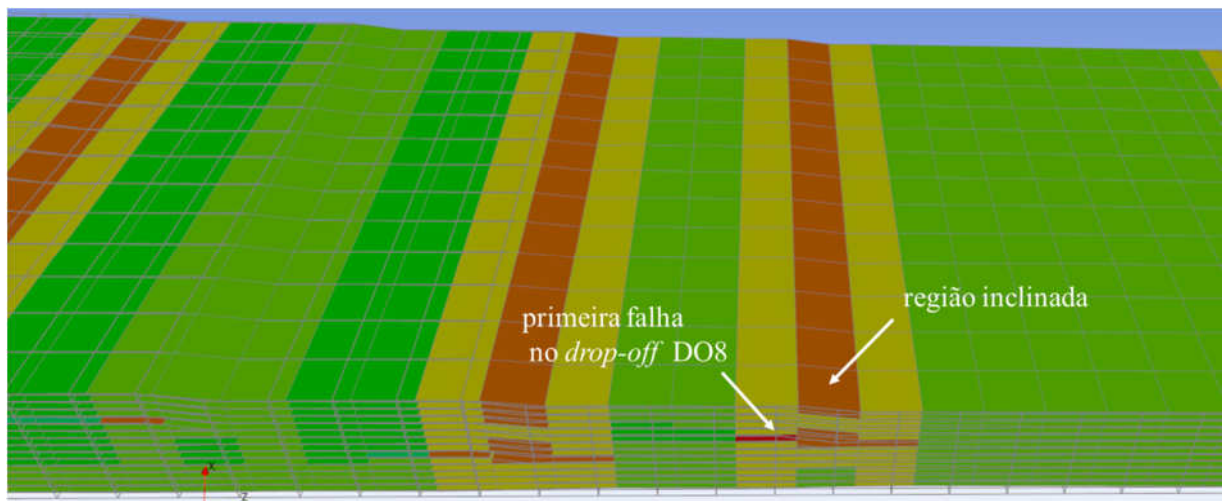


Figura 4.26 - Visualização da primeira falha no *drop-off* DO8

Para identificar os danos ocorridos no compósito EF0°, o ensaio realizado em uma das amostras foi interrompido com $F=60.000$ N e a borda do compósito foi observada utilizando um microscópio óptico. Foram visualizadas algumas falhas no compósito conforme mostrado na Figura 4.27.

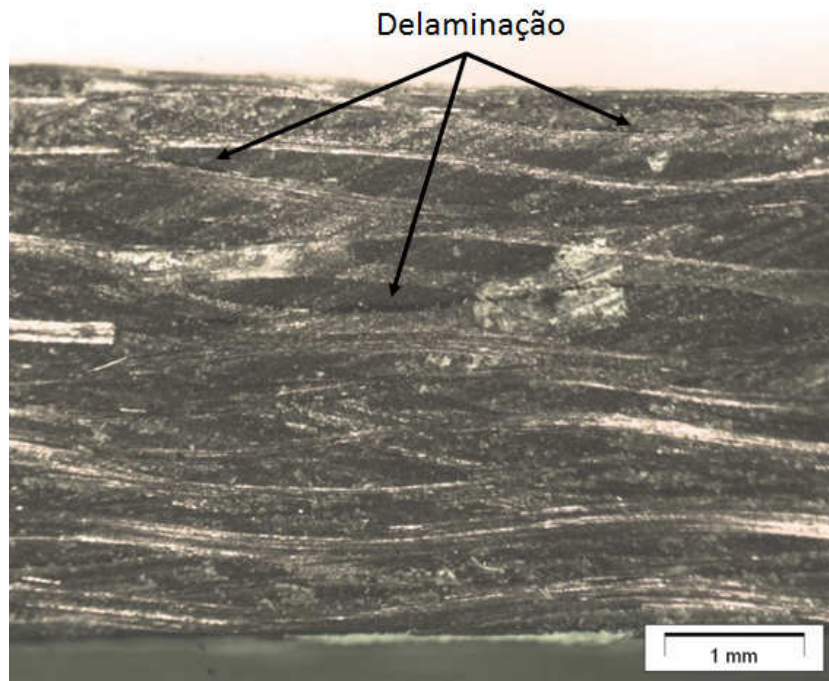


Figura 4.27 - Visualização da delaminação no compósito.

A simulação numérica revelou essas falhas que têm característica de delaminação. A Figura 4.28 mostra o modelo com as falhas, evidenciando como ela se propaga na largura e na espessura. A evolução deste tipo de falha é instável na maioria das vezes e leva à falha total do compósito.

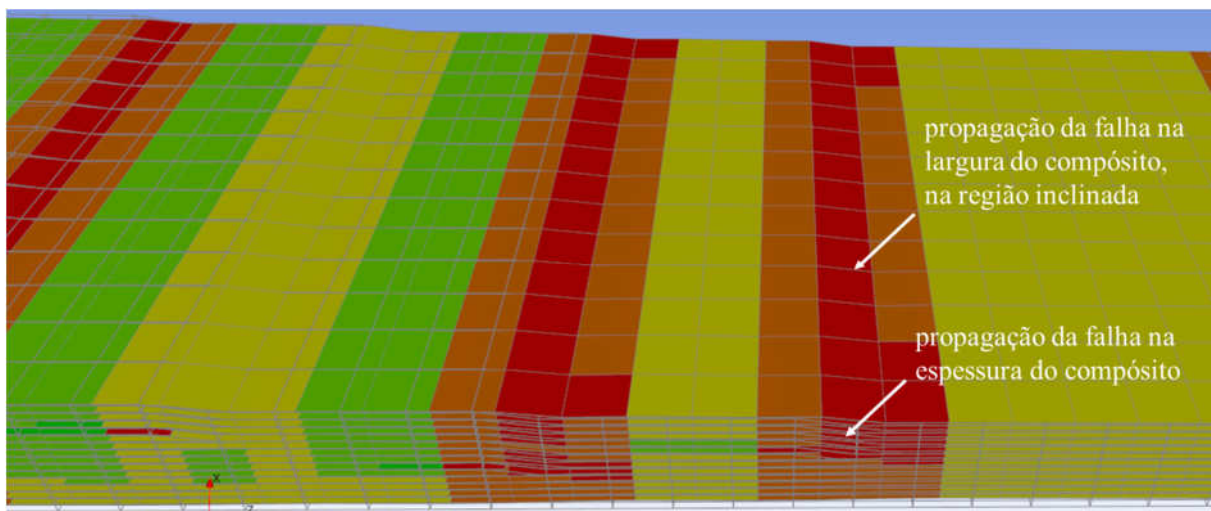


Figura 4.28 - Visualização da primeira falha no *drop-off* DO8.

A Figura 4.29 mostra o estado do modelo pouco antes da ruptura, com carregamento de 72.573 N. Pode-se observar que todos os *drop-off* que estão abaixo do eixo médio (DO1, DO3, DO5 e DO7) falharam totalmente enquanto que os que estão acima do eixo (DO2, DO4 e DO6) praticamente não foram afetados. Isto mostra que a região abaixo do eixo é mais crítica do que acima do eixo.

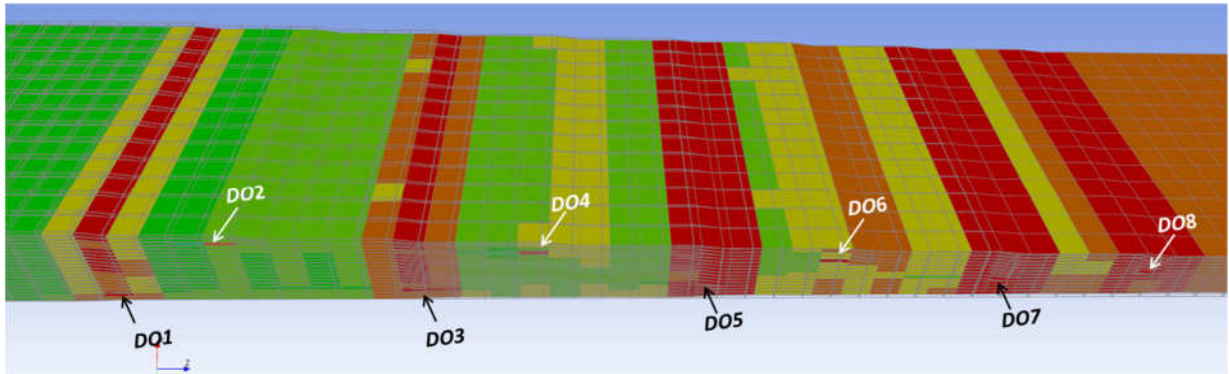


Figura 4.29 - Estado do compósito EF0° antes da ruptura com $F=72.573$ N.

4.5 ANÁLISES DA INFLUÊNCIA DA ORIENTAÇÃO DAS CAMADAS

De modo geral, a seleção dos conjuntos de ângulos de orientação das camadas é uma das primeiras etapas a se cumprir no dimensionamento de um compósito escalonado. Devido às restrições de manufatura, os ângulos são limitados a 0° , $\pm 15^\circ$, $\pm 30^\circ$, $\pm 45^\circ$, $\pm 60^\circ$, $\pm 75^\circ$, $\pm 90^\circ$ (IRISARRI *et al.*, 2013). Neste trabalho foram avaliadas as influências dos seguintes conjuntos de ângulos: 0° , $\pm 15^\circ$, $\pm 30^\circ$ e $\pm 45^\circ$. Conforme mostrado no item 4.3, as tensões desenvolvidas na direção normal ao carregamento (direção x) são muito pequenas e, portanto, não serão apresentadas nas análises posteriores.

As siglas EF (Extra Forte), os ângulos de orientação dos *drop-off* (0° , $\pm 15^\circ$, $\pm 30^\circ$, $\pm 45^\circ$) e V (Versão) foram utilizados para identificar as configurações analisadas.

A primeira análise consistiu em mudar o ângulo de orientação dos *drop-off* DO7 e DO8 e verificar o efeito que esta mudança causa nas tensões, deformações, deslocamento longitudinal e resistência à primeira falha do compósito.

As Figuras 4.30 e 4.31 mostram respectivamente a configuração do compósito antes e após a mudança do ângulo de orientação dos referidos *drop-off*. Pode-se constatar que as

camadas 9 e 12 da Figura 4.35, mudaram de orientação, passando de 0° , para $+45^\circ$ abaixo do eixo médio e -45° acima do mesmo.

Esp. maior	Configuração EF0°								Esp. menor		
	Posição do Drop-off										
	1	2	3	4	5	6	7	8			
20	20	20									
19	19	19	20								
18	18	18	19	20							
17	17	17	18	19	20						
16	16	16	17	17	19	20					
15	15	15	16	16	17	19	20				
14	14	14	15	15	16	17	19	20			
13	13	13	14	14	15	15	17	19	20		
12	12	12	13	13	14	14	15	17	19	20	20
11	11	11	12	12	13	13	14	15	17	19	19
10	10	10	11	11	12	12	13	13	15	17	17
9	9	9	10	10	11	11	12	12	13	15	15
8	8	8	9	9	10	10	11	11	12	13	13
7	7	7	8	8	9	9	10	10	11	11	11
6	6	6	7	7	8	8	9	9	10	10	10
5	5	5	6	6	7	7	8	8	8	8	8
4	4	4	5	5	6	6	6	6	6	6	6
3	3	3	4	4	4	4	4	4	4	4	4
2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1

Figura 4.30 - Compósito EF0°.

Esp. maior	Configuração EF45°								Esp. menor			
	Posição do Drop-off											
	1	2	3	4	5	6	7	8				
20	20	20										
19	19	19	20									
18	18	18	19	20								
17	17	17	18	19	20							
16	16	16	17	17	19	20						
15	15	15	16	16	17	19	20					
14	14	14	15	15	16	17	19	20				
13	13	13	14	14	15	15	17	19	20			
12	12	12	13	13	13	14	14	15	17	19	20	20
11	11	11	12	12	13	13	14	15	17	19	19	
10	10	10	11	11	12	12	13	13	15	17	17	
9	9	9	10	10	11	11	12	12	13	15	15	
8	8	8	9	9	10	10	11	11	12	13	13	
7	7	7	8	8	9	9	10	10	11	11	11	
6	6	6	7	7	8	8	9	9	10	10	10	
5	5	5	6	6	7	7	8	8	8	8	8	
4	4	4	5	5	6	6	6	6	6	6	6	
3	3	3	4	4	4	4	4	4	4	4	4	
2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	

Figura 4.31 - Compósito EF±45°.

Ângulo	0°	+45°	-45°

Os resultados apresentados na Tabela 4.6 mostram que das 4 configurações analisadas, EF±45° apresentou o melhor desempenho em termo de resistência mecânica. Como era de se esperar, ao aumentar o ângulo de orientação, as tensões de cisalhamento no plano yz também aumentaram. Elas têm comportamento assimétrico para os conjuntos de ângulo 0° e $\pm 45^\circ$ e para os ângulos $\pm 15^\circ$ e $\pm 30^\circ$, elas não são simétricas nem assimétricas e são bem mais elevadas do que as desenvolvidas para os ângulos 0° e $\pm 45^\circ$.

Houve aumento no deslocamento longitudinal devido ao aumento no ângulo de orientação. Pode-se observar que o deslocamento aumentou com o crescimento do ângulo de orientação e alcançou o valor máximo de 2.24 mm com $\pm 45^\circ$.

No *drop-off* DO8, onde há maior concentração de tensão e deformação, pode-se observar que houve uma redução na tensão σ_z e deformação ε_z quando o ângulo mudou de 0° para $\pm 45^\circ$. Houve também uma redução significativa na tensão σ_y . Todas essas reduções são atreladas ao ângulo de orientação $\pm 45^\circ$ e foram suficientes para proporcionar aumento na resistência que passou de 44.000 N para 50.000 N. Isto mostra que o ângulo de orientação influencia a resistência do compósito.

Tabela 4.6 – Resultados da mudança de orientação dos *drop-off* DO7 e DO8

Compósito	EF0°	EF±15°	EF±30°	EF±45°
Orientação de DO7	0°	+15°	+30°	-45°
Orientação de DO8	0°	-15°	-30°	+45°
σ_z no DO7	913 MPa	920 MPa	943 MPa	926 MPa
σ_z no DO8	952 MPa	962 MPa	957 MPa	942 MPa
σ_y no DO7	-71 MPa	-41 MPa	-32 MPa	-29 MPa
σ_y no DO8	-72 MPa	-60 MPa	-15 MPa	-14 MPa
ε_z no DO7	1,63 %	1,46%	1,68%	1,47 %
ε_z no DO8	1,69 %	1,45%	1,70%	1,45 %
ε_y no DO7	-0,17%	-0,22%	-0,24%	-0,36%
ε_y no DO8	-0,18%	-0,22%	-0,24%	-0,35%
τ_{yz} no DO7	-1 a 1MPa	-118 a 0 MPa	-128 a 10 MPa	-22 a 22 MPa
τ_{yz} no DO8	-2 a 2 MPa	-1 a 108 MPa	-16 a 114 MPa	-26 a 26 MPa
δ_z	2,18 mm	2,20 mm	2,22 mm	2,24 mm
Índice de falha =1	44.000 N	38.000 N	41.000 N	50.000 N

A segunda análise consistiu em mudar os ângulos de orientação de todos os *drop-off* para $\pm 45^\circ$ conforme mostrado na Figura 4.33 para verificar se houve impacto nos parâmetros analisados e sobretudo na resistência à primeira falha.

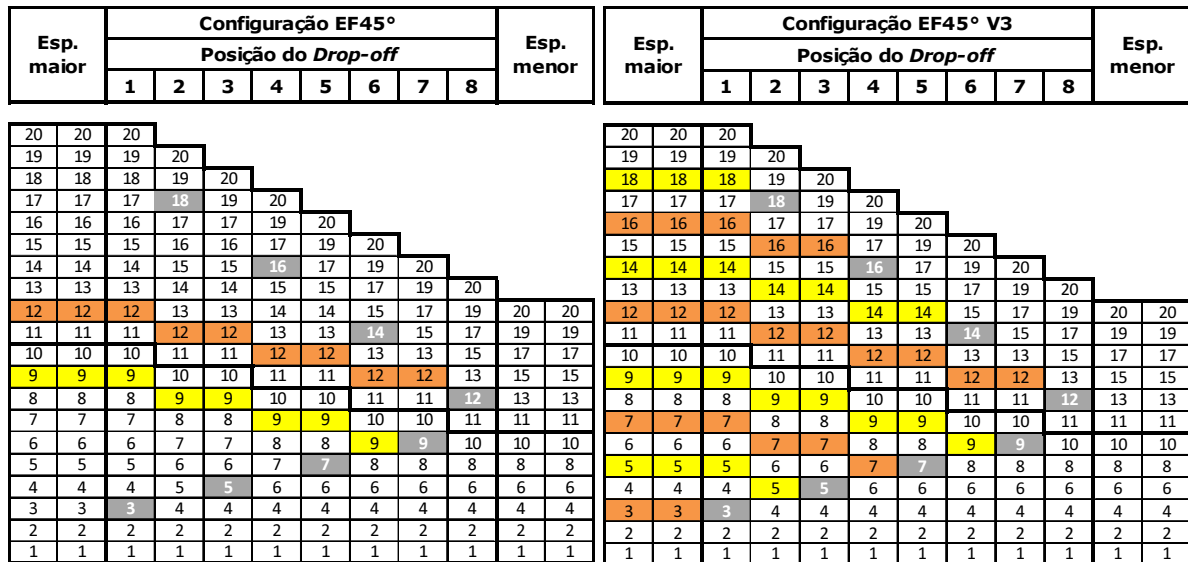


Figura 4.32: Compósito EF±45°

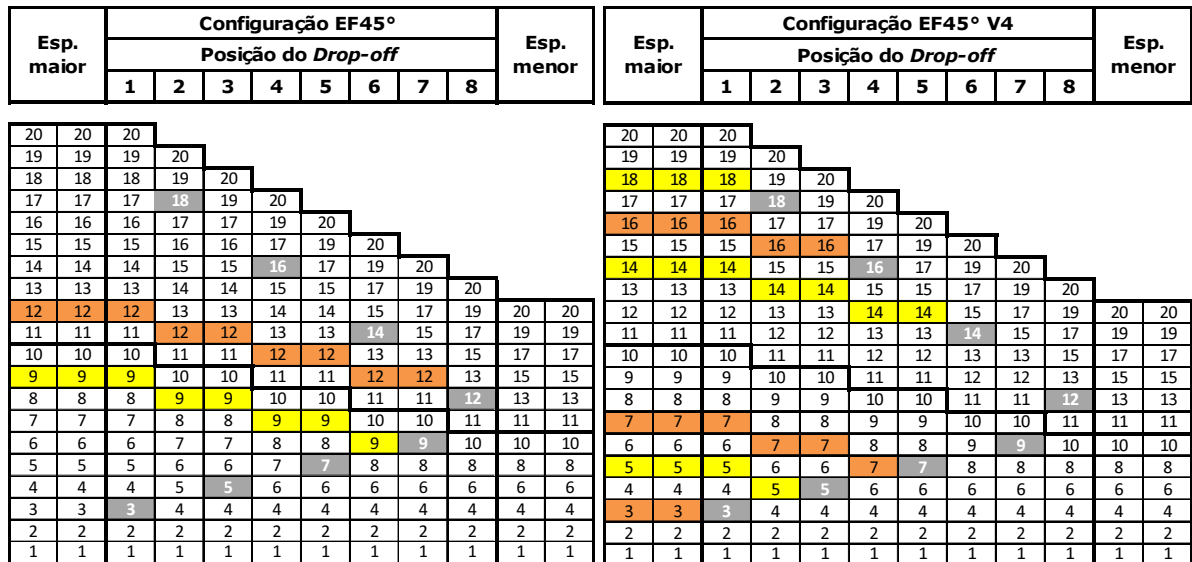
Figura 4.33: Compósito EF±45° V3

Os resultados apresentados na tabela 4.7 mostram que o único parâmetro impactado foi o deslocamento longitudinal δ_z que passou de 2,24 mm para 2,32 mm. Isto ocorreu devido ao aumento no número de camadas orientadas a $\pm 45^\circ$. O compósito ficou menos rígido, apresentando um deslocamento maior para o mesmo carregamento. É importante salientar que não houve alteração na resistência do compósito.

Tabela 4.7 – Resultados da mudança de orientação dos *drop-off* para $\pm 45^\circ$

Compósito	EF $\pm 45^\circ$	EF $\pm 45^\circ$ V3
Orientação de DO7	-45°	-45°
Orientação de DO8	+45°	+45°
σ_z no DO7	926 MPa	928 MPa
σ_z no DO8	942 MPa	941 MPa
σ_y no DO7	-29 MPa	-29 MPa
σ_y no DO8	-14 MPa	-14 MPa
ϵ_z no DO7	1,47 %	1,46%
ϵ_z no DO8	1,45 %	1,45%
ϵ_y no DO7	-0,36%	-0,37%
ϵ_y no DO8	-0,35%	-0,35%
τ_{yz} no DO7	-22 a 22 MPa	-22 a 22 MPa
τ_{yz} no DO8	-26 a 26 MPa	-26 a 26 MPa
δ_z	2,24 mm	2,32 mm
Índice de falha =1	50.000 N	50.000 N

Na terceira análise foram mudados os ângulos de orientação de todos os *drop-off* para $\pm 45^\circ$, exceto no DO7 e DO8 conforme mostrado na Figura 4.35. O objetivo é confirmar a necessidade ou não de orientar os *drop-off* a $\pm 45^\circ$ para obter aumento na resistência. Observe-se na figura 4.35 que os *drop-off* DO7 e DO8 estão orientados a 0° .

Figura 4.34: Compósito EF $\pm 45^\circ$ Figura 4.35: Compósito EF $\pm 45^\circ$ V4

Os resultados apresentados na tabela 4.8 mostram que quando os *drop-off* DO7 e DO8 estão orientados a 0° , a resistência do compósito diminui mesmo que os outros *drop-off* estejam orientados a $\pm 45^\circ$. Isto mostra que é indispensável que os *drop-off* DO7 e DO8 estejam orientados a $\pm 45^\circ$ para obter ganho na resistência. Isto mostra a influência e a importância da escolha correta da orientação das camadas.

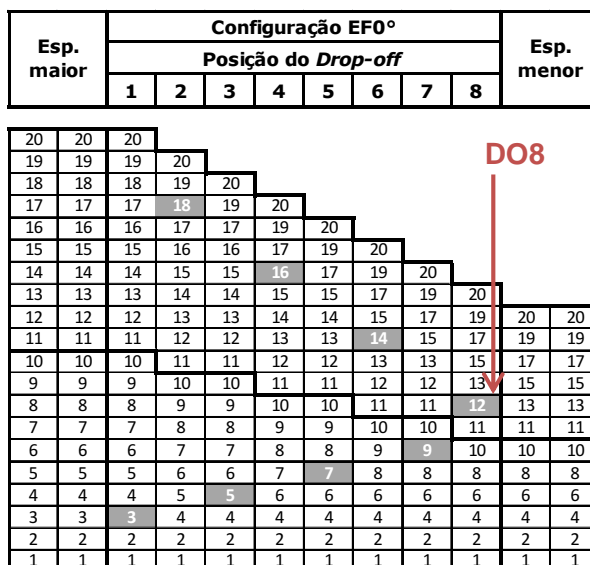
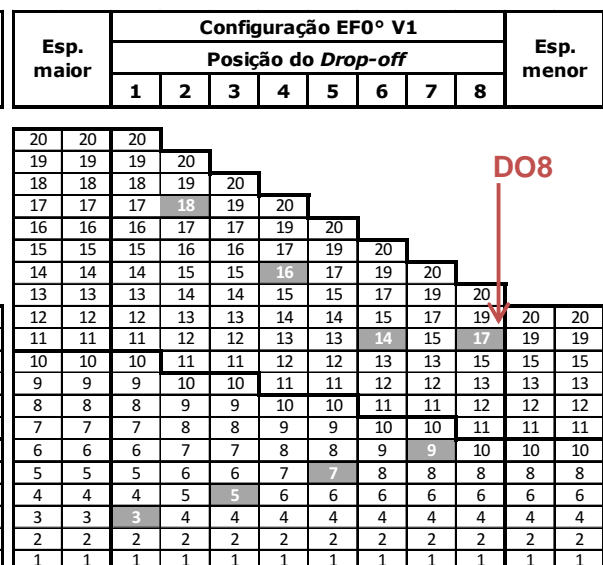
Tabela 4.8 – Resultados da mudança de orientação dos *drop-off* para $\pm 45^\circ$ e 0° .

Compósito	EF $\pm 45^\circ$	EF $\pm 45^\circ$ V4
Orientação de DO7	-45°	0°
Orientação de DO8	$+45^\circ$	0°
σ_z no DO7	926 MPa	914 MPa
σ_z no DO8	942 MPa	951 MPa
σ_y no DO7	-29 MPa	-71 MPa
σ_y no DO8	-14 MPa	-72 MPa
ε_z no DO7	1,47 %	1,31%
ε_z no DO8	1,45 %	1,33%
ε_y no DO7	-0,36%	-0,15%
ε_y no DO8	-0,35%	-0,16%
τ_{yz} no DO7	-22 a 22 MPa	-1 a 1 MPa
τ_{yz} no DO8	-26 a 26 MPa	-2 a 2 MPa
δ_z	2,24 mm	2,26 mm
Índice de falha =1	50.000 N	43.600 N

De uma maneira geral, os resultados mostram que o conjunto de ângulo $\pm 45^\circ$ causa, por um lado, um maior deslocamento longitudinal e promove, por outro lado, um aumento na resistência.

4.6 ANÁLISES DA INFLUÊNCIA DA POSIÇÃO DAS CAMADAS

Para a análise da influência da posição dos *drop-off*, o compósito EF 0° foi comparado com EF 0° V1 e EF 0° V2. Conforme mostrado nas Figuras 4.37 e 4.39, as configurações EF 0° V1 e EF 0° V2 diferiram apenas pela posição dos *drop-off* DO7 e DO8 em relação ao eixo médio.

Figura 4.36 - Compósito EF 0° .Figura 4.37 - Compósito EF 0° V1.

Esp. maior	Configuração EF0°								Esp. menor		
	Posição do Drop-off										
	1	2	3	4	5	6	7	8			
20	20	20									
19	19	19	20								
18	18	18	19	20							
17	17	17	18	19	20						
16	16	16	17	17	19	20					
15	15	15	16	16	17	19	20				
14	14	14	15	15	16	17	19	20			
13	13	13	14	14	15	15	17	19	20		
12	12	12	13	13	14	14	15	17	19	20	20
11	11	11	12	12	13	13	14	15	17	19	19
10	10	10	11	11	12	12	13	13	15	17	17
9	9	9	10	10	11	11	12	12	13	15	15
8	8	8	9	9	10	10	11	11	12	13	13
7	7	7	8	8	9	9	10	10	11	11	11
6	6	6	7	7	8	8	9	9	10	10	10
5	5	5	6	6	7	7	8	8	8	8	8
4	4	4	5	5	6	6	6	6	6	6	6
3	3	3	4	4	4	4	4	4	4	4	4
2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1

Figura 4.38 - Compósito EF0°.

Esp. maior	Configuração EF0° V2								Esp. menor		
	Posição do Drop-off										
	1	2	3	4	5	6	7	8			
20	20	20									
19	19	19	20								
18	18	18	19	20							
17	17	17	18	19	20						
16	16	16	17	17	19	20					
15	15	15	16	16	17	19	20				
14	14	14	15	15	16	17	19	20			
13	13	13	14	14	15	15	17	19	20		
12	12	12	13	13	14	14	15	17	19	20	20
11	11	11	12	12	13	13	14	15	17	19	19
10	10	10	11	11	12	12	13	13	15	17	17
9	9	9	10	10	11	11	12	12	13	15	15
8	8	8	9	9	10	10	11	11	12	13	13
7	7	7	8	8	9	9	10	10	11	11	11
6	6	6	7	7	8	8	9	9	10	10	10
5	5	5	6	6	7	7	8	8	9	9	9
4	4	4	5	5	6	6	6	6	6	6	6
3	3	3	4	4	4	4	4	4	4	4	4
2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1

Figura 4.39 - Compósito EF0° V2.

Os resultados apresentados na Tabela 4.9 mostram que ao afastar os *drop-off* do eixo médio, o deslocamento e as tensões de cisalhamento permanecem praticamente os mesmos para as configurações EF0° V1 e EF0° V2. Na direção transversal ao carregamento, ocorre redução significativa nas tensões σ_y e deformações ε_y . No *drop-off* DO8 da configuração EF0° V1, a tensão é desprezível.

Quando DO7 é deslocado para baixo do eixo, a tensão σ_z aumenta e a resistência à primeira falha diminui sensivelmente.

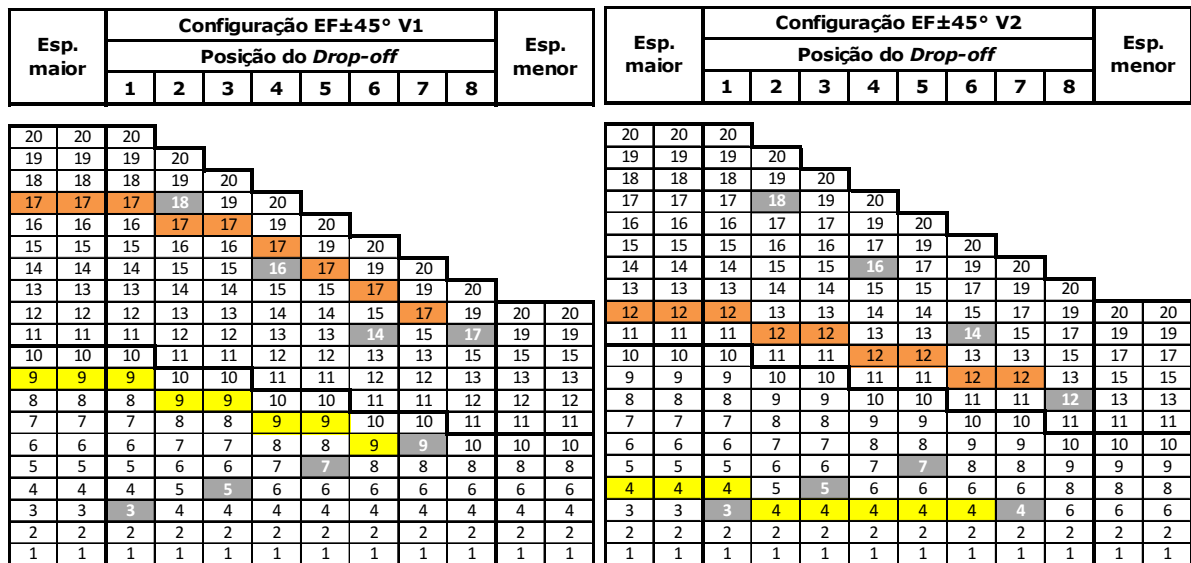
Quando o *drop-off* DO8 é afastado do eixo, ocorre o efeito contrário. A tensão σ_z e a deformação ε_z diminuiram e a resistência à primeira falha aumenta.

Esses resultados mostram que é melhor posicionar o *drop-off* DO7 mais próximo do eixo e o *drop-off* DO8 mais afastado do eixo.

Tabela 4.9 – Resultados da mudança de posição dos *drop-off* DO7 e DO8

Compósito	EF0°	EF0° V1	EF0° V2
Orientação de DO7	0°	0°	0°
Orientação de DO8	0°	0°	0°
σ_z no DO7	913 MPa	927 MPa	956 MPa
σ_z no DO8	952 MPa	943 MPa	949 MPa
σ_y no DO7	-71 MPa	-10 MPa	-13 MPa
σ_y no DO8	-72 MPa	-1 MPa	-8 MPa
ϵ_z no DO7	1.63 %	1.31 %	1.33 %
ϵ_z no DO8	1.69 %	1.10 %	1.31 %
ϵ_y no DO7	-0.17%	-0.16 %	-0.15 %
ϵ_y no DO8	-0.18%	-0.16 %	-0.15 %
τ_{yz} no DO7	± 1 MPa	± 2 MPa	± 1 MPa
τ_{yz} no DO8	± 2 MPa	± 2 MPa	± 1 MPa
δ_z	2.18 mm	2.18 mm	2.19 mm
Índice de falha =1	44.000 N	45.000 N	43.500 N

A análise seguinte consistiu em verificar os efeitos induzidos quando há simultaneamente mudança de posição e ângulo de orientação dos *drop-off* DO7 e DO8 de 0° para $\pm 45^\circ$, conforme mostrado nas Figuras 4.40 e 4.41.

Figura 4.40 - Compósito EF $\pm 45^\circ$ V1.Figura 4.41 - Compósito EF $\pm 45^\circ$ V2.

Fazendo uma análise comparativa dos resultados das configurações EF $\pm 45^\circ$ e EF $\pm 45^\circ$ V1 apresentados na Tabela 4.10, pode-se observar que o deslocamento e as tensões de cisalhamento permaneceram praticamente os mesmos.

Embora houvesse um pequeno aumento de tensão σ_z no *drop-off* DO7, a redução da tensão e deformação no *drop-off* DO8 foi suficiente para promover um aumento na resistência que passou de 50.000N para 51.000N.

Ao comparar EF±45° e EF±45° V2, constata-se que as tensões de cisalhamento, as deformações e o deslocamento se mantiveram. A tensão σ_z no DO8 também permaneceu inalterada. O único parâmetro que mudou sensivelmente é a tensão σ_z no DO7 e que resultou a diminuição da resistência de 50.000N para 45.500N.

Tabela 4.10 – Resultados da mudança de posição e orientação dos *drop-off* DO7 e DO8

Compósito	EF±45°	EF±45° V1	EF±45° V2
Orientação de DO7	+45°	+45°	+45°
Orientação de DO8	-45°	-45°	-45°
σ_z no DO7	926 MPa	934 MPa	968 MPa
σ_z no DO8	942 MPa	930 MPa	942 MPa
σ_y no DO7	-29 MPa	-46 MPa	-50 MPa
σ_y no DO8	-14 MPa	-26 MPa	-29 MPa
ε_z no DO7	1,47 %	1,47%	1,48 %
ε_z no DO8	1,45 %	1,22 %	1,44 %
ε_y no DO7	-0,36%	-0,37%	-0,38%
ε_y no DO8	-0,35%	-0,35%	-0,35%
τ_{yz} no DO7	±22 MPa	±22 MPa	±22 MPa
τ_{yz} no DO8	±26 MPa	±26 MPa	±26 MPa
δ_z	2,24 mm	2,23 mm	2,24 mm
Índice de falha =1	50.000 N	51.000 N	45.600 N

Ainda comparando EF±45° com EF±45° V2, pode-se observar nas figuras 4.42 e 4.43 que a primeira falha não ocorreu na mesma posição.

Na configuração EF±45°, ela ocorreu no *drop-off* DO8 e na EF±45° V2, ela se produziu no DO7.

É importante lembrar que abaixo do eixo, as laminas são mecanicamente mais solicitadas e, portanto, a tensão σ_z aumentou a medida que o *drop-off* foi afastado do eixo. Como na configuração EF±45° V2, o *drop-off* DO7 ficou mais afastado do eixo, ele ficou mais tensionado do que DO8, se tornou mais vulnerável e falhou antes do DO8.

Convém salientar que embora a primeira falha tenha ocorrida no *drop-off* DO8, na configuração EF ±45° com 50.000 N, ela não se propagou imediatamente. Ela se manteve estável até 64.000 N e somente se propagou depois da falha total dos *drop-off* que estão abaixo do eixo. Este resultado também mostra o quanto os *drop-off* abaixo do eixo são críticos.

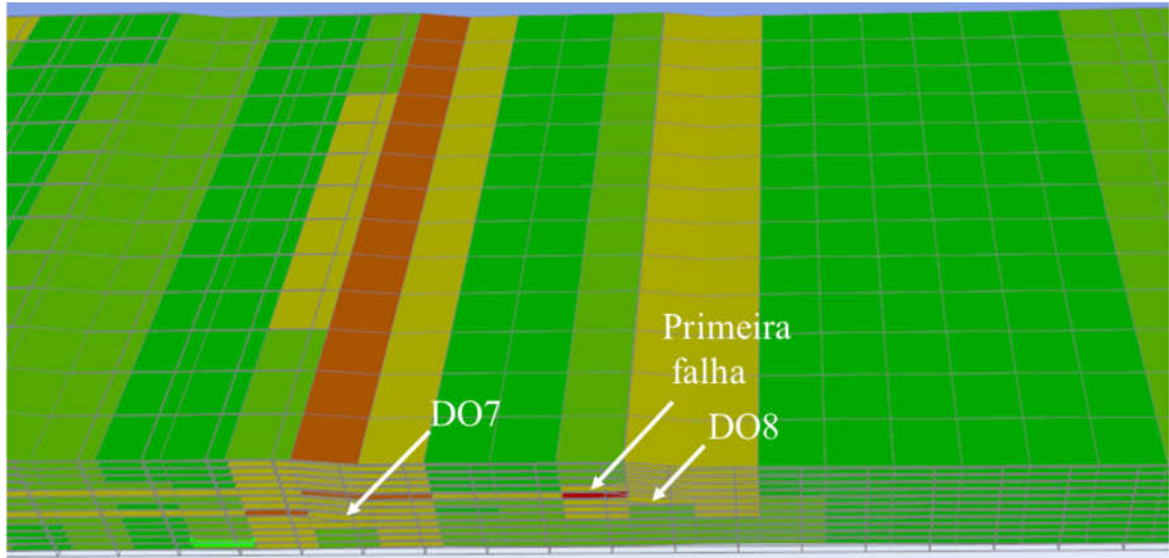


Figura 4.42 - Compósito EF $\pm 45^\circ$ – visualização da primeira falha no DO8

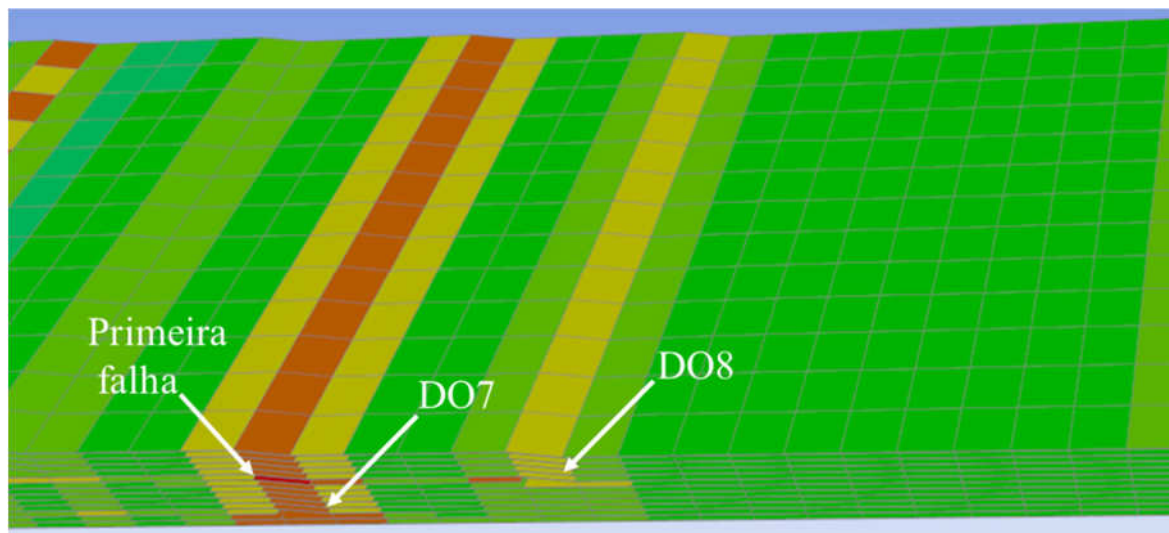


Figura 4.43 - Compósito EF $\pm 45^\circ$ V2 – Visualização da primeira falha no DO7

Em todas as configurações avaliadas, EF $\pm 45^\circ$ e EF $\pm 45^\circ$ V1 tiveram o melhor desempenho em termo de resistência mecânica.

De um modo geral, os resultados apresentados nas Tabelas 4.6, 4.7, 4.8, 4.8 e 4.9 mostram que o ângulo da orientação e a posição *dos drop-off* próximos à vizinhança da espessura menor influenciam a resistência do compósito.

A resistência aumenta quando os *drop-off* estiverem orientados a $\pm 45^\circ$. Ela aumenta mais ainda quando o *drop-off* estiver posicionado acima do eixo médio.

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES

5.1 CONCLUSÕES

Foi realizado neste trabalho um estudo sobre os efeitos do escalonamento na resistência à tração do compósito termoplástico de fibra de carbono utilizando um modelo numérico em três dimensões (3D). Foram analisados, em diferentes configurações, o comportamento das tensões e deformações nas regiões de escalonamento (*drop-off*), assim como os deslocamentos e resistência mecânica. De um modo geral, os resultados numéricos mostram que a orientação e a posição dos *drop-off* mais próximos da espessura menor influenciam significativamente a resistência do compósito. As seguintes conclusões foram tiradas deste trabalho.

- A orientação e a posição dos *drop-off* influenciam as tensões, as deformações, o deslocamento longitudinal e a resistência do compósito.
- As tensões e deformações desenvolvidas nos *drop-off* posicionados abaixo do eixo médio são mais elevadas do que as acima do eixo.
- Na direção do carregamento, as tensões normais σ_z e deformações ε_z são de tração e aumentam com a redução da espessura do compósito.
- Na direção transversal ao carregamento, as tensões normais σ_y e deformações ε_y são de compressão e também aumentam com a redução da espessura do compósito.
- Na direção normal ao carregamento, as tensões e deformações não são significativas.
- O deslocamento longitudinal é maior quando o conjunto de ângulo de orientação do *drop-off* é igual a $\pm 45^\circ$, no entanto a sua influência sobre a resistência do compósito é desprezível.
- Os *drop-off* mais próximos da espessura menor são os mais críticos e, nas diversas configurações analisadas, apresentaram a primeira falha predominantemente na interface entre a camada interrompida e a camada superior adjacente e se propagaram na direção da espessura, preferencialmente na região inclinada.
- Na vizinhança da espessura menor, quando o *drop-off* estiver posicionado acima do eixo médio e orientado a $\pm 45^\circ$, a resistência do compósito aumenta.
- O efeito da borda livre é assimétrico para os conjuntos de ângulo 0° e $\pm 45^\circ$. Isto significa que as tensões de cisalhamento são positivas em um lado da borda livre do compósito e negativas no outro lado.

- A assimetria do compósito causada pelos *drop-off* cria um momento fletor que atua quando uma força de tração é aplicada e causa um deslocamento na direção normal ao carregamento.

5.2 PROPOSTA

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, propõe-se que, nos projetos de compósitos com escalonamento interno, os *drop-off* próximos à espessura menor sejam orientados a $\pm 45^\circ$ e posicionados acima do eixo médio. Nesta configuração, o compósito terá maior resistência mecânica.

5.3 RECOMENDAÇÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- Testar experimentalmente as configurações apresentadas neste trabalho e novas configurações para confirmar que quando os *drop-off* que estão na vizinhança da espessura menor estiverem posicionados acima do eixo médio e orientados a $\pm 45^\circ$, a resistência do compósito aumenta significativamente.
- Análise não linear dos efeitos do escalonamento na resistência à fadiga de compósitos termoplásticos.
- Análise de falhas e danos em carregamento cíclico e efeitos visco elásticos em compósitos termoplásticos e termorrígidos.
- Análise dos efeitos do escalonamento na vibração de compósitos termoplásticos.
- Análise da propagação de falhas induzida na região do *drop-off* em fadiga.
- Otimização da configuração de laminados escalonados utilizando algoritmos genéticos e rede neurais artificiais incluindo as restrições de fabricação.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- ABDULMAJEED, A. A.; NARHI, T. O.; VALLITU, P. K.; LASSILA, L. V. **The effect of high fiber fraction on some mechanical properties of unidirectional glass fiber-reinforced composite**. Dental Materials 27, p. 313-321, 2011.
- ANCELOTTI JR., A. C. **Efeitos da porosidade na resistência ao cisalhamento e nas propriedades dinâmicas de compósitos de fibras de carbono/resina epóxi**. Tese de mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 2006.
- ARKEMA, **Elium @150**, Technical Data Sheet, 2013.
- AZEVEDO, D. **Análise estrutural com Ansys workbench**, V15, Mogi das cruces, 2016.
- BAILIE, J. A.; LEY, R. P.; PASRICHA A. A Summary and Review of Composite Laminate **Design Guidelines**, October 1997.
- BARBOSA, L. C. M., BORTOLUZZI, D. B., ANCELOTTI JR., A. C. Analysis of fracture toughness in mode II and fractographic study of composites based on **Elium 150 thermoplastic matrix**, Composites part B 175, 2019a.
- BARBOSA, L. C. M., OLIVEIRA, M. S. T. L. L., GOMES, G. F., ANCELOTTI JR. **Effects of moisture absorption on mechanical and viscoelastic properties in liquid thermoplastic resin-carbon fiber composites**, Polymer Engineering and Science, 2019b.
- BOTELHO, E. C. **Compósitos Aeronáuticos Processados a Partir de Fibra de Carbono Impregnada com Poliamida 6/6 Via Processo de Polimerização Interfacial**. Tese de Doutorado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 308 f., 2002c.
- BOTELHO, E. C.; REZENDE, M. C. **O Uso de Compósitos Estruturais na Indústria Aeroespacial**. Polímeros: Ciência e Tecnologia, vol. 10, n°2, 2000.
- CAIRNS, D. S.; MANDELL, M. E. **Design and manufacturing considerations for ply drops in composite structures**, Composites: Parts B, 30, p. 523-534, 1999.
- CANNON, R. K. **The effect of ply drop-off on the tensile behavior of grafite/epoxy laminates**, MS Thesis of MIT, 1987.
- CURRY J. M.; Johnson ER and Starnes Jr JH., **Effect of dropped plies on the strength of graphite-epoxy laminates**, AIAA Journal, 30(2): 449-456, 1992.
- DAGHIA, F. ; GENDRE, L. **Modelisation du comportement des composites, l'élasticité anisotropique**, Université Paris, Saclay, 04 mai 2011.
- DANIEL, I. M.; ISHAI, O. **Engineering mechanics of composites materials**, 2.ed. New York, Oxford University Press, 2006.

- DANIEL, I. M.; ISHAI, O. **Engineering mechanics of composites materials**, New York, Oxford University Press, 1994.
- DAOUST, J.; HOA, S. V. **Parameters affecting interlaminar stresses in tapered laminates under static loading conditions**. Polymer Composites, 10 (5): 374-83, 1989.
- DHURVEY, P.; MITTAL, N. D. **Study the effect of internally and externally of ply drop-off in composite laminate analysis**, ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences, vol. 8, No. 4, April 2013a.
- DHURVEY, P.; MITTAL, N. D. **Review on various studies of composite laminates with ply drop off Analysis**, ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences, vol. 8, n. 8, August 2013b.
- DRAPIER, S. **Mécanique des Composites Hautes Performances, version 2, Centre Sciences des Matériaux et des Structures**, Septembre 2015.
- FARIA, M. C. M.; OLIVEIRA, P. C.; RIBEIRO, B.; MARTET, J. M. F.; BOTELHO, E. C. **Estudo da influência do condicionamento higrotérmico nas propriedades viscoelásticas de compósitos termoplásticos**, Polímeros: Ciência e Tecnologia p. 77-83, 2017.
- FISH, J. C.; Lee S. W. **Delamination of tapered composite structures**. Engineering Fracture Mechanics. 34(1): 43-54, 1989.
- FORTUNA, A. O. **Técnicas computacionais para dinâmicas dos fluidos**, conceitos básicos e aplicação, 2ª edição São Paulo, 2012.
- GAY, D. **Matériaux composite**, Lavoisier, 5^{ème} édition, 2005.
- GRAFYL, **Technical Data Sheet**, Typical Fiber Properties, 2010.
- HARRISON, PN and Johnson ER, **A mixed variational formulation for interlaminar stresses in thickness-tapered composite laminates**, Int. J Solids Structures, 35(16): 2377-2399, 1996.
- HASHIN, Z. **Failure criteria for unidirectional fiber composites**, J. of Applied Mechanics, 47: 329-334, 1980.
- HE, K.; HOA, S. V.; GANESAN, R. **The study of tapered laminated composite structure: A review**. Composite Science and Technology, p. 2643-2657, 2000.
- HE, K.; HOA, S. V.; GANESAN, R. **Interlaminar stress and delamination analysis of internally tapered composite laminates**, journal of reinforced plastics and composites, volume 23, n°7, p.707-727, 2004.

HELI-FACTORY, **Imagem pública disponibilizada pela Airbus Helicopters** acessível em <http://www.heli-factory.com/eng/accessories/starflex-rotorkopf-ecureuil-und-ec-30/index.php>, acessado em 04 de julho de 2018.

HILL, R. **The mathematical theory of plasticity**. London: Oxford University Press, 355p., 1950.

IRISSARI, X. I. ; LASSEIGNE, A. ; LEROY, F. H. ; LE RICHE, R. **Optimisation des empilements dans les structures composites stratifiés avec arrêts de plis**, JNC18 École Centrale Nantes, 12-13-14 Juin 2013.

KEMP, B. L.; JOHNSON, E. R. **Response and failure analysis of a graphite/epoxy laminate containing terminating internal plies**, AIAA Paper No. 85-0608, Proceedings of the AIAA/ASME/ASCE/AHS 26th Structures, Structural Dynamic and Materials Conference, Part 1, April 15-17, pp. 13-24, 1985.

LACHAUD, F. **Délamination de matériaux composites à fibre de carbone et à matrices organiques : étude numérique et expérimentale suivi par émission acoustique**. Thèse de Doctorat de l'Université Paul Sabatier de Toulouse, 3 décembre, p. 9-16, 1997.

LEDRU, Y. **Étude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques**, Thèse de Doctorat de l'Université de Toulouse, p.43, 14 décembre 2009.

MAZUR, R. L. **Obtenção e caracterização de compósitos de fibras de carbono, PEEK com aplicações aeronáuticas**, Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista – UNESP, 2010.

MAZUMDAR, S. K. **Composites Manufacturing, Materials, Product and Process Engineering**, Boca Raton, Florida: CRC Press LCC, 2002.

MENDONÇA, P. T. R. **Materiais Compostos e Estruturas-Sanduiche, Projeto e Análise**. 1ª edição. São Paulo: Editora Manole Ltda., 2005.

MIRAVETE, A. **Strain and stress analysis in tapered laminated composite structures**. University of Zaragoza, Composite Structures, 16:64-84, 1990.

MUKHERJEE, A.; VARUGHESE, B. **Design guidelines for ply drop-off in laminated composite structures**. Composite Part B, 2001.

MURRI, G. B.; SALPEKAR, S. A.; O'BRIEN, T. K. **Fatigue delamination onset, prediction in unidirectional tapered laminates, composite materials**: Fatigue and Fracture (third volume), T. K., O'BRIEN, ed., Philadelphia, PA, ASTM STP, 1110, pp. 312-339, 1991.

- NARAYANASWAMI, R.; ADELMAN, H.M. **Evaluation of the tensor polynomial and Hoffman strength theories for composite materials.** *Journal of Composite Materials*, v. II, p.366-377, 1977.
- NICOLAS, E. A. **Estudo de critérios de resistência de materiais anisotrópicos aplicados à madeiras**, Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia Civil e Arquitetura , Universidade Estadual de Campinas, p. 43, 2006.
- NOGUEIRA, C. L. **Obtenção e caracterização de compósitos avançados a base de matrizes de polipropileno reforçados com fibra de carbono**, Tese de Doutorado, Instituto Tecnológico de aeronáutica, São Jose dos Campos, 2004.
- PARDINI, L.C.; LEVY, F. N. **Compósitos Estruturais – Ciência e Tecnologia**, 1ª edição, São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 2006.
- PATINI, M.; MINERA, S.; GROH, R. M. J.; PIRRERA, A.; WEAVER, P. M. **Three-dimensional stress analysis for laminated composite and sandwich Structures**, Composites Part B: Engineering, Volume 155, p. 299-328, 2018.
- PAYAN, J. **Étude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique e de fatigue.** Thèse de doctorat de l'Université de la Méditerranée – Aix Marseille II, p. 17-42, 2004.
- PORA, J. **Composite materials in the Airbus A380**, from history to future, Airbus, large aircraft division, society of manufacturing engineers, 2000.
- SENGHOR, F. D. **Identification des propriétés anisotropes des matériaux complexes : application aux matériaux composites stratifiés**, Thèse de Doctorat de l'Université de Nantes, p.13, mars 2017.
- SHIM, D. J. **Role of Delamination and Interlaminar Fatigue in the failure of laminates with ply drop offs**, Doctorate Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 2002.
- SHIM, D. J., LAGACE P. A. **Mechanics and structural parameters affecting the interlaminar stress field in laminates with ply drop-offs.** *J. of Composite Materials* 2006, 40 p.345-369
- SMITH, B. W. **Fractography for continuous fiber composites.** Engineered material handbooks. Volume I: Composites. Ohio, USA: ASM international, ISBN 0871702797 p. 786-793, 1993.
- SOUSA, B. S. **Análise de sensibilidade topológica estendida para o projeto de estruturas em material compósito laminado multidirecional**, Tese de Doutorado, Universidade Federal de Itajubá, 2014.

- STEEVES, C. A.; FLECK, N. A. **Compressive strength of composite laminates with terminated internal plies**. Composites: Part A 2004, p.1-8
- TRAN, A. T. **Étude du délaminage en mode II de composites unidirectionnels soumis à des sollicitations rapides**: Approche globale et Approche locale, These de Doctorat, Institut des Sciences et Technologies de Paris, p.39-40, 24 juin 2011.
- TSAI, S. W. **Three decades of composites activities at US Air Force Materials Laboratory**, Composites science and technology, p. 2295-2299, vol. 65, 2005.
- TSAI, S. W.; WU, E. M. **A general theory of strength for anisotropic materials**, Journal of composite materials, v.5, n.1, p.58-80, 1971.
- TSAI, S. W.; HAHN, H. T. **Introduction to composite materials**, 1980.
- VARUGHESE, B.; MUKHERJEE, A. **Analysis of tapered laminated composites with non-symmetric lay-up**. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1997.
- VALLITTU, P. K. **Glass fiber reinforcement in repaired acrylic resin removable dentures: preliminary results of a clinical study**, Quintessence Int; 28:39-44, 1997.
- VIDYASHANKAR, B. R.; A.V. Krishna Murty, **Analysis of laminates with ply drops**, **Department of Mechanical Engineering**, The University of Sheffield, Indian Institute of Science, 2001.
- VIZZINI, A. J.; LEE S. W. **Damaged Analysis of Composite Tapered Beams**, **Journal of the American Helicopter Society**, 40 (2), pp. 43-49, 1995.
- VIZZINI AJ., **Influence of realistic ply-drop geometries on interlaminar stresses in tapered laminates**. In: Martin RH, editor. Composite materials: fatigue and fracture, 5th vol. (ASTM STP 1230). Philadelphia: American Society for Testing and Materials. pp. 467-485, 1995.
- WANBERG, J. **Composite material fabrication handbook tillwater**: Wolfgang, 144p, 2009.
- WEISS, A. **Comportement en fatigue des zones de reprises de plis**, Thèse de Doctorat de l'Université de Toulouse, 04 mars 2010.
- WISNOM, M. R.; JONES, M. I.; CUI W. **Delamination in composite with terminating internal plies under tension fatigue loading**. In: Martin, R.H. (Ed.). Composite materials: fatigue and fracture, 5th vol. (ASTM STP 1230), American Society for Testing and materials, Philadelphia. pp. 486-508, 1995.
- WISNOM, M. R.; DIXON, R.; HILL, G. **Delamination in asymmetrically tapered composites loaded in tension**, Composite Structures 35: 309-322, 1996.

YAMANE, F. O. Fadiga de compósitos de fibra de carbono/epóxi obtidos pelo processo de moldagem por transferência de resina assistida a vácuo, tese de doutorado, Universidade Federal de Itajubá, 15 de fevereiro de 2016.

ANEXO A

ESPECIFICAÇÃO TÉCNICA DO MATERIAL



PYROFIL™ TR50S 6K

Typical Fiber Properties

Tow Tensile	Strength	711 4,900	ksi MPa	ASTM D4018
	Modulus	34 235	msi GPa	
Typical Density		0.066 1.82	lb.in ³ g/cm ³	ASTM D4018
Typical Yield	6K	1,240 400	yds/lb mg/m	ASTM D4018

ANEXO B CERTIFICADO DE CONFORMIDADE



6 Orchard Court
Binley Business Park
Coventry, CV3 2TQ United Kingdom
Phone No. +44 24 7644 7272
Fax No. +44 24 7644 9565

Certificate of Conformity

Order No. 15425
Customer No. DESGL1

Deliver To: SGL Technologies
Werner Von Siemens Strasse 20
Meitingen, D-86405
GERMANY

Certificate of Conformity: 18094
GI Reference: 15425
Certificate Date: 30/08/2012
Fibre Type: TR50S 6K 1.2%A
PYROFIL
CONTINUOUS TOW
Size: 1.2%A
Quantity in kg: 3,008.00

Customer Purchase Order		Item #	Specification			Salesperson	Customer Part #	
A64-12-45586011		TR-50S-6LAL	CF-241Ver.1			Grafil Europe	503937	
Batch No.	Date of Manufacture	Quantity (kg)	Strength (GPa)	Modulus (GPa)	MUL (mg/m)	Fibre Density (g/cm3)	Size Content (% by Mass)	Elongation (%)
1235401A	03/2012	864.00	4.94	239	407	1.82	1.20	2.1
1236402A	03/2012	2,112.00	4.92	240	406	1.82	1.19	2.1
1246401A	04/2012	32.00	4.96	235	407	1.82	1.20	2.1
Cert total:		3,008.00						

Shelf Life for Pyrofil: 3 years from Date of Manufacture

Certified that the supplies/services detailed herein have been inspected and tested in accordance with the conditions and requirements of the contract or conform in all respects to the specification(s), drawings relevant thereto.

Signed: _____

For and on behalf of
Grafil Inc.

ANEXO C

RELATÓRIO DO TESTE DO MATERIAL

Test report 2.2

Nr. 2451/13

Acc. to EN 10204

Page 1 of 1

Customer:

Centro Brasileiro de Pesquisas
Físicas – CBPF/MCTI
Rua Dr. Xavier Sigaud, 150 - Urca
22290-180 Rio de Janeiro - RJ
BRASILIEN

Order number:

2007/02933-3 from 08.10.2012

Reg. No.: 18028102

Delivery:

Pos. 01 100 m² ®SIGRATEX KDL 8051/100
roll no.: 857434

Test result	Properties
warp material	3,8 thread/cm 6K ¹⁾
weft material	3,7 thread/cm 6K ²⁾
type of weave	plain 1/1
Width	100 cm

¹⁾ see Lot No. 1236402A/ Grafil 6K

²⁾ see Lot No. 1236402A/ Grafil 6K

The requirements agreed upon in the order are fulfilled.



SGL TECHNOLOGIES GmbH, Quality management
Signed Wegner Paul,
Authorized inspection representative
Meitingen, 06 August 2013

SGL TECHNOLOGIES GmbH

Postfach 1193
86400 Meitingen
Deutschland

This certificate has been prepared by electronic data processing and is valid without signature.

ANEXO D

FICHA TÉCNICA DA RESINA ELIUM® 150

ELIUM® 150

Technical Datasheet

LIQUID THERMOPLASTIC RESIN FOR CARBON-REINFORCED COMPOSITE

The **ELIUM® 150** is a low viscosity liquid, thermoplastic resin for **infusion** and **RTM** processes. Through the use of the same low pressure processes and equipments used today to produce thermoset composite parts, these formulations lead to the production of thermoplastic composites reinforced by continuous glass, carbon or natural fibers. The resulting thermoplastic composite parts show mechanical properties similar to those of parts made of epoxy resins while presenting the major advantages of being post-thermoformable and recyclable and of offering new possibilities for composite/composite or composite/metal assemblies.

<p>APPLICATIONS AND USE</p>	<p>ELIUM® 150 resin can be used to fabricate aesthetic or structural composites reinforced by glass, carbon, or other continuous fibers. This resin can be used for RTM (Resin Transfer Molding), VARI (Vacuum Assisted Resin Infusion) and other closed mold processes.</p>																
<p>TYPICAL LIQUID RESIN PROPERTIES</p>	<p>Property⁽¹⁾ at 25 °C Viscosity Brookfield LVF #2, 60 rpm 100 mPa.s</p> <p>(1) Properties are typical values based on material tested in our laboratories. Typical values should not be construed as a guaranteed analysis of any specific lot or as specification items.</p>																
<p>TYPICAL CURING CHARACTERISTICS</p>	<p>The ELIUM® resins are 2K based formulations that undergo radical polymerization to produce thermoplastic composite matrices. The polymerization is initiated by Peroxide compounds. Typical open time and peak time with 2,4% of water-free BPO at 50% active content are:</p> <table border="1" data-bbox="627 1317 1481 1462"> <thead> <tr> <th>Reactivity⁽²⁾ (200 grams)</th> <th>Infusion open time</th> <th>Injection open time</th> <th>Peak time</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15 °C</td> <td>30 min.</td> <td>35 min.</td> <td>50 min.</td> </tr> <tr> <td>20 °C</td> <td>25 min.</td> <td>30 min.</td> <td>40 min.</td> </tr> <tr> <td>25 °C</td> <td>20 min.</td> <td>25 min.</td> <td>33 min.</td> </tr> </tbody> </table> <p>(2) If a lower reactivity infusion resin is needed, we recommend to use the Elium® 180. Please contact your Arkema representative for more information.</p> <p>The demolding can take place 5-10 minutes after reaching the peak exotherm. Open time is the amount of time during which the viscosity of the resin is low enough to inject the resin. Temperature and peroxide ratio will affect the open and peak times. The recommended peroxide ratio is from 1,5% (slow reactivity) to 3% (higher reactivity). Out of this range the resin will not polymerize properly. Room temperature polymerization leads to high conversion rate, so post-curing is generally not needed. If maximum mechanical properties are desired, post-curing at 80 °C for 4 hours is beneficial. Vinyl ester or epoxy molds with a glass transition of 100-120 °C are recommended.</p>	Reactivity ⁽²⁾ (200 grams)	Infusion open time	Injection open time	Peak time	15 °C	30 min.	35 min.	50 min.	20 °C	25 min.	30 min.	40 min.	25 °C	20 min.	25 min.	33 min.
Reactivity ⁽²⁾ (200 grams)	Infusion open time	Injection open time	Peak time														
15 °C	30 min.	35 min.	50 min.														
20 °C	25 min.	30 min.	40 min.														
25 °C	20 min.	25 min.	33 min.														

ELIUM® 150

<p style="text-align: center;">INFUSION PROCESSING</p>	<p>Processing by infusion can be carried out at a vacuum ranging from 100 mbar to 500 mbar, due to the good fiber impregnation behavior of the resin. Before introducing the peroxide into the resin, firmly close the container and shake vigorously. If using BPO pastes, skip the shaking step. Resin and peroxide must be mixed carefully for two minutes, to reach a homogeneous color and no particles, especially at the bottom and on the sides of the mixing pot. It is recommended to position a perforated plastic film or a cap on top of the pot during infusion, to reduce the smell in the workshop and prevent curing inhibition caused by air. The low viscosity of Elium® 150 allows a quick and complete fiber wetting with infusion distance up to 500 mm. Processing by infusion can be carried out at a vacuum pressure ranging from 100 mbar to 500 mbar, due to the good fiber impregnation behavior of the resin. The flow mesh length and break length between the resin inlet(s) and vacuum tube(s) have to be dimensioned to allow a full impregnation of the laminate in 10-15 minutes at 25 °C, with an additional 5-10 cm of break material before the vacuum tube, to avoid resin entering into the vacuum tubes. Following impregnation speeds can be used to dimension flow mesh and brake lengths:</p> <ul style="list-style-type: none"> - resin impregnation speed into a laminate with flow mesh: 10 cm/min on average (15 cm for the first minute) - resin impregnation speed into a laminate without flow mesh: 1 cm/min in average <p>The remaining resin in the pot will generally foaming and change color during the peak exotherm.</p> <p>If this resin is be used in combination with a pump system (for mixing and/or infusing), the machine has to be cleaned daily with acetone for the resin circuit and with water for the peroxide circuit.</p>																																																									
<p style="text-align: center;">INJECTION PROCESSING</p>	<p>Light RTM processing of Elium® 150 can be done under similar conditions than standard polyester resins. Specific injection machines are required to pump the Luperox® EZ FLO, so standard machines designed for MEKP should not be used. Contact your representative to have the details on the machine type. The machine has to be cleaned daily with acetone for the resin circuit and with water for the peroxide circuit.</p>																																																									
<p style="text-align: center;">TYPICAL MECHANICAL PROPERTIES</p>	<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr style="background-color: #00AEEF; color: white;"> <th style="text-align: left;">Properties of a 4 mm unfilled resin casting</th> <th style="text-align: center;">Value</th> <th style="text-align: center;">ISO method</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Rockwell Hardness (M)</td><td style="text-align: center;">100</td><td style="text-align: center;">2039</td></tr> <tr><td>Shore D Hardness</td><td style="text-align: center;">85-90</td><td style="text-align: center;">868</td></tr> <tr><td>Tensile Strength</td><td style="text-align: center;">76 MPa</td><td style="text-align: center;">527</td></tr> <tr><td>Tensile Modulus</td><td style="text-align: center;">3.300 MPa</td><td style="text-align: center;">527</td></tr> <tr><td>Tensile Deformation</td><td style="text-align: center;">6 %</td><td style="text-align: center;">527</td></tr> <tr><td>Flexural Strength</td><td style="text-align: center;">130 MPa</td><td style="text-align: center;">178</td></tr> <tr><td>Flexural Modulus</td><td style="text-align: center;">3.250 MPa</td><td style="text-align: center;">178</td></tr> <tr><td>Compression Strength</td><td style="text-align: center;">130 MPa</td><td style="text-align: center;">684</td></tr> <tr><td>Specific Gravity</td><td style="text-align: center;">1,19</td><td style="text-align: center;">1183</td></tr> <tr><td>Heat Deflection Temperature</td><td style="text-align: center;">109 °C</td><td style="text-align: center;">75/A</td></tr> <tr><td>Maximum Continuous Temperature Service</td><td style="text-align: center;">85 °C</td><td style="text-align: center;">-</td></tr> <tr><td>Water Uptake (8 days)</td><td style="text-align: center;">0,5%</td><td style="text-align: center;">62</td></tr> <tr><td>Coefficient of Linear Expansion</td><td style="text-align: center;">0,065 mm/m/°C</td><td style="text-align: center;">2155-1</td></tr> <tr><td>Fracture Toughness Stress Intensity, K_{1c}</td><td style="text-align: center;">1,2 MPa.m^{0.5}</td><td style="text-align: center;">13586</td></tr> </tbody> </table> <table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr style="background-color: #00AEEF; color: white;"> <th style="text-align: left;">Properties of a carbon UD reinforced part⁽³⁾</th> <th style="text-align: center;">Value</th> <th style="text-align: center;">ISO method</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Tensile Strength (0°)</td><td style="text-align: center;">2.350 MPa</td><td style="text-align: center;">527</td></tr> <tr><td>Tensile Modulus (0°)</td><td style="text-align: center;">125 GPa</td><td style="text-align: center;">527</td></tr> <tr><td>Strain at break</td><td style="text-align: center;">1,8%</td><td style="text-align: center;">527</td></tr> </tbody> </table>	Properties of a 4 mm unfilled resin casting	Value	ISO method	Rockwell Hardness (M)	100	2039	Shore D Hardness	85-90	868	Tensile Strength	76 MPa	527	Tensile Modulus	3.300 MPa	527	Tensile Deformation	6 %	527	Flexural Strength	130 MPa	178	Flexural Modulus	3.250 MPa	178	Compression Strength	130 MPa	684	Specific Gravity	1,19	1183	Heat Deflection Temperature	109 °C	75/A	Maximum Continuous Temperature Service	85 °C	-	Water Uptake (8 days)	0,5%	62	Coefficient of Linear Expansion	0,065 mm/m/°C	2155-1	Fracture Toughness Stress Intensity, K _{1c}	1,2 MPa.m ^{0.5}	13586	Properties of a carbon UD reinforced part ⁽³⁾	Value	ISO method	Tensile Strength (0°)	2.350 MPa	527	Tensile Modulus (0°)	125 GPa	527	Strain at break	1,8%	527
Properties of a 4 mm unfilled resin casting	Value	ISO method																																																								
Rockwell Hardness (M)	100	2039																																																								
Shore D Hardness	85-90	868																																																								
Tensile Strength	76 MPa	527																																																								
Tensile Modulus	3.300 MPa	527																																																								
Tensile Deformation	6 %	527																																																								
Flexural Strength	130 MPa	178																																																								
Flexural Modulus	3.250 MPa	178																																																								
Compression Strength	130 MPa	684																																																								
Specific Gravity	1,19	1183																																																								
Heat Deflection Temperature	109 °C	75/A																																																								
Maximum Continuous Temperature Service	85 °C	-																																																								
Water Uptake (8 days)	0,5%	62																																																								
Coefficient of Linear Expansion	0,065 mm/m/°C	2155-1																																																								
Fracture Toughness Stress Intensity, K _{1c}	1,2 MPa.m ^{0.5}	13586																																																								
Properties of a carbon UD reinforced part ⁽³⁾	Value	ISO method																																																								
Tensile Strength (0°)	2.350 MPa	527																																																								
Tensile Modulus (0°)	125 GPa	527																																																								
Strain at break	1,8%	527																																																								

Arkema
 89 boulevard National
 F-92257 La Garenne-Colombes Cedex – France
 Tel.: +33 (0)1 78 66 23 00
 Fax: +33 (0)1 78 66 23 97
elium-composites.com

ARKEMA
 INNOVATIVE CHEMISTRY

ELIUM® 150

	Tensile Strength (90°)	59 MPa	527
	Tensile Modulus (90°)	8 GPa	527
	Interfacial Stress	59 MPa	527
	Tg after wet ageing (90°C, 90%RH, 7 days)	90-95 °C	int.
	Tg-peak (tan δ)	120-125 °C	int.
	Properties of a carbon NCF reinforced part⁽⁴⁾		
	Tensile Strength	1.280 MPa	527
	Tensile Modulus	59 GPa	527
	Tensile Strength +/- 45°	118 MPa	527
	Tensile Modulus +/- 45°	3,6 GPa	527
	Flexural Strength	870 MPa	14125
	Flexural Modulus	65 GPa	14125
	Compressive Strength	480 MPa	14126
	Compressive Modulus	54 GPa	14126
(3) Molded with a UD carbon fabric from T700SC 12K fiber, fiber volume content: 60%			
(4) Molded with a NCF 0-90° carbon fabric from T700SC 12K fiber, fiber volume content: 53%			
THERMOFORMING	Fiber-reinforced Elium® parts can be thermoformed with heat and pressure. The use of a water-free peroxide for the Elium® polymerization is recommended when composite parts need to be thermoformed. This process requires the heating of the consolidated part at 180-200 °C for a few minutes, and the compression at a pressure between 5 and 20 bars depending on the reinforcement type and the thickness of the part.		
ADHESIVE ASSEMBLY	Fiber-reinforced composites made with ELIUM® resins can be assembled with adhesives. The SAF® 30 adhesive, from AEC Polymers, is recommended for structural bonding. A cohesive rupture is obtained with tensile lap shear strength at 17,5 MPa, according to the EN-1465. This adhesive is also recommended to bond metals, with lap-shear strength ranging from 18 to 21 MPa (aluminum 1050A, 6060 and 6061, stainless steel, steel).		
CERTIFICATES and APPROVALS	The manufacturing, quality control and distribution of products, by Altuglas International, comply with one or more of the following programs or standard: Responsible care, ISO9001, ISO14001, ISO/TS16949, OSHAS18001.		
STANDARD PACKAGES	These resins are supplied in non-returnable drums with net weight of 200 kg.		
STORAGE	The shelf life of the resin in original sealed container is 6 months at a temperature not higher than 25 °C. For further information we advise you to read carefully the current Safety Data Sheet.		

The statements, technical information and recommendations contained herein are believed to be accurate as of the date hereof. Since the conditions and methods of use of the product and of the information referred to herein are beyond our control, ARKEMA expressly disclaims any and all liability as to any results obtained or arising from any use of the product or reliance on such information; NO WARRANTY OF FITNESS FOR ANY PARTICULAR PURPOSE, WARRANTY OF MERCHANTABILITY OR ANY OTHER WARRANTY, EXPRESS OR IMPLIED, IS MADE CONCERNING THE GOODS DESCRIBED OR THE INFORMATION PROVIDED HEREIN. The information provided herein relates only to the specific product designated and may not be applicable when such product is used in combination with other materials or in any process. The user should thoroughly test any application before commercialization. Nothing contained herein constitutes a license to practice under any patent and it should not be construed as an inducement to infringe any patent and the user is advised to take appropriate steps to be sure that any proposed use of the product will not result in patent infringement.

See MSDS for Health & Safety Considerations

Date: Oct 2015

Arkema

89 boulevard National
F-92257 La Garenne-Colombes Cedex – France
Tel.: +33 (0)1 78 66 23 00
Fax: +33 (0)1 78 66 23 97
elium-composites.com

ARKEMA
INNOVATIVE CHEMISTRY