



AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE
DE SÃO PAULO

**DESENVOLVIMENTO, FABRICAÇÃO E ANÁLISE DE FALHA E
FRATURA DE CILINDROS DE FIBRA DE CARBONO
COLAPSADOS POR PRESSÃO INTERNA**

GERSON MARINUCCI

Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área de
Tecnologia Nuclear - Materiais.
Orientador:
Dr. Arnaldo H.P. de Andrade

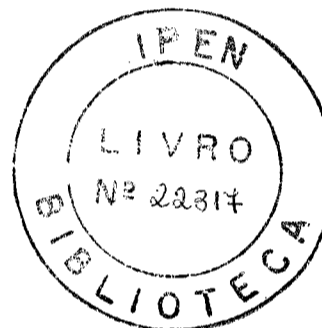
**São Paulo
2001**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**DESENVOLVIMENTO, FABRICAÇÃO E ANÁLISE DE FALHA E FRATURA DE
CILINDROS DE FIBRA DE CARBONO COLAPSADOS POR PRESSÃO INTERNA**

GERSON MARINUCCI



Tese apresentada como parte dos requisitos
para obtenção do grau Doutor em Ciências na
Área de Tecnologia Nuclear- Materiais

Orientador: Prof. Dr. Arnaldo H.P. de Andrade

São Paulo

2001

**DESENVOLVIMENTO, FABRICAÇÃO E ANÁLISE DE FALHA E FRATURA DE
CILINDROS DE FIBRA DE CARBONO COLAPSADOS POR PRESSÃO INTERNA**

GERSON MARINUCCI

A Banca Examinadora foi composta pelos seguintes professores:

Prof. Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade (Orientador)
Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais- Instituto de Pesquisas Energéticas e
Nucleares/ IPEN

Prof. Dr. Célio Taniguchi
Escola de Engenharia Naval e Oceânica- Universidade de São Paulo/ USP

Prof. Dr. Fernando Luiz Bastian
Escola de Engenharia Metalúrgica e de Materiais- Universidade Federal do Rio de
Janeiro/ UFRJ

Prof. Dr. Jesualdo Luis Rossi
Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais- Instituto de Pesquisas Energéticas e
Nucleares/ IPEN

Prof. Dr. Jonas de Carvalho
Escola de Engenharia de São Carlos- Universidade de São Paulo/ USP

Você sabia que sua geração não é a primeira a aspirar por uma vida cheia de maravilhas e liberdade?

Você sabia que seus antepassados sentiam o mesmo que você e caíram vítimas de tormentas e ódio?

Você sabia também que seus fervorosos desejos só podem realizar-se plenamente se você insistir em alcançar o amor e a compreensão das pessoas, dos animais, das plantas e das estrelas, de forma que cada prazer se torne seu prazer e cada dor se torne sua dor?

Abra seus olhos, seu coração, suas mãos e evite o veneno que seus antepassados tão vorazmente sugaram da história. E assim, toda a Terra será sua pátria e todo o seu trabalho e seu esforço espalharão bênçãos contínuas.

Albert Einstein

Escrito por Albert Einstein em 1932 para a filha de um amigo, quando esta, ainda jovem, pediu-lhe conselhos.

À minha esposa Mirlusa e aos
meus filhos Mariana Beatriz e
Leonardo Filipe.

Aos meus pais, Noemi e José,
minhas irmãs Eliane e Ninive e
minha sobrinha Tábatha.

AGRADECIMENTOS

Há tempo imagino escrever algo sobre este assunto, porém sempre pensei na dificuldade que teria de encontrar algum meio para divulgá-lo. No entanto, encontro aqui o momento oportuno para expressar este meu sentimento na forma mais sincera possível. Nesse momento, talvez, o mais importante de minha carreira.

Ao longo dos anos quantas centenas de livros buscamos para a nossa formação, como desde a minha Caminho Suave até os livros que li ou colhi informações para ajudar a desenvolver este trabalho. Autores que com amor doaram boa parte de suas vidas à formação do homem, desde a sua infância singela. Não é fácil escrever um livro, seja ele um romance, um dedicado ao ensino do primeiro grau ou aqueles utilizados na nossa formação profissional. Muito possivelmente, quando compramos um deles, o preço não espelha todo o trabalho que teve o autor e esta consideração não podemos esquecer.

Caminhando lado a lado estão nossos professores, desde a minha primeira e querida professorinha, uma senhora já muito vovó, Dona Hermínia, a quem guardo como jóia um pequeno livrinho de Lassie, com um lindo dizer na contracapa, que me foi dado de presente ao final do meu primeiro ano de escola. Iguamente dedicados no esforço de melhorar um pouco nosso querido mundo. Também não muito recompensados financeiramente, é verdade, mas tenho a certeza que guardam no coração a alegria de terem contribuído para o desenvolvimento da ciência e em suma de todos nós.

E a Deus, acima de tudo, pela saúde, pela família, pela natureza e...pela vida.

Agradeço ainda:

Ao Centro Tecnológico da Marinha em São Paulo-CTMSP pelo grande apoio recebido e ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares-IPEN pela oportunidade, sem os quais não teria sido possível a realização deste estudo.

Ao Dr. Arnaldo H. P. de Andrade pela orientação, amizade e auxílio.

Aos colegas Rogério Nalin, Marcos Augusto, Osni de Carvalho, Nivaldo L. Calvejani, Carlos Eduardo Teixeira, José Ferreira, Vanderlei Guimarães, Sanny A. Novaes, Irênio C. Glória, Maria Aparecida F. Lioi, Cecília C. Guedes e Silva e Gilberto F. Guimarães, do Centro Tecnológico da Marinha, pela grande ajuda.

Aos colegas Nildemar A. M. Ferreira e Rene R. de Oliveira, do Ipen, pela colaboração na parte relativa ao microscópio eletrônico de varredura.

Ao Prof. Jurandyr Salzano Fiori, que apesar da forte deficiência visual, se dispôs a ler e sugerir correções para o texto.

À Sílvia de Souza Santos e Maria Tereza Zavitosk, da biblioteca do Ipen, e Maria Euphrázia Martins (Dna Fá), da biblioteca do CTM, pelo empenho em obter muitas das bibliografias utilizadas como material de apoio.

Edvaldo R. Paiva da Fonseca pela ilustração da figura 5.13

À Ana Maria C. Pimentel, Vera Lúcia M. Garcia, Ilze Cristina Puglia e Eliana Luris G. dos Santos, da CPG, por toda presteza nestes anos de trabalho.

SUMÁRIO

Lista de figuras	viii
Lista de tabelas	xiv
Resumo.....	xv
Abstract	xvii
Introdução	1
1.0 Materiais compósitos- análise micromecânica e macromecânica	4
2.0 Interface fibra-matriz	14
2.1 Introdução	14
2.2 Avaliação da interface fibra/matriz.....	15
2.3 Mecanismo de transferência de carga.....	19
3.0 Falha e fratura de materiais compósitos poliméricos	28
3.1 Introdução	28
3.2 Mecanismos de falha.....	29
3.3 Tipos e modos de falha	33
3.4 Falhas características em lâminas unidirecionais	35
3.4.1 Tração longitudinal.....	37
3.4.2 Tração transversal	39
3.4.3 Compressão longitudinal	40
3.4.4 Compressão transversal	44
3.4.5 Cisalhamento intralaminar	44
4.0 Materiais e métodos	46
4.1 Materiais	46
4.1.1 Fibra de Carbono	46
4.1.2 Matriz	48
4.2 Caracterização mecânica do material	51
4.2.1 Introdução	51
4.2.2 Preparação dos corpos-de-prova	52
4.2.2.1 Fio (<i>Roving</i>).....	52
4.2.2.2 Matriz	53
4.2.2.3 Compósito	54
4.2.3 Ensaio mecânicos	58
4.2.3.1 Tração	59

4.2.3.2 Compressão.....	59
4.2.3.3 Cisalhamento.....	60
4.3 Análise térmica.....	61
4.3.1 Análise termogravimétrica.....	61
4.3.2 Calorimetria exploratória diferencial.....	64
4.4 Análise microestrutural.....	64
4.4.1 Microscopia óptica.....	64
4.4.2. Microscopia eletrônica de varredura.....	66
4.4.3 Corte a laser das amostras para análise no MEV.....	67
4.5 Fabricação dos exemplares para ensaio.....	68
4.5.1 Introdução.....	69
4.5.2 Seleção da técnica de fabricação.....	69
4.5.3 O processo <i>filament winding</i>	72
4.5.4 Fabricação dos exemplares.....	77
4.6 Ensaio hidrostático.....	86
4.6.1 Introdução.....	86
4.6.2 Procedimento experimental.....	87
5.0 Resultados e discussões.....	92
5.1 Introdução.....	92
5.2 Caracterização mecânica.....	93
5.3 Análise térmica.....	95
5.4 Análise da interface fibra-matriz.....	106
5.5 Análise da fratura.....	110
5.5.1 Macroscopia da fratura.....	110
5.5.2 Microscopia da fratura.....	118
5.6 Considerações finais.....	158
6.0 Conclusões.....	162
Sugestões para trabalhos futuros.....	164
Bibliografia.....	165
Apêndice A- Deformações do laminado na direção global.....	173
Apêndice B- Tensão de cisalhamento na interface.....	176
Apêndice C- Análise numérica utilizando o PC-Laminate.....	181

LISTA DE FIGURAS**Capítulo 1**

- Figura 1.1- Desenho esquemático de uma lâmina unidirecional5
Figura 1.2- Representação de uma lâmina ortotrópica com os eixos 1-2
orientados de um ângulo α com relação aos eixos globais X-Y9

Capítulo 2

- Figura 2.1- Avaliação da resistência da interface no ensaio de torção16
Figura 2.2- Corpo-de-prova de resina contendo um filamento do reforço
para determinação da resistência adesiva à tração.....17
Figura 2.3- Corpo de prova de resina contendo um filamento do reforço
para determinação da resistência adesiva ao cisalhamento.....18
Figura 2.4- Distorção na matriz pela presença da fibra:
representação do modelo, b) representação bidirecional
do modelo para $E_f/E_m=40$ 20
Figura 2.5- Modelo do arranjo geométrico21
Figura 2.6- Representação da fratura numa fibra contínua23
Figura 2.7- Variação da tensão σ_f para diferentes comprimentos de fibra24
Figura 2.8- Equilíbrio de forças em um elemento de reforço na interface
fibra/matriz.....25
Figura 2.9- Variação da tensão normal (σ_f) na fibra e tensão cisalhante (τ)
na interface para uma fibra de comprimento ℓ 27
Figura 2.10- Concentração de tensão nas extremidades de uma
fibra fraturada.....27

Capítulo 3

Figura 3.1- Modelo de propagação de uma microtrinca num compósito	30
Figura 3.2- Efeitos de descolamento e arrancamento da fibra à frente de uma trinca.....	32
Figura 3.3- Representação da superfície de fratura: a) fibra fraturada devido aos efeitos de descolamento e arrancamento, b) fratura planar	32
Figura 3.4- Tipos de fratura nos compósitos poliméricos: a) intralaminar, b) interlaminar , c) translaminar	33
Figura 3.5- Modos de fratura nos compósitos poliméricos.....	34
Figura 3.6- Relações típicas tensão-deformação de lâminas unidirecionais	36
Figura 3.7- Modos de falha em tração longitudinal	38
Figura 3.8- Fratura de uma lâmina unidirecional sob ação de tração na direção transversal às fibras	39
Figura 3.9- Efeito da tração transversal na lâmina devido à carga de compressão na direção das fibras	40
Figura 3.10- Microflambagem devido à carga de compressão aplicada na direção longitudinal às fibras.....	41
Figura 3.11- Formação de bandas vincadas em uma fibra submetida a compressão que apresenta deformação moderada	42
Figura 3.12- Formação de bandas vincadas em uma fibra submetida a compressão que apresenta elevada deformação	42
Figura 3.13- Fratura por cisalhamento em lâminas unidirecionais submetidas a compressão na direção longitudinal às fibras	43
Figura 3.14- Fratura por cisalhamento de lâminas unidirecionais submetidas a compressão na direção transversal às fibras.....	44
Figura 3.15- Cisalhamento intralaminar de lâminas unidirecionais	45

Capítulo 4

Figura 4.1- Forma da bobina de fibra de carbono.....	47
Figura 4.2- Corpo-de prova do fio para ensaio de tração	53
Figura 4.3- Geometria e dimensões do corpo-de-prova da matriz.....	54

Figura 4.4- Plano de corte de uma placa para fabricação de corpos-de-prova	56
Figura 4.5- Geometria e dimensões do corpo-de-prova de tração longitudinal	57
Figura 4.6- Geometria e dimensões do corpo-de-prova de tração transversal.....	57
Figura 4.7- Geometria e dimensões do corpo-de-prova de compressão longitudinal e transversal	57
Figura 4.8- Geometria e dimensões do corpo-de-prova de cisalhamento longitudinal e transversal	58
Figura 4.9- Dispositivo para ensaio de compressão	60
Figura 4.10- Dispositivo para ensaio de cisalhamento	61
Figura 4.11- Desenho ilustrativo do dispositivo empregado para cálculo da densidade hidrostática	63
Figura 4.12- Corte a laser para retirada de amostras para análise no MEV.....	68
Figura 4.13- Desenho ilustrativo de uma máquina de bobinagem de filamentos contínuos	71
Figura 4.14- Microestrutura de um componente fabricado pelo método de bobinamento de filamentos contínuos.....	73
Figura 4.15- Bobinagem circunferencial	73
Figura 4.16- Bobinagem helicoidal.....	74
Figura 4.17- Bobinagem polar.....	75
Figura 4.18- Gráfico de polimerização da matriz	78
Figura 4.19- Ilustração da bobinagem cruzada.....	80
Figura 4.20- Trajetória planificada da bobinagem cruzada.....	81
Figura 4.21- Parâmetros geométricos do método cruzado	81
Figura 4.22- Ilustração da bobinagem por superposição de camadas	83
Figura 4.23- Trajetória planificada da bobinagem por superposição de camadas.....	83
Figura 4.24- Sequência do posicionamento do reforço na fabricação pelo método de bobinamento de filamentos contínuos: a) bobinagem cruzada, b) bobinagem por superposição de camadas.....	85
Figura 4.25- Desenho esquemático da unidade de pressurização	89
Figura 4.26- Diagrama do circuito hidráulico do sistema de pressurização.....	89
Figura 4.27- Dispositivo de ensaio hidrostático	91

Capítulo 5

Figura 5.1- Determinação das frações mássicas do cilindro 10-34 utilizando a curva termogravimétrica	97
Figura 5.2- Determinação das frações mássicas do cilindro 20-25 utilizando a curva termogravimétrica	98
Figura 5.3- Determinação da temperatura de transição vítrea do cilindro 10-34 utilizando o termograma do DSC.....	103
Figura 5.4- - Determinação da temperatura de transição vítrea do cilindro 20-25 utilizando o termograma do DSC.....	104
Figura 5.5- Ilustração da determinação da temperatura de transição vítrea utilizando a curva do DSC	105
Figura 5.6- Micrografia de elétrons secundários do MEV mostrando fibras fraturadas numa amostra do cilindro 10-34	107
Figura 5.7- Micrografia de elétrons secundários do MEV mostrando a adesão das fibras à matriz numa amostra do cilindro 20-37	108
Figura 5.8- Micrografia de elétrons secundários do MEV mostrando impressão das fibras na matriz numa amostra do cilindro 10-36	109
Figura 5.9- Micrografia de elétrons secundários do MEV exibindo fibras com pouca retenção de matriz numa amostra do cilindro 20-26	109
Figura 5.10- Fragmento de um cilindro fabricado pelo método de bobinagem por superposição de camadas	111
Figura 5.11- Aspecto superficial de um cilindro do grupo 10 após o colapso.....	111
Figura 5.12- Aspecto superficial de um cilindro do grupo 20 após o colapso.....	112
Figura 5.13- Ilustração da fratura, após o colapso, de um cilindro fabricado pelo método de bobinagem por superposição de camadas: a) vista frontal, b) vista lateral esquerda e c) vista lateral direita...	113
Figura 5.14- Trincas helicoidais formando abertura de 90° na extremidade de um cilindro do grupo 20.....	114
Figura 5.15- Esquema das fraturas ocorridas nos cilindros após o ensaio	114
Figura 5.16- Microestrutura típica de um cilindro do grupo 10: a) direção longitudinal, b) direção transversal	120

Figura 5.17- Microestrutura típica de um cilindro do grupo 20: a) direção longitudinal, b) direção transversal	121
Figura 5.18- Destaque da "3ª camada" nos cilindros do grupo 10: a) cilindro 10-34, b) cilindro 10-36, c) cilindro 10-41	122
Figura 5.19- Vazio na camada de 25° junto a interface da camada de 90°	124
Figura 5.20- Bolsas de matriz na interface das camadas: a) cilindro do grupo 10, b) cilindro do grupo 20	125
Figura 5.21- Microestrutura dos cilindros próxima às regiões de fratura: a) cilindro do grupo 10, b) cilindro do grupo 20	126
Figura 5.22- Região da entrada de fluido do cilindro 20-34 mostrando a microestrutura sem dano.....	127
Figura 5.23- Região da entrada de fluido do cilindro 20-35 mostrando a microestrutura sem dano.....	127
Figura 5.24- Trincas helicoidais no cilindro 10-34	130
Figura 5.25- Desenho esquemático ilustrando, nas camadas helicoidais, o efeito da tensão transversal na matriz	132
Figura 5.26- Exemplo de falha na matriz, destacando uma trinca na primeira camada bobinada em ângulo	133
Figura 5.27- Efeito do descolamento nos cilindros: a) camada de 25° do cilindro 10-36, b) camada externa de 90° do cilindro 10-39.....	134
Figura 5.28- Ilustração de uma falha interlaminar.....	135
Figura 5.29- Modelo do estado tridimensional de tensões no cilindro.....	136
Figura 5.30- Delaminação entre a camada helicoidal de 25° e a camada circunferencial de 90°, numa amostra do cilindro 10-34	136
Figura 5.31- Impressões (<i>imprints</i>) na interface: a) camada de 90° e 25° do cilindro 10-39, b) camada +25° e -25° do cilindro 10-34.....	134
Figura 5.32- Representação de falha interlaminar.....	139
Figura 5.33- Imagem global da seção do cilindro 20-34 exibindo a delaminação entre as camada	139
Figura 5.34- Ilustração mostrando a formação de cristas (<i>hackles</i>)	140
Figura 5.35- Presença de cristas na microestrutura do cilindro 20-34.....	141
Figura 5.36- Fratura típica por cisalhamento de uma amostra do cilindro 20-37 com diferentes aumentos	142

Figura 5.37- Micrografia do MEV de uma trinca helicoidal do cilindro 10-39: a) inclinação das cristas, b) detalhe da área mostrada em (a)	144
Figura 5.38- Aspecto da trinca longitudinal na camada de matriz que envolve o cilindro	146
Figura 5.39- Aspecto da trinca helicoidal na camada de matriz que envolve o cilindro	146
Figura 5.40- Direção do trincamento numa amostra de matriz	147
Figura 5.41- Fibra fraturada causando trinca na interface fibra/matriz	149
Figura 5.42- Sequência de falha frágil	149
Figura 5.43- Desenho esquemático ilustrando, nas camadas helicoidais, o efeito da tensão transversal nas fibras	150
Figura 5.44- Falha devido a tensões transversais no cilindro 20-34	151
Figura 5.45- Micrografia do cilindro 10-36 destacando alguns modos microscópicos de falha.....	152
Figura 5.46- Imagem global seção transversal do cilindro 20-37 exibindo a delaminação entre as camadas.....	153
Figura 5.47- Formação de blocos de fratura a) camada de 25° do cilindro 10-34, b) camada de 90° do cilindro 10-39.....	154
Figura 5.48- Direção e sentido dos trincamentos na microestrutura de um cilindro fabricado pelo método cruzado	155
Figura 5.49- Trinca interlaminar no cilindro 10-34	156
Figura 5.50- Direção e sentido dos trincamentos macroscópicos nos cilindros	157
Figura 5.51- Extensão das trincas helicoidais.....	158
Figura 5.52- Modelo da sequência de falhas nas camadas circunferenciais.....	161

Apêndice A

Figura A1- Geometria de deformação no plano x-z	173
---	-----

Apêndice B

Figura B1- Equilíbrio de forças em um elemento de reforço de comprimento dx na interface fibra/matriz.....	178
---	-----

LISTA DE TABELAS

CAPÍTULO 4

Tabela 4.1- Propriedades e características da fibra de carbono HT.....	48
Tabela 4.2- Proporções de mistura na formulação da matriz.....	49
Tabela 4.3- Medida de viscosidade inicial.....	50
Tabela 4.4- Tempo de utilização da matriz.....	50
Tabela 4.5- Propriedades dos sistemas polimerizados com 12 h a 60 °C e 12 h a 120 °C.....	51
Tabela 4.6- Proporções de mistura para formação da matriz.....	88

CAPÍTULO 5

Tabela 5.1- Propriedades obtidas nos ensaios de caracterização mecânica.....	95
Tabela 5.2- Densidade e frações volumétricas das placas.....	99
Tabela 5.3- Densidade e frações volumétricas dos cilindros.....	99
Tabela 5.4- Tensão circunferencial de ruptura dos cilindros.....	116
Tabela 5.5- Medida de espessura das camadas.....	128

**DESENVOLVIMENTO, FABRICAÇÃO E ANÁLISE DE FALHA E
FRATURA DE CILINDROS DE FIBRA DE CARBONO COLAPSADOS
POR PRESSÃO INTERNA**

GERSON MARINUCCI

RESUMO

Foi realizado um estudo experimental de modo a avaliar as falhas que são provocadas em cilindros fabricados por bobinamento de filamentos contínuos (*filament winding*) colapsados por pressão interna sob ação de um fluido. Os cilindros foram fabricados empregando-se fibra de carbono e resina epoxi.

Foram fabricados dez cilindros com bobinagem não-simétrica e desbalanceada, divididos em dois grupos de acordo com o método de fabricação empregado. O método proposto neste trabalho, denominado de superposição de camadas, apresenta uma inovação que pode resultar em redução de espessura da estrutura e otimização de projeto, porque cada cobertura do mandril é feita com apenas uma camada de reforço. O segundo método, denominado de bobinagem cruzada, produz cilindros em que cada cobertura do mandril representa duas camadas de reforço.

Comparando-se as tensões de ruptura dos cilindros fabricados pelos dois métodos, os resultados do ensaio hidrostático mostraram praticamente não haver diferença entre ambos, sendo de apenas 3% a menor para os exemplares fabricados pelo método de bobinamento por superposição de camadas. Análise estatística a partir das médias das amostras ensaiadas, foi feita aplicando-se a estatística *t* de Student, que mostrou serem iguais as médias dos resultados de tensão de ruptura para as populações de cilindros.

Foram feitas observações da superfície do material utilizando-se microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Estas observações foram realizadas após a fratura dos cilindros de modo a estudar os mecanismos e os tipos e modos de falha do compósito e determinar também a sequência de falha e direção dos trincamentos. Observou-se detalhes do processo de fratura da

matriz, como descolamentos, trincas, cristas e delaminação. Quanto às fibras, ocorreu falha por tração transversal nas camadas helicoidais e falha por tração longitudinal nas camadas circunferenciais, ocorrendo nestas a formação de blocos de fratura.

Análises por microscopia óptica e por microscopia eletrônica de varredura, revelaram que os mecanismos de falha e os modos e tipos de falha nos cilindros fabricados pelos dois métodos apresentaram grande semelhança, indicando que os métodos não exerceram influência no desempenho estrutural dos cilindros.

Foi feita também uma completa caracterização mecânica da matriz, da fibra de carbono e de compósitos unidirecionais, o que permitiu, mediante análise estrutural, se obter importantes informações sobre o comportamento dos cilindros sob a ação do carregamento hidrostático. Resultados adicionais referentes a análise térmica dos cilindros e das placas de compósito unidirecional foram obtidos. A temperatura de transição vítrea da matriz foi de 92 °C.

As bolsas de matriz presentes no compósito, representam regiões ricas de matriz entre as camadas ou nos cruzamentos das fibras e apresentam forma irregular. Os vazios na forma esférica estão dispersos no interior das camadas e são oriundos da eliminação de produtos voláteis dos componentes da matriz.

Análises microestruturais nas camadas circunferenciais, mostraram que o compósito desenvolvido neste estudo apresenta uma interface fibra/matriz que pode ser qualificada como forte.

**DEVELOPMENT, PRODUCTION AND FAILURE AND FRACTURE
ANALYSIS OF CARBON FIBER CYLINDERS COLAPSED BY INTERNAL
PRESSURE**

**GERSON MARINUCCI
ABSTRACT**

This work presents an experimental study carried out to evaluate the flaws caused in cylinders manufactured by filament winding using carbon fiber and epoxy resin that were collapsed by internal pressure by a fluid.

Ten cylinders were manufactured by non symmetrical and unbalanced winding, in two production methods. The method proposed in this work, denominated overlapping, presents an innovation that may result in reduction of thickness of the structure and project optimization, as each covering of the mandril contains only one reinforcement layer. The second method, denominated interweaving, produces cylinders in a way that each covering of the mandril represents two reinforcement layers.

Comparing the rupture tension between the cylinders manufactured by the two methods, obtained by the hydrostatic tests, it was shown that there were practically no difference between them, being just 3% smaller for the cylinders manufactured by the overlapping method. Statistical analysis of the averages of the samples was done applying statistical *t* of Student, and it showed the same average for the results of rupture tension for the whole populations of cylinders.

Observations of the material surface were made using an optical microscope and a scanning electron microscope (SEM). These observations were made after the fracture of the cylinders, in order to study the mechanisms and the types and modes of failure of the composite and also to determine the failure sequence and cracks direction. Details of the failure process of the matrix, such as debonding, cracks, hackles and delamination were observed. In relation to the failure of the fibers, for traverse tensile this occurred in the helical layers and for

longitudinal tensile in the circumferential layers, resulting, in the last one, the formation of fracture blocks.

Analysis by optical microscope and by scanning electron microscope, showed that the failure mechanisms and types and modes of failure in the cylinders manufactured by the two methods presented great similarities, indicating that the processing methods did not have any influence on the structural performance of the cylinders.

A complete mechanical characterization of the matrix, of the carbon fiber and of the unidirectional composites was also made and it allowed, by means of structural analysis, to obtain important information about the behavior of the cylinders under the action of the hydrostatic load. Results of thermal analysis of the cylinders and the plates of unidirectional composites were obtained. The glass transition temperature of the matrix was found to be 92 °C.

The rich matrix volumes in the composite, represent regions between the layers or in the crossings of the fibers that were found to have irregular form. The voids in the spherical form are dispersed in the layers and they result from the elimination of volatile material in the components of the matrix.

Microstructural analyses on the circumferential layers, showed that the composite developed in this study can be classified as a strong fibre/matrix interface.

INTRODUÇÃO

Ao longo dos séculos a evolução do conhecimento da humanidade esteve intimamente ligada ao aprimoramento e ao desenvolvimento de novos materiais, que permitiram atingir duas das mais importantes etapas do progresso humano: a navegação marítima e a exploração do espaço. Esta evolução contínua, no entanto, tem exigido materiais ainda mais resistentes que seus predecessores e, ao mesmo tempo, mais leves. Ligas de alumínio de alta resistência e aços especiais, como o *maraging*, têm contribuído significativamente para este fim.

Aos profissionais responsáveis pelas tarefas de desenvolvimento do produto, projeto, análise estrutural e processo cabe assimilar o potencial dos materiais a serem selecionados, extraindo deles todas as qualidades e também conhecer suas limitações. Esta compreensão permite escolher corretamente os materiais para um determinado fim, contribuindo assim, para viabilizar o sucesso técnico-comercial do empreendimento para o qual foram destinados.

Neste contexto, os materiais compósitos têm tido participação ativa nas três últimas décadas, especialmente naquelas envolvendo tecnologias de ponta. Com o aprimoramento da química orgânica, desenvolvendo resinas apropriadas para as mais diversas aplicações, e a evolução da qualidade das fibras de vidro, permitiu-se a afirmação dos compósitos poliméricos como materiais de engenharia. Todavia, foi com o surgimento da fibra aramida e da fibra de carbono que este material experimentou seu grande salto tecnológico, servindo a partir de então, com pleno êxito, em projetos arrojados como exige a indústria nuclear [1],

a indústria aeronáutica e aeroespacial [2], veículos de competição e embarcações náuticas [3].

A motivação que levou ao desenvolvimento do presente trabalho empregando compósitos poliméricos de fibra de carbono foi a limitação encontrada na utilização do aço na forma de estruturas cilíndricas, que, em determinadas aplicações, requerem elevada capacidade do material de suportar pressões internas, considerando-se aspectos de resistência mecânica e peso. Em função destas condições, a construção de uma estrutura cilíndrica que atendesse a estes dois principais requisitos exigiu um completo desenvolvimento do material, inclusive por não se dispor de dados que atendessem exigências de projeto e análise estrutural. O processo de fabricação de bobinamento de filamentos contínuos (*filament winding*) também, diferente daquele empregado para fabricação de componentes planos, como placas e painéis ou componentes côncavos ou convexos, como domos; obrigou igualmente a um desenvolvimento para controle de todos os parâmetros de processo.

A principal proposta para o trabalho foi desenvolver e fabricar cilindros de compósito polimérico de fibra de carbono, analisar condições de falha e fratura e investigar os modos e tipos de falha destes cilindros após colapso em ensaios hidrostáticos. Entretanto, a forma construtiva do material exigiu que se conduzisse uma completa caracterização mecânica, como também uma análise térmica, em placas unidirecionais do compósito, para que estes conhecimentos fossem aplicados ao processo e em análises subsequentes, como análise estrutural.

Os cilindros, de acordo com o método utilizado na sua fabricação, foram divididos em dois grupos. O método empregado para fabricação do primeiro grupo é chamado de **cruzado**, enquanto que aquele desenvolvido para a fabricação do segundo grupo, denominado de **bobinamento por superposição de camadas**, é inovador e permite que a orientação de cada uma das camadas que compõem a estrutura do bobinado seja definida em função de critérios da análise de tensões/deformações, possibilitando, inclusive, a construção de uma estrutura híbrida, em que cada camada poderia utilizar um determinado material de reforço, seja ele fibra de carbono, fibra de vidro ou Kevlar.

Neste sentido, os três capítulos iniciais abordam assuntos de importância para uma compreensão do trabalho e são relativos, respectivamente, à determinação das tensões e deformações em cada uma das camadas do bobinado; à interface fibra/matriz, responsável pela transferência do carregamento da matriz para as fibras e aos modos e tipos de falha presentes em laminados unidirecionais. O quarto capítulo aborda a parte tecnológica deste trabalho, envolvendo as matérias-primas, critérios para fabricação e preparação dos corpos-de-prova para a caracterização mecânica, equipamentos e métodos utilizados para a análise térmica e ensaio hidrostático e, sobretudo, as relativas às técnicas de fabricação do cilindro através do processo de bobinamento de filamentos contínuos (*filament winding*). Finalmente, o quinto capítulo contém os resultados obtidos em todas as etapas, desde a caracterização das matérias-primas até a análise microestrutural do compósito após a fratura, com a subsequente conclusão no sexto capítulo.

1.0 MATERIAIS COMPÓSITOS- ANÁLISE MICROMECAÂNICA E MACROMECAÂNICA

Os materiais compósitos poliméricos ou compósitos poliméricos são formados pela associação de uma matriz orgânica e um material de reforço, as fibras, consistindo em materiais de elevadas propriedades mecânicas e baixo peso específico, o que os qualificam para aplicações onde estes dois fatores são de importância significativa para a seleção do material. Portanto, na definição usual, material compósito, ou simplesmente compósito, é o material que apresenta dois ou mais componentes quimicamente diferentes que na escala macroscópica mostra uma interface bem definida separando as partes constituintes que compõem a estrutura do material. A associação destas diferentes "fases" apresenta, quase sempre, melhor desempenho que seus componentes individualmente.

Deste modo, o projeto do material inicia-se com a escolha das matérias-primas constituintes e a qualificação destas, cujas propriedades são importantes para serem aplicadas na análise micromecânica do material. Nesta etapa, o estudo é dirigido principalmente para os elementos que formam o material, ou seja, as fibras e a matriz e o principal objetivo é a determinação das propriedades mecânicas em termos destes elementos constituintes, bem como densidade e proporções relativas de reforço e matriz, sendo estas representadas pelas frações volumétricas. Neste estudo a análise é feita para uma lâmina unidirecional nas direções longitudinal e transversal às fibras, a qual é ilustrada pela figura 1.1.

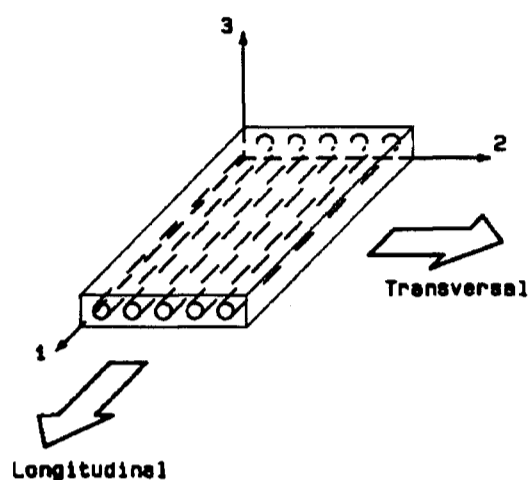


Figura 1.1- Desenho esquemático de uma lâmina unidirecional.

As propriedades elásticas de um compósito unidirecional na direção longitudinal são estudadas adotando-se o modelo de Voigt [4], que assume as deformações da fibra, da matriz e do compósito como sendo as mesmas e conduzindo a formulação da tensão (σ_c) e módulo de elasticidade (E_c) pelas equações (1.1) e (1.2). Estas equações estabelecem o que se denomina de "regra da mistura", indicando que a contribuição da fibra e da matriz em relação às propriedades do composto são proporcionais às frações volumétricas. Convém acrescentar, que a tensão σ_c não representa a resistência do compósito, mas somente as tensões nominais no compósito, fibra e matriz a uma determinada deformação do compósito. O modelo que estabelece a equação (1.1) desconsidera ainda a existência de vazios e defeitos no interior das camadas, imaginando uma situação hipotética que supõe o compósito perfeito.

$$\sigma_{c1} = \sum_{i=1}^n \sigma_i \cdot V_i \quad (1.1)$$

$$E_{c_l} = \sum_{i=1}^n E_i \cdot V_i \quad (1.2)$$

com o subscrito "i" indicando os elementos constituintes do material e "l" a direção longitudinal correspondente à direção do comprimento da fibra.

Um modelo matemático que representa as propriedades na direção transversal de um composto unidirecional pode ser construído baseando-se no modelo de Reuss [5]. Este modelo supõe a tensão nas fibras e na matriz como sendo a mesma o que leva a obter a deformação e módulo de elasticidade como:

$$\varepsilon_{c_t} = \sum_{i=1}^n \varepsilon_i \cdot V_i \quad (1.3)$$

$$E_{c_t} = \frac{1}{\sum_{i=1}^n \frac{1}{E_i} \cdot V_i} \quad (1.4)$$

com o subscrito "i" indicando os elementos constituintes do material e "t" a direção transversal ao comprimento (eixo) das fibras.

Um estudo da lâmina, ou camada, unidade básica da formação do material, em que se considera as interações entre os elementos constituintes do composto, como a interface fibra/matriz, é dado pela análise macromecânica. Nesta abordagem deixa-se de considerar o comportamento ideal do material, em que as tensões nas fibras e na matriz atuam nas mesmas individualmente, como

supunha a análise micromecânica, mas sim agindo no compósito como um material homogêneo.

Uma peça ou um componente fabricado de compósito polimérico é formado pela sobreposição de lâminas, recebendo a denominação de laminado, e as propriedades deste podem ser antecipadas quando se conhece as propriedades de cada uma das lâminas que o constitui. Portanto, para se analisar ou projetar um laminado se requer um completo conhecimento do comportamento da lâmina.

A lei de Hooke generalizada, $\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl}$, em vista da redução do número de constantes [6] [7] [8], pode ser escrita na notação conforme as expressões abaixo:

$$\sigma_i = C_{ij} \cdot \varepsilon_j \quad (1.5)$$

e

$$\varepsilon_i = S_{ij} \cdot \sigma_j \quad (1.6)$$

sendo σ_i, σ_j componentes da tensão; $\varepsilon_i, \varepsilon_j$ componentes da deformação;

C_{ij} a matriz de rigidez e S_{ij} a matriz de flexibilidade.

Para situações onde a espessura do material é bem menor em relação às outras duas dimensões, que aliás é o que apresenta a maioria dos trabalhos

desenvolvidos com compósitos, o estudo é feito para uma lâmina considerando estado plano de tensão, implicando que:

$$\sigma_3 = \sigma_4 = \sigma_5 = 0 \quad (1.7)$$

de modo que as matrizes de rigidez e flexibilidade podem ser apresentadas, respectivamente, da seguinte forma:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (1.8)$$

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (1.9)$$

sendo os elementos das matrizes de rigidez e de flexibilidade formados pelas propriedades mecânicas de compósitos unidirecionais, que são obtidas através de ensaios mecânicos.

Foi salientado que um laminado é formado pela justaposição sucessiva de várias lâminas obedecendo orientações pré-estabelecidas. As propriedades mecânicas destas lâminas quase sempre fornecem valores tomando-se como referência as direções principais das mesmas, denominadas de 1-2, conforme indicado pela figura 1.2. Assim, ao definir-se um sistema global X-Y para o

laminado, tem-se as várias lâminas formando um ângulo α com estas direções, tornando interessante conhecer as propriedades de cada lâmina, como também as propriedades do laminado, em relação aos eixos globais X-Y. As lâminas posicionadas segundo um ângulo α em relação aos eixos globais normalmente são denominadas de *off-axis*.

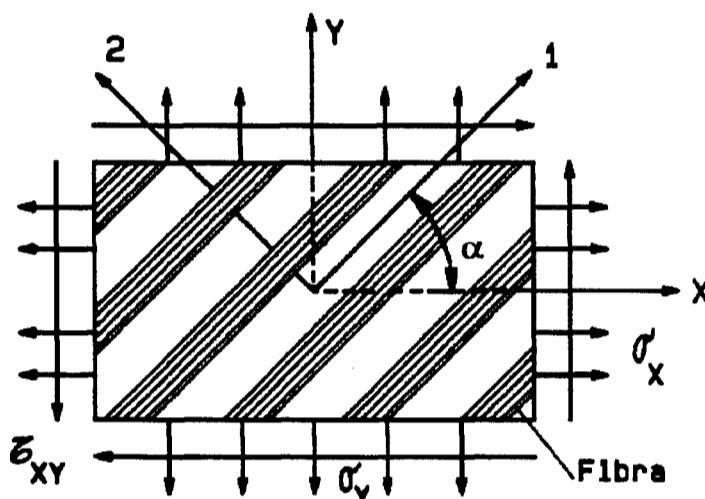


Figura 1.2- Representação de uma lâmina ortotrópica com os eixos principais 1-2 orientados de um ângulo α com relação aos eixos globais X-Y.

As relações que expressam as tensões e as deformações nas coordenadas X-Y, em termos das tensões e das deformações nas coordenadas 1-2 [8] [9], são representadas respectivamente pelas equações (1.10) e (1.11), sendo a matriz de transformação [T] dada por (1.12).

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = [T]^{-1} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (1.10)$$

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_{xy} \end{bmatrix} = [T]^{-1} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (1.11)$$

$$[T] = \begin{bmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & 2 \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & -2 \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha \\ -\sin \alpha \cdot \cos \alpha & \sin \alpha \cdot \cos \alpha & \cos^2 \alpha - \sin^2 \alpha \end{bmatrix} \quad (1.12)$$

Manipulando-se (1.8) e (1.10) e posteriormente a equação (1.11) de maneira inversa, ou seja, $[\varepsilon]_{1-2} = [T][\varepsilon]_{x-y}$ obtém-se:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = [T]^{-1} [C][T] \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.13)$$

ou ainda, na notação de engenharia como:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = [\bar{C}] \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \frac{1}{2} \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.14)$$

sendo $[\bar{C}] = [T]^{-1} [C][T]$ denominada de "matriz de rigidez reduzida transformada". Portanto, para o estudo de uma lâmina, a equação (1.14) possibilita obter no sistema global X-Y as tensões σ_x, σ_y e τ_{xy} em função das

deformações $\varepsilon_x, \varepsilon_y$ e γ_{xy} , cujo material de reforço esteja orientado na direções principais 1-2.

Como destacado anteriormente, o comportamento mecânico do compósito é regido pelas propriedades constituintes de cada uma de suas lâminas. No estudo macromecânico do laminado [6] [7] [10] são desenvolvidas as equações para se obter as tensões e as deformações em qualquer uma das camadas que o compõe, quando submetido a esforços que produzem deslocamentos e curvaturas no plano médio do laminado, ilustrados na figura A.1 do apêndice A, que apresenta o desenvolvimento para se obter a equação (1.15).

Admitindo que o laminado sofra pequenas deformações, é possível expressar as deformações de cada camada por:

$$[\varepsilon] = [\varepsilon^0] + z[k] \quad (1.15)$$

sendo que $[\varepsilon]$ representa as deformações de cada camada, $[\varepsilon^0]$ e $[k]$ respectivamente, deformações do plano médio e as curvaturas do laminado e Z distância da camada à linha neutra do laminado. Deste modo, as tensões em qualquer lâmina no sistema global X-Y, por exemplo, a k-ésima, podem ser obtidas

substituindo-se a equação (1.15) em $[\sigma] = [\bar{C}][\varepsilon]$, obtendo-se:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} \bar{C}_{11} & \bar{C}_{12} & \bar{C}_{16} \\ \bar{C}_{12} & \bar{C}_{22} & \bar{C}_{26} \\ \bar{C}_{16} & \bar{C}_{26} & \bar{C}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix}_k + z \begin{bmatrix} \bar{C}_{11} & \bar{C}_{12} & \bar{C}_{16} \\ \bar{C}_{12} & \bar{C}_{22} & \bar{C}_{26} \\ \bar{C}_{16} & \bar{C}_{26} & \bar{C}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.16)$$

ou

$$[\sigma]_k = [\bar{C}]_k [\varepsilon^0] + z [\bar{C}]_k [k] \quad (1.17)$$

As equações constitutivas do laminado podem ser obtidas relacionando-se o carregamento, pela ação das forças (N) e momentos (M) resultantes que agem no laminado, com as deformações do plano médio (ε^0) e as curvaturas (k). Estas colocadas na forma condensada podem ser escritas como:

$$[N] = [A][\varepsilon^0] + [B][k] \quad (1.18)$$

e

$$[M] = [B][\varepsilon^0] + [D][k] \quad (1.19)$$

sendo [A], [B] e [D] matrizes denominadas, respectivamente, "matriz de rigidez extensional", "matriz de acoplamento" e "matriz de rigidez de flexão".

Para que se possa então determinar as deformações e tensões em cada uma das camadas do laminado, através das equações 1.15 e 1.16, há necessidade de se obter as deformações (ε^0) no plano médio e as curvaturas (k) das equações (1.18) e (1.19). Para isto, manipulando-se convenientemente estas equações tem-se a equação (1.20), denominada "equação constitutiva invertida",

que permitirá, portanto, determinar as tensões e deformações em cada uma das camadas do compósito no sistema global.

$$\begin{bmatrix} \varepsilon^0 \\ k \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A' & B' \\ B' & D' \end{bmatrix} \begin{bmatrix} N \\ M \end{bmatrix} \quad (1.20)$$

sendo A', B' e D' matrizes inversas respectivamente das matrizes A, B e D.

Um estudo subsequente que se segue à análise de tensões e deformações nos compósitos poliméricos é a análise de falhas, que permite orientar a construção do compósito através da correta seleção das matérias-primas e estabelecendo, ao mesmo tempo, a orientação adequada do reforço em cada uma das camadas. Há dois critérios que são aplicados neste estudo. No primeiro [7] [11], a análise de tensões e deformações é feita camada a camada pela inversão das equações (1.10) e (1.11), permitindo prognosticar a carga que eventualmente poderia provocar a falha de uma delas. No segundo [12], o compósito é considerado homogêneo, o que não leva em conta a sua formação em camadas. Assim, a falha é analisada no material como um todo e a distribuição de tensões em cada uma das camadas é desconsiderada.

Portanto, a análise de falhas pode ser empregada dependendo da consideração que se faça em relação à construção do compósito. No presente trabalho empregou-se o primeiro critério, ou seja, aquele em que a análise de falha é aplicada no compósito camada a camada.

2.0 INTERFACE FIBRA/MATRIZ

2.1 Introdução

A interface fibra/matriz comporta-se como um importante elo de ligação entre os materiais constituintes da estrutura dos compósitos poliméricos, pois transmite os esforços do carregamento da matriz para o reforço, no caso as fibras de carbono, e pode ser definida como a região que está próxima à superfície das fibras e adjacente à matriz que envolve as mesmas. Considerando a diferença significativa nas propriedades elásticas das matérias-primas do compósito, caberá a interface compatibilizá-las. Como exemplo, vale citar que o módulo de elasticidade da matriz utilizada na presente tese é de 4 GPa, enquanto que o da fibra de carbono de alta resistência mecânica é 230 GPa.

O conhecimento das propriedades da interface, que são específicas para cada sistema fibra/matriz, é essencial para conduzir a um entendimento das propriedades físicas e mecânicas dos materiais compósitos, sendo um dos fatores mais importantes na resistência à fratura do material. Os resultados obtidos nesta análise são importantes para avaliar o comportamento mecânico do laminado.

Uma interface denominada fraca caracteriza materiais compósitos que apresentam relativamente baixa resistência, mas elevada capacidade em resistir à fratura, enquanto que aqueles com uma interface resistente (forte) apresentam resistência elevada sendo, entretanto, bastante frágeis, com baixa tenacidade à

fratura e, quase sempre, apresentando falhas catastróficas pela propagação de trincas [13] [14].

2.2 Avaliação da interface fibra/matriz

Apesar da importância que representa o estudo e avaliação da interface fibra/matriz nos materiais compósitos, não há um método normalizado que permita obter a resistência deste acoplamento quanto à adesão. Isto se deve às dificuldades nas avaliações dos ensaios, resultantes talvez da questão de se estabelecer na prática se a falha ocorre ou não na interface. Há, no entanto, três possibilidades ou modos de falha [13] que podem auxiliar a análise desta questão:

- falha adesiva entre as matérias-primas constituintes, provocando fratura na região que poderia ser delimitada pela interface,
- falha coesiva, resultando em fratura da resina junto à interface,
- falha coesiva, resultando em fratura da fibra junto à interface,

lembrando que a resistência do acoplamento da fibra à matriz é garantida por ação mecânica e química, sendo, esta última, resultante da afinidade entre grupos orgânicos presentes na matriz e na fibra devido aos tratamentos oxidativos ou eletroquímicos, denominados *finish*, que introduzem grupos funcionais na superfície da fibra de carbono.

Uma análise qualitativa e quantitativa da influência do *finish* na adesão da fibra à matriz é obtida pelo ensaio ilustrado na figura 2.1 [15]. Neste ensaio, um disco de resina é polimerizado tendo no centro fibra de vidro com diâmetro de 4 mm. Os resultados de torção do disco determinarão a resistência da adesão

mediante vários tratamentos superficiais na fibra. Quanto a este tratamento que é dado na fibra, há concordância de que ele contribui para elevar a resistência da interface, no entanto, o efeito de contração que a matriz sofre durante o processo de resfriamento no ciclo de polimerização, comparada àquela experimentada pelo reforço, já seria suficiente para assegurar uma interação fibra/resina devido às forças de fricção. O que ocorre, no entanto, é que com o desenvolvimento alcançado na fabricação das fibras de vidro, carbono e aramida, tornando a superfície das mesmas receptivas a ligações químicas com a matriz, os dois fatores (*finish* e fricção) contribuem para um eficiente acoplamento entre as duas matérias-primas, produzindo um aumento da resistência do composto nas regiões intralaminares. Portanto, os tratamentos superficiais permitem que sejam produzidas fortes ligações químicas entre os grupos reativos presentes na matriz e nas fibras.

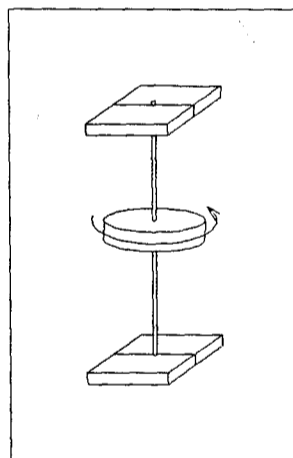


Figura 2.1- Avaliação da resistência da interface no ensaio de torção [15].

Os métodos experimentais para determinar a resistência quanto à adesão envolvem testes empregando-se fios unidirecionais [16] [17], lâminas

bidirecionais [18], bem como testes dinâmicos [19], sendo que, nestes últimos, a resistência à tração σ_{tb} (resistência adesiva à tração) é obtida pela associação com a energia dissipada em corpos de prova submetidos a determinados níveis de vibração. Dois testes para avaliar a ligação fibra/matriz ou resistência adesiva empregando-se fio são apresentados respectivamente nas figuras 2.2 e 2.3.

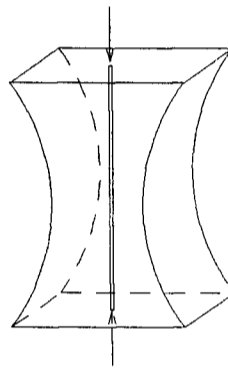


Figura 2.2- Corpo-de-prova de resina contendo um fio de reforço para determinação da resistência adesiva à tração [17].

No teste correspondente à figura 2.2 [17], um corpo-de-prova de resina com redução adequada na seção transversal, contendo no seu interior um filamento de reforço na direção longitudinal, sofre compressão na direção do seu eixo longitudinal. Quando é aplicada a compressão no corpo-de-prova de resina contendo o filamento, surgem tensões de tração na região de estreitamento em direções normais ao reforço, resultantes dos diferentes coeficientes de Poisson da fibra e da resina. Esta tensão determina a resistência adesiva à tração (σ_{tb}) e pode ser obtida pela equação que segue [13] [20] :

$$\sigma_{tb} = \frac{\sigma_c(\nu_m - \nu_f) \cdot E_f}{(1 + \nu_m)E_f + (1 - \nu_f - 2\nu_f^2)E_m} \quad (2.1)$$

sendo ν_m e ν_f os coeficientes de Poisson da matriz e da fibra, respectivamente, σ_c a tensão de compressão obtida na região de menor área do corpo-de-prova na qual a primeira observação de descolamento é detectada e E_m e E_f os módulos de elasticidade da matriz e da resina respectivamente.

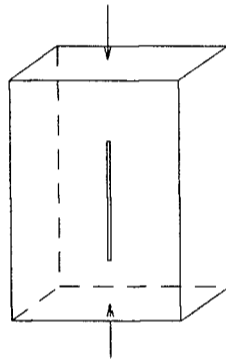


Figura 2.3- Corpo-de-prova de resina contendo um filamento do reforço para determinação da resistência adesiva ao cisalhamento [17].

No segundo ensaio [17], mostrado na figura 2.3, utiliza-se igualmente um corpo-de-prova de resina, porém de faces paralelas contendo também em seu interior um filamento de reforço alinhado com o eixo longitudinal do corpo-de-prova. Quando aplicada a compressão na direção do eixo da fibra, surgem tensões de cisalhamento nas extremidades desta devido às diferentes propriedades elásticas dos dois materiais. Está estabelecido que a resistência adesiva ao cisalhamento (τ_{sb}), que exprime a capacidade do compósito de resistir ao cisalhamento, considerando somente as forças resultantes da ligação

química na interface entre a fibra e a matriz, é obtida pela tensão de compressão (σ_c) na qual a primeira observação de descolamento é detectada, que é dada por [20]:

$$\tau_{sb} \cong 2,5 \cdot \sigma_c \quad (2.2)$$

Portanto, a resistência adesiva à tração e a resistência adesiva ao cisalhamento são medidas do grau de adesão entre a matriz polimérica e o reforço, justificando assim análises cuidadosas nos ensaios de avaliação, pois o surgimento de falhas na interface pode conduzir o material a uma fratura prematura. Também o efeito de uma colagem eficiente se traduz no comprimento crítico ℓ_c da fibra quando fraturada, assunto que será tratado adiante, pois uma queda de 30% na adesão implica num aumento significativo deste comprimento [21].

2.3 Mecanismo de transferência de carga

Quando um elemento do reforço (fibra) de comprimento ℓ é tracionado na direção longitudinal, devido à ligação que há entre a fibra e a matriz ocorrem distorções nesta última decorrentes das diferenças acentuadas das propriedades mecânicas entre estes materiais, conforme ilustrado pelo modelo representado na figura 2.4.a [22] e cuja representação bidimensional, para uma escolha de $E_f/E_m=40$, está apresentada na figura 2.4.b [21]. Tal fato provoca, a nível microscópico, deslocamentos axiais desiguais, implicando, sobretudo, em deformações cisalhantes que são produzidas nos planos paralelos aos eixos dos elementos de reforço, embora a nível macroscópico o conjugado seja deformado

homogeneamente. Estas deformações cisalhantes são os meios pelos quais a carga aplicada ao material compósito é distribuída da matriz para o elemento de reforço [23]. Portanto, salientando mais uma vez a importância da interface, uma ancoragem mecânica e uma ligação química devem ser proporcionadas a cada ponto ao longo da interface fibra/matriz para que as forças longitudinais atuantes no material possam ser transferidas adequadamente para os reforços [24] e esta capacidade da interface na transferência de carga é melhor indicada pela resistência ao cisalhamento interfacial (τ_{IFSS}).

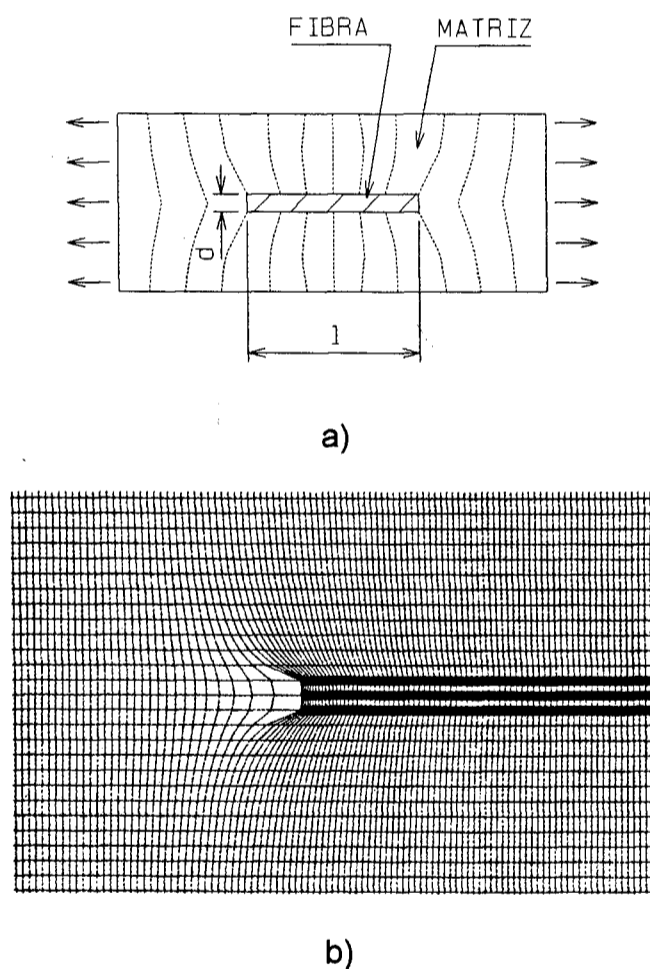


Figura 2.4- Distorção na matriz pela presença da fibra: a) representação do modelo [22], b) representação bidirecional do modelo para $E_f/E_m=40$ [21].

Na análise teórica do estudo da interface de modo a contribuir para se obter soluções em modelos analíticos, Hull [13] coloca as seguintes hipóteses:

- a matriz e a fibra apresentam comportamento elástico.
- a interface apresenta espessura infinitesimal.
- a adesão entre a fibra e a matriz é perfeita, não devendo haver nenhuma descontinuidade através da interface.
- as fibras estão dispostas segundo um arranjo regular, conforme mostrado na figura 2.5.

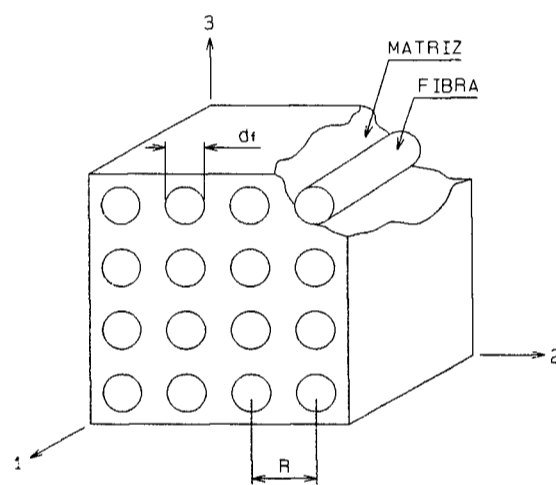


Figura 2.5- Modelo do arranjo geométrico [13].

A técnica comumente adotada para análise da interface é a denominada de fragmentação [25] [26] [27], que submete à tração um único fio do reforço que é envolvido por uma matriz dúctil. À medida que a tensão máxima, transferida ao fio pela tensão cisalhante, atinge a resistência à tração do mesmo, este parte-se em pequenos fragmentos até que seja alcançado um comprimento mínimo, abaixo do qual não se verifica mais a sua fratura. De acordo com Kelly & Tyson [28], a máxima capacidade do sistema matriz-interface-fibra de transferir tensões, representada pela resistência ao cisalhamento interfacial (τ_{IFSS}) e indicada na

equação (2.3), está relacionada a este comprimento mínimo, denominado de comprimento crítico l_c .

$$\tau_{IFSS} = \frac{r_f \sigma_{f_u}}{l_c} \quad (2.3)$$

sendo r_f o raio da fibra, σ_{f_u} a tensão de ruptura da fibra correspondente ao comprimento crítico l_c . Em termos da *razão de forma crítica* (razão mínima comprimento/diâmetro necessária para realizar-se a transferência de carga), dado pela relação $\frac{l_c}{d}$, tem-se a equação (2.3) como:

$$\frac{l_c}{d} = \frac{\sigma_{f_u}}{2\tau_{IFSS}} \quad (2.4)$$

onde o parâmetro "d" representa o diâmetro do fio.

A equação apresentada por Kelly & Tyson estabelece, portanto, a máxima transferência de carga da matriz para a fibra, obtendo-se da mesma a resistência ao cisalhante interfacial, que é determinada como o máximo valor da tensão cisalhante interfacial (τ_i) obtida no balanço de forças na interface [29]. Porém, quando a matriz está no estado elástico, com a ligação fibra/matriz permanecendo sem dano e o fio ainda não tendo atingido o comprimento crítico l_c a tensão cisalhante permanece como função do comprimento do fio [30], de modo que tensões na fibra e na interface variam em função do comprimento l do fio.

Um modelo que possibilita obter a variação da tensão normal (σ_f), que atua na fibra, e a da tensão cisalhante (τ_i), atuante na interface, é ilustrado na figura 2.6 e o desenvolvimento analítico para obter estas tensões, apresentado no apêndice B, é feito a partir da equação 2.5, que segue as expressões apresentadas nos trabalhos de H. L. Cox [31] e K. K. Chawla [23]. O modelo da figura 2.6 pode ser imaginado no momento em que um fio contínuo sofre fratura e se rompe em elementos de vários comprimentos ou para componentes fabricados empregando-se fibras curtas, como nos processos de injeção ou moldagem a quente. Em ambos os casos, e especialmente no primeiro, após a fratura inicial surgem nas extremidades da fibra fragmentada tensões cisalhantes junto à interface. Esta fibra continuará recebendo a ação da carga (recarregada) podendo então ocorrer uma nova fratura. Admitindo que tal processo continue evoluindo, um comprimento crítico l_c será atingido impossibilitando que, a partir de dimensões inferiores a esta, a fibra seja convenientemente carregada, impedindo assim que se alcance seu limite de resistência mecânica e, como consequência, não sofrendo mais fragmentações. Na figura 2.7 [32] é feita uma representação desta situação.

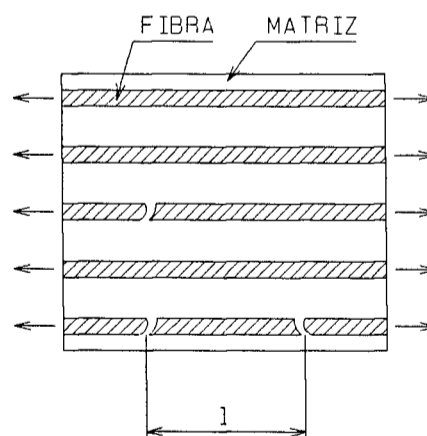


Figura 2.6- Representação da fratura numa fibra contínua.

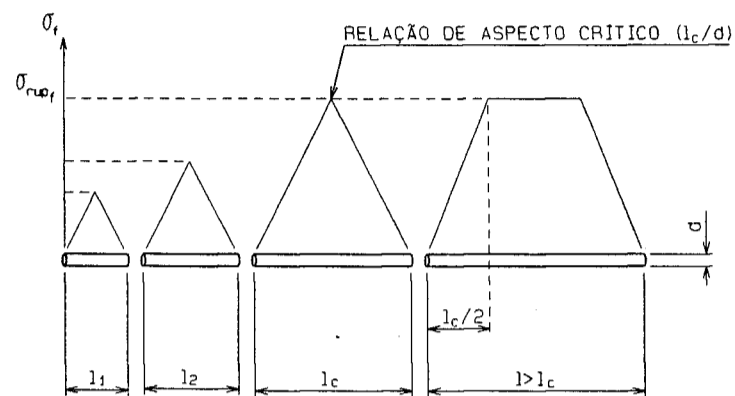


Figura 2.7- Variação da tensão σ_f para diferentes comprimentos de fibra.

Conforme assinalado anteriormente, há a ocorrência de deslocamentos axiais desiguais junto à superfície da fibra e é por meio deste comportamento físico que ocorre a transferência da carga que atua na matriz para o elemento de reforço, a fibra. Tal comportamento pode ser descrito analiticamente supondo-se que:

$$\frac{dP}{dx} = H(u - v) \quad (2.5)$$

em que P é a carga que atua numa fibra, dx o elemento infinitesimal da fibra de comprimento l , u o deslocamento junto à fibra e v o deslocamento junto à matriz, sendo H uma constante que depende do módulo de cisalhamento da matriz (G_m), do diâmetro da fibra e do arranjo geométrico, que estabelece a distância R de centro a centro entre duas fibras [23] [31], conforme indicado na figura 2.5.

Do desenvolvimento da equação (2.5), no apêndice B, obtém-se a tensão normal na fibra que é dada por:

$$\sigma_f(x) = E_f \varepsilon_m \left[1 - \frac{\cosh \beta \left(\frac{\ell}{2} - x \right)}{\cosh \beta \frac{\ell}{2}} \right] \quad \text{para } 0 \leq x \leq \ell/2 \quad (2.6)$$

Considerando as forças cisalhantes e de tração que atuam no elemento de comprimento dx , da figura 2.8, indicadas, respectivamente, pelas equações (2.7) e (2.8) e o equilíbrio das mesmas pela equação (2.9), tem-se a tensão de cisalhamento ao longo da interface pela equação (2.10).

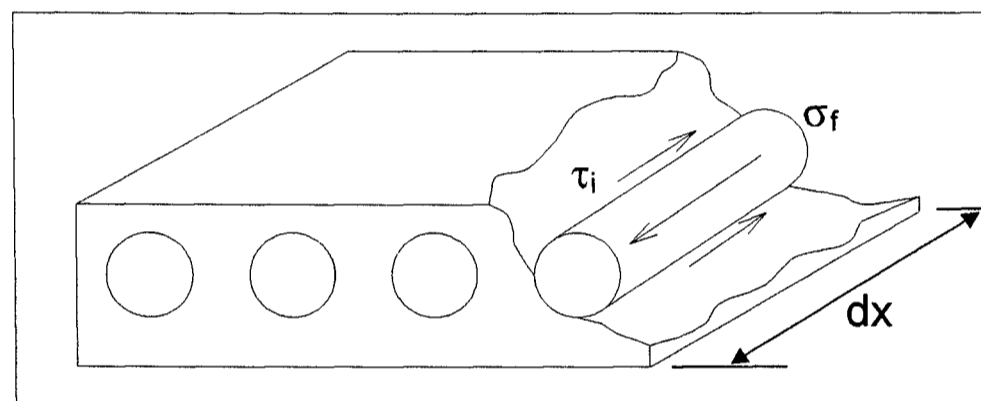


Figura 2.8- Equilíbrio de forças em um elemento de reforço de comprimento dx na interface fibra/matriz.

$$\frac{dP}{dx} dx = (2\pi r_f \cdot dx) \tau_i \quad (2.7)$$

$$\frac{dP}{dx} = \pi r_f^2 \frac{d\sigma_f}{dx} \quad (2.8)$$

$$\left(\pi r_f^2 \frac{d\sigma_f}{dx} \right) \cdot dx = 2\pi r_f \cdot dx \cdot \tau_i \quad (2.9)$$

ou ainda

$$\tau_i(x) = \frac{r_f}{2} \frac{d\sigma_f}{dx} \quad (2.10)$$

Substituindo a equação (2.6) em (2.10) tem-se a tensão de cisalhamento na interface de forma mais completa, que é indicada pela equação (2.11).

$$\tau_i(x) = \frac{E_f r_f \epsilon_m \beta}{2} \left[\frac{\sinh \beta \left(\frac{\ell}{2} - x \right)}{\cosh \beta \frac{\ell}{2}} \right] \quad \text{para } 0 \leq x \leq \ell/2 \quad (2.11)$$

A distribuição das tensões (σ_f) na fibra e (τ_i) na interface é mostrada no gráfico ilustrado pela figura 2.9. Nesta figura, observa-se que, nas regiões próximas às extremidades do elemento de reforço de comprimento ℓ , a carga P não é integralmente recebida pela fibra, produzindo uma tensão de tração acentuadamente mais baixa do que a produzida para comprimentos $\ell > \ell_c$, assinalada no gráfico por σ_f , e que nestas regiões a tensão cisalhante atinge um valor elevado que no mesmo gráfico é indicada por τ_i . Um estudo fotoelástico das tensões cisalhantes na interface associadas aos mecanismos de transferência de carga foi elaborado por Tyson & Davies [33] e os resultados experimentais realizados pelos autores ressaltaram a existência de elevadas tensões cisalhantes junto à extremidade da fibra, conforme ilustrado pela figura 2.10.

Portanto, a importância no estudo da interface fibra-matriz está relacionada a garantia de que a carga aplicada ao compósito seja convenientemente transferida ao elemento de reforço, de modo que o material suporte as tensões previstas em projeto e a decorrente determinação das

tensões de tração na fibra e de cisalhamento na interface, para que as mesmas não sejam nucleadoras de microtrincas, que poderão provocar falhas e, dependendo da evolução, até mesmo a fratura do material.

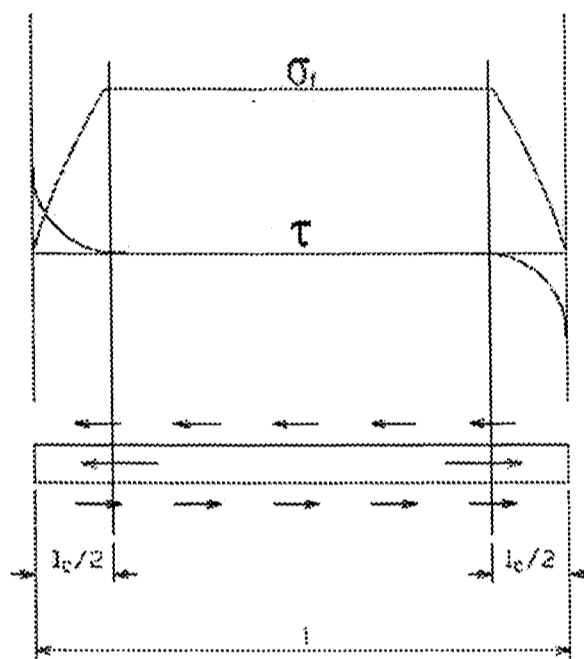


Figura 2.9- Variação da tensão de tração (σ_f) na fibra e a tensão cisalhante (τ_i) na interface para uma fibra de comprimento l .

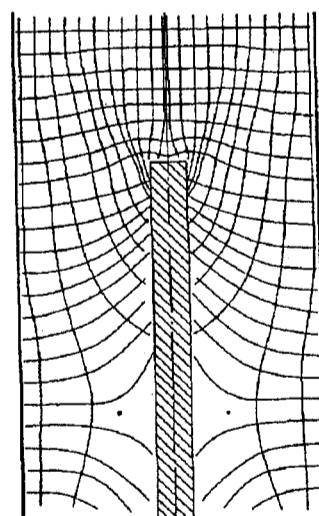


Figura 2.10- Concentração de tensão nas extremidades de uma fibra fraturada [33].

3.0 FALHA E FRATURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS POLIMÉRICOS

3.1 Introdução

Com a evolução da tecnologia, os compósitos poliméricos têm sido escolhidos para aplicações antes reservadas aos metais. No entanto, vantagens como resistência mecânica, rigidez e baixo peso específico podem ficar comprometidas quando se emprega na formação do material fibras e resinas que apresentam pouca ductilidade, levando o mesmo a apresentar baixa tenacidade à fratura, que poderia ser definida simplesmente como a resistência que o material deve exibir à propagação de trincas. Este comportamento torna-o sensível à presença de trincas e entalhes, podendo conduzir à fratura frágil, implicando, deste modo, que durante a utilização do material pouca ou quase nenhuma deformação plástica poderia ocorrer. Portanto, uma combinação de propriedades deve existir para que haja um aumento da tenacidade, quando necessário, garantindo ao mesmo tempo que a resistência seja mantida a níveis exigidos pela aplicação que se dará ao compósito.

Também destaca-se que as vantagens apresentadas, como elevada relação resistência mecânica-peso específico e módulo de elasticidade-peso específico, além da própria facilidade de o material poder ser desenvolvido de acordo com a aplicação final, resultam em estruturas e propriedades muito dependentes da correta seleção das matérias-primas; da análise estrutural, que deve levar em consideração aspectos tais como carga, condições de uso e exposição às condições do meio ambiente; do processo, especificamente com

relação à orientação, sequência de posicionamento das camadas (*stacking sequence*) e polimerização da matriz. Devido ao material compósito apresentar tais particularidades, além da própria anisotropia que o caracteriza, o estudo de falha e fratura torna-se mais complexo comparado aos metais, sendo esta atividade conduzida há pouco mais de duas décadas, tornando esta área de intenso progresso e inovações onde os procedimentos empregados sofrem mudanças à medida que as experiências e o aprendizado aumentam em decorrência da maior utilização do material.

Este capítulo apresentará os mecanismos e os modos básicos de falha exibidos pelos compósitos poliméricos com reforço contínuo quando submetidos a esforços de tração, compressão e cisalhamento, nas direções longitudinal e transversal à fibra, devido a estes terem importância predominante no comportamento estrutural do material.

3.2 Mecanismos de falha

Ao contrário de análises considerando isotropia, as tensões na ponta de uma trinca no material compósito dependem das propriedades elásticas do mesmo e da orientação da trinca em relação aos eixos de simetria do material.

Considere-se um compósito no qual as fibras estejam alinhadas paralelas à direção de atuação do carregamento e que perpendicularmente às mesmas haja um pequeno entalhe. Com o aumento das tensões geradas pela solicitação mecânica poderá ocorrer neste local uma concentração de tensão que faz surgir

uma microtrinca e ao mesmo tempo podendo provocar sua propagação [34]. No modelo da figura 3.1 pode ser observado que quando a microtrinca atinge às fibras, que estão alinhadas com a direção de atuação do carregamento e posicionadas perpendicularmente à microtrinca, a tensão σ_1 tende a causar fratura da fibra por tração, a tensão σ_2 a provocar o efeito de descolamento e a tensão τ a induzir a falha por cisalhamento na interface [13] [35].

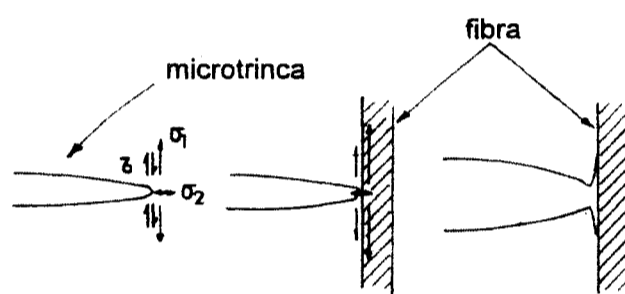


Figura 3.1- Modelo de propagação de uma microtrinca num compósito [34].

A microtrinca imaginada pelo modelo da figura anterior, na prática poderia ser oriunda da presença de discontinuidades na matriz ou da decorrência de imperfeições no compósito durante o processo de fabricação. Na primeira hipótese, esta possibilidade existe decorrente da formação de vazios durante a polimerização da matriz, presença de material orgânico devido ao manuseio e estocagem ou existência de material particulado, como pó. A hipótese atribuída ao processo de fabricação considera que o compósito pode apresentar localizadamente regiões com níveis anormais de fração volumétrica, que da mesma forma contribuiria para provocar pontos de início de microtrincas.

No capítulo precedente, foi descrito o processo pelo qual as fibras recebem o carregamento que atua no material. Desta forma, a presença de uma trinca na matriz, conforme idealiza o modelo mostrado no parágrafo anterior, pode provocar localmente uma elevação acentuada da tensão de cisalhamento durante o processo de transferência de carga, que seria suficiente para romper a ligação que há entre a fibra e a matriz. Com o aumento do carregamento esta trinca se propagaria pela região da interface envolvendo a fibra, caracterizando assim o descolamento.

No entanto, uma transferência de carga para a fibra, embora menor, ainda continua possível em razão das forças de atrito (fricção) que estão associadas à tensão de compressão radial que surge devido à contração da matriz durante o processo de polimerização e ao efeito atribuído aos diferentes coeficientes de dilatação térmico dos dois materiais que ocorre durante a etapa de resfriamento. Estas forças produzem uma tensão não-uniforme ao longo da fibra descolada permitindo que ela frature fora do plano onde ocorre a fratura da matriz. Este processo é denominado de arrancamento (*pull-out*). A figura 3.2 [34] mostra de forma esquemática a fratura do compósito à frente da trinca, destacando os mecanismos de descolamento e arrancamento, enquanto que a figura 3.3 [13] ilustra o aspecto da superfície da fibra fraturada com a presença dos dois fenômenos apresentados comparados a uma fratura planar.

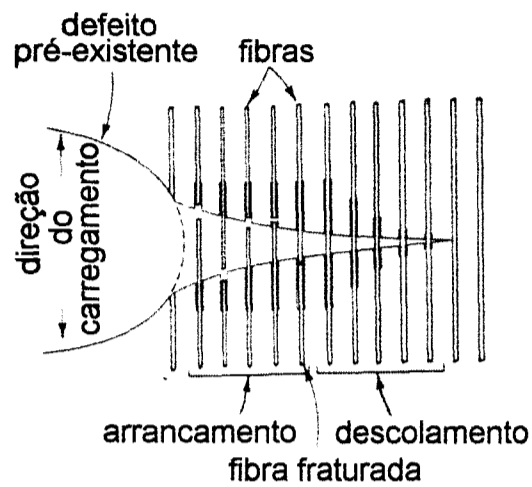


Figura 3.2- Efeitos de descolamento e arrancamento da fibra à frente de uma trinca [34].

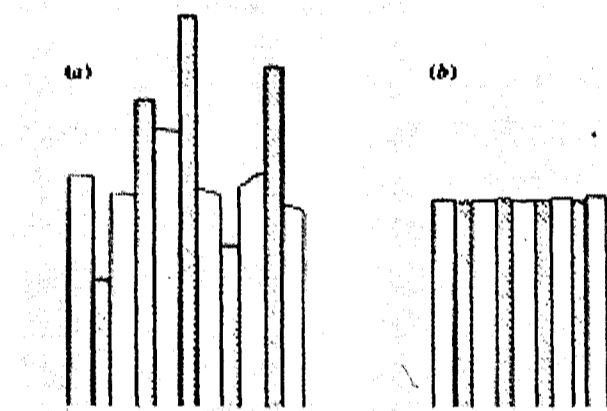


Figura 3.3- Representação da superfície de fratura [13]: a) fibra fraturada devido aos efeitos de descolamento e arrancamento, b) fratura planar.

Outro importante mecanismo de falha presente nos materiais compósitos, a delaminação, é o que ocorre entre as camadas adjacentes de um laminado devido à propagação de uma trinca na interface entre as camadas (*interlaminar cracking*), causando, como principal característica, a separação entre várias camadas do compósito e obrigando, no aspecto microestrutural, a uma redistribuição das forças nas camadas vizinhas que permanecem ainda sem dano.

3.3 Tipos e modos de falha

Nos compósitos poliméricos que apresentam reforço na forma de filamentos contínuos, exemplo característico do material adotado neste trabalho, a falha pode ser dividida em três tipos básicos: interlaminar, intralaminar e translaminar [36], as quais são ilustradas esquematicamente na figura 3.4. Esta classificação, como na terminologia adotada para os metais para descrever fratura intergranular e transgranular, mostra o plano de fratura em relação aos constituintes microestruturais do material.

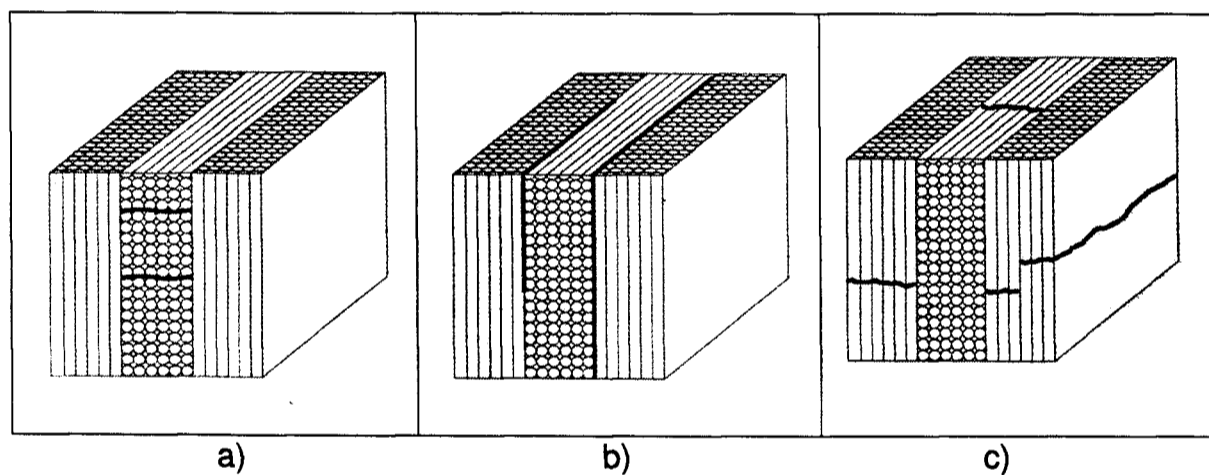


Figura 3.4- Tipos de falha nos compósitos poliméricos: a) intralaminar
b) interlaminar, c) translaminar [36].

Falhas intralaminares são aquelas localizadas internamente às camadas, enquanto que falhas interlaminares ocorrem em planos paralelos aos das camadas e seus mecanismos de falha e aparência tendem a ser dominados por fratura da matriz e separação da fibra da matriz, causando uma das falhas mais presentes nos compósitos, a delaminação. Falhas translaminares são orientadas

transversalmente ao plano do laminado e quando ocorridas por tração exibem uma topografia desigual, tornando a análise fraturográfica bastante complicada. Neste caso, o aspecto dominante é a presença de fibras quebradas.

A falha para os tipos interlaminar e translaminar pode ocorrer segundo três modos: modo I, modo II e modo III. Entretanto, atenção deve ser dada à orientação do reforço na camada, pois, para uma mesma condição de tensão, podem ocorrer trincas interlaminares ou translaminares no material [36]. A figura 3.5 ilustra estas duas situações, ao mesmo tempo que mostra os três modos de fratura para trincas interlaminares e trincas translaminares.

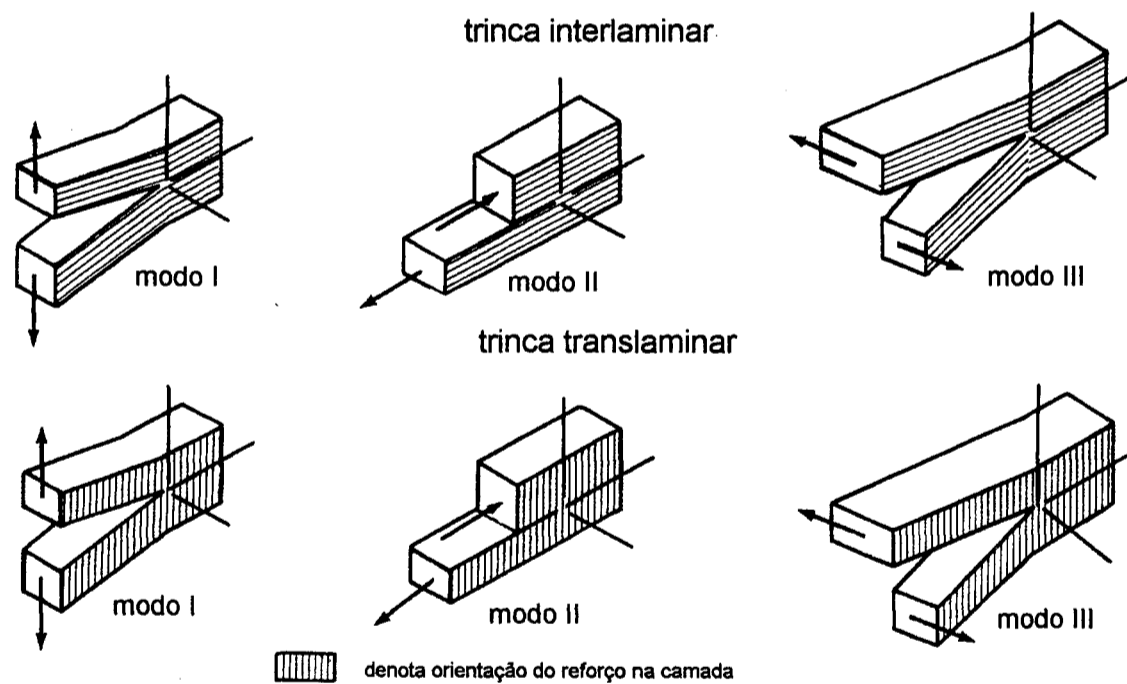


Figura 3.5- Modos de falha nos compósitos poliméricos [36].

A classificação do tipo de falha é útil no sentido de conduzir à escolha do melhor método analítico para cada fratura ocorrida, pois falhas interlaminares, que têm como exemplo mais característico a delaminação, são melhores analisadas por microscopia óptica, tendo como um dos objetivos a observação da direção do crescimento da trinca, enquanto que nas falhas translaminares, que produzem a ruptura da fibra, as análises devem para ser feitas por microscopia eletrônica de varredura.

3.4 Falhas características em lâminas unidirecionais

Fraturas localizadas, iniciadas em pontos de imperfeições do material, conforme assinalado no item 3.2, podem ocorrer tanto na fibra quanto na matriz. Uma vez iniciada vários são os modos de falha que podem surgir em função da extensão da trinca. Uma análise dos modos de falha microscópicos em lâminas unidirecionais é importante para se determinar características adequadas das fibras, da matriz e da ligação mecânico-química da matriz com a fibra, de modo a garantir um desempenho adequado às finalidades requeridas do material. Um trabalho com este propósito foi realizado por Shikhmanter *et al.* [37] no qual a morfologia das superfícies fraturadas foi estudada empregando-se microscopia eletrônica de varredura.

Foi abordado na análise macromecânica a importância das propriedades da lâmina para uma correta avaliação do comportamento do laminado. Para um melhor entendimento dos modos de falha que uma lâmina apresenta convém destacar as notações que usualmente se adota nos modelos analíticos, conforme mostrado na figura 3.6. As propriedades relacionadas à direção do comprimento

(eixo) da fibra são convencionalmente chamadas de "11", enquanto aquelas relativas à direção transversal são denominadas de "22", sendo ainda as relacionadas ao cisalhamento intralaminar adotadas como "12". As propriedades através da espessura (eixo 3 da figura 3.6) são chamadas de interlaminar. Por exemplo, $S_{\lambda 11t}$, na mesma figura, denota a resistência longitudinal (λ) da lâmina, na direção do filamento (11), em tração (t) [38].

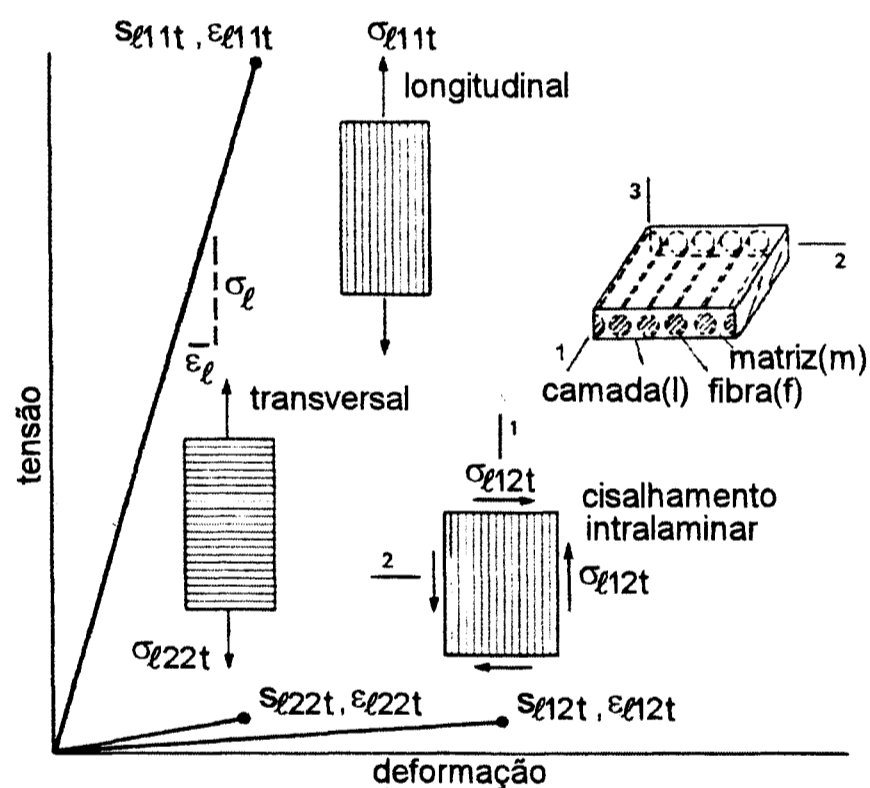


Figura 3.6- Relações típicas tensão-deformação de lâminas unidirecionais [38].

Cinco são geralmente os parâmetros de resistência que são obtidos ou analisados empregando-se carregamento uniaxial:

- resistência a tração longitudinal
- resistência a tração transversal
- resistência a compressão longitudinal
- resistência a compressão transversal
- cisalhamento intralaminar (*in-plane shear*)

Resultados experimentais têm mostrado que as resistências mencionadas acima não são geralmente relacionadas uma às outras na escala macroscópica [39], isto é, avaliando-se alguma delas nada pode ser estabelecido em relação à outra.

Para uma correta determinação da resistência da lâmina em termos da resistência da fibra e da matriz é essencial uma compreensão dos mecanismos e modos de falha que conduzem a fratura em lâminas unidirecionais submetidas a carregamentos uniaxiais. Estes são comumente obtidos de ensaios de tração e compressão, nas direções longitudinal e transversal e de ensaios de cisalhamento intralaminar e apresentam as seguintes características [13] [39]:

3.4.1 Tração longitudinal

Uma lâmina submetida a tensões longitudinais de tração pode apresentar pelo menos três características de falha:

- a) frágil.
- b) frágil com arrancamento de filamentos da matriz (*pull-out*).

c) frágil com falhas irregulares e descolamento (*debonding*) e/ou cisalhamento da matriz acompanhadas de arrancamento dos filamentos da matriz.

As três características de falha mencionadas são ilustradas na figura 3.7 [39], destacando que o efeito de arrancamento dos filamentos da matriz está diretamente relacionado à resistência da interface e aos mecanismos de transferência de carga.

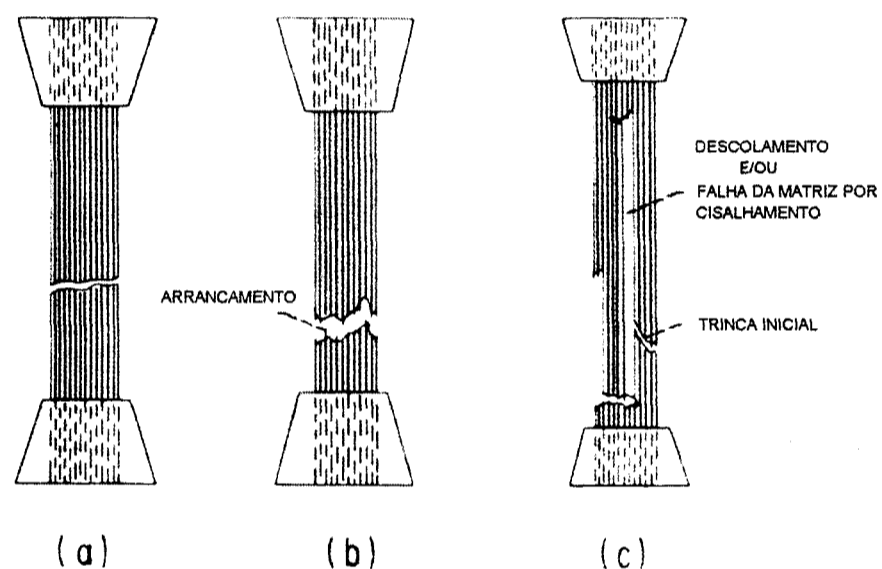


Figura 3.7- Características de falha em tração longitudinal a) fratura frágil, b) fratura frágil com arrancamento do filamento e c) fratura frágil com falhas irregulares, descolamento e/ou cisalhamento da matriz e arrancamento da fibra [39].

Lâminas com fração volumétrica de fibra (v_f) abaixo de 40% apresentam uma fratura característica de materiais frágeis (figura 3.7.a), enquanto que frações volumétricas intermediárias na faixa de 40 a 65% destacam-se por exibirem fratura característica de materiais frágeis, porém com arrancamento de

filamentos (figura 3.7.b). Lâminas que exigem frações volumétricas de fibra acima de 65% mostram fratura por descolamento e/ou cisalhamento da matriz acompanhada de arrancamento dos filamentos (figura 3.7.c) [39]. Estas faixas de fração volumétrica, com o correspondente modo de falha, são aplicadas considerando-se volumes de vazios desprezíveis.

3.4.2 Tração transversal

Fibras orientadas perpendicularmente à direção do carregamento comportam-se como concentradores de tensão na matriz e na interface [13], provocando falhas no compósito quando, na primeira, o limite de resistência à tração é atingido, conforme ilustra a figura 3.8 [39], e, na segunda, descolamento do elemento de reforço quando o limite de resistência da interface é superado.

Há casos também em que poderá ocorrer falha no compósito devido a fratura da fibra por tração transversal, especialmente quando existe orientação destas a 90° , embora esta possibilidade de fratura não seja comum nos compósitos poliméricos.

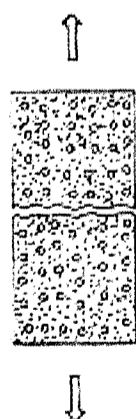


Figura 3.8- Fratura de uma lâmina unidirecional sob ação de tração na direção transversal às fibras [39].

3.4.3 Compressão longitudinal

A resistência de lâminas unidirecionais de materiais compósitos submetidos a carga de compressão na direção do filamento tem sido estudada por vários autores [40] [41] [42], apresentando resultados bastante similares.

H.T.Hahn e J.G.Williams [43] apresentam um trabalho envolvendo compressão de lâminas unidirecionais. É mencionado que devido à baixa resistência mecânica da matriz e da interface, comparada à resistência da fibra, compósitos unidirecionais carregados em compressão podem fraturar ao longo da fibra por apresentarem tração transversal, como representado na figura 3.9 [39]. Devido à acentuada diferença nos coeficientes de Poisson entre a matriz e as fibras, tensões transversais resultantes deste efeito podem superar o limite de deformação do compósito (*ultimate transverse strain capability*) nesta direção, provocando trincas na matriz e na interface, esta última particularmente importante porque pode provocar delaminação no material. Adicionalmente, concentração de tensão causada pela presença de vazios pode fazer surgir tensões transversais na matriz ou na interface fibra/matriz [44].



Figura 3.9- Efeito da tração transversal na lâmina devido à carga de compressão longitudinal na direção das fibras [39].

Uma outra característica de falha em compósitos unidirecionais, possivelmente a mais provável, é a representada pela figura 3.10 [39]. Esta característica de falha está associada à microflambagem da fibra, que além do descolamento da matriz pode provocar a formação de bandas vincadas, que apresenta como consequência o esmagamento das fibras. Análises por microscopia eletrônica de varredura de componentes ensaiados em compressão, indicaram que a formação de bandas vincadas (*kink bands*) na superfície da fibra seria responsável pela fratura da mesma [45]. Na figura 3.11 [45], observa-se a formação deste fenômeno, sob ação de uma deformação moderada, numa fibra de PAN (poliacrilonitrila), fibra precursora da fibra de carbono. Com o aumento da força de compressão e uma maior deformação, inicia-se uma trinca transversal na superfície da fibra que está sendo solicitada em tração, que se propaga transversalmente, provocando a fratura da fibra como indicado na figura 3.12 [45].

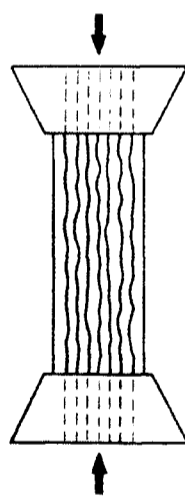


Figura 3.10- Microflambagem devido à carga de compressão aplicada na direção longitudinal às fibras [39].

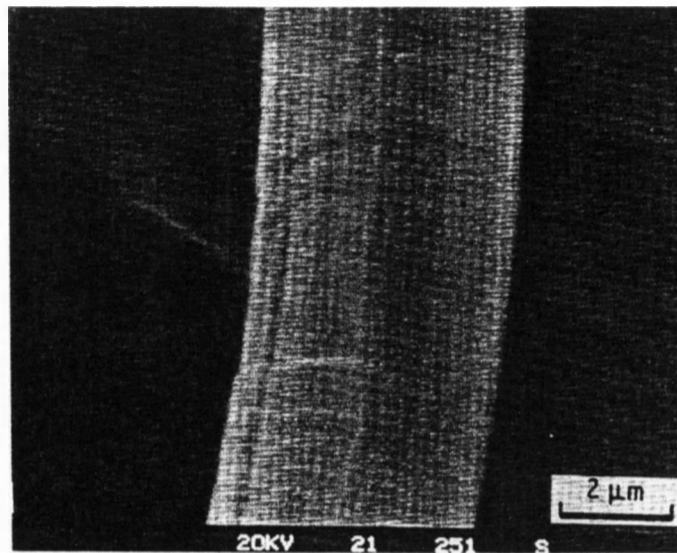


Figura 3.11- Formação de bandas vincadas em uma fibra submetida a compressão que apresenta deformação moderada [45].

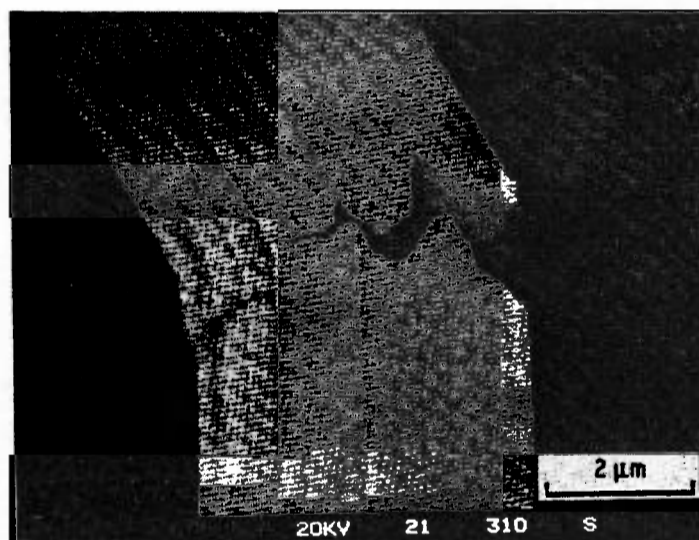


Figura 3.12- Formação de bandas vincadas em uma fibra submetida a compressão que apresenta elevada deformação [45].

Os autores do artigo onde estão apresentadas as figuras 3.11 e 3.12, sugerem que a falha de um compósito submetido ao esforço de compressão inicia-se com a formação de bandas vincadas. Estas fibras se rompem comprometendo a estabilidade das fibras vizinhas, conduzindo-as também a

falhar por esmagamento. Há propagação deste dano até que o compósito frature totalmente. Em alguns casos o esmagamento pode ocorrer em diferentes pontos, prosseguindo até convergir para uma região em que as tensões transversais podem ser suficientemente elevadas de modo a provocar uma trinca longitudinal e conduzir o compósito à fratura.

Finalmente, em compressão longitudinal, a característica de falha que deve ser mencionada é aquela associada à falha por cisalhamento (*shear mode*), ilustrado na figura 3.13 [39]. Neste caso a linha de fratura aparece posicionada de um determinado ângulo em relação à direção de carregamento, usualmente em torno de 45°.

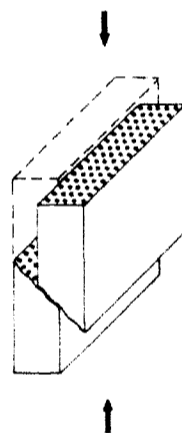


Figura 3.13- Fratura por cisalhamento em lâminas unidirecionais submetidas à compressão na direção longitudinal às fibras [39].

Modelos analíticos, definindo os modos de falha por compressão longitudinal, foram desenvolvidos por vários autores, incluindo L. B. Greszezuk [41] [46] e B. W. Rosen [47] por microflambagem e cisalhamento; L. J. Broutman [42] por tensões transversais e M. Ashizawa [48] por tensões transversais e descolamento da matriz.

3.4.4 Compressão transversal

Um laminado unidirecional pode apresentar as seguintes características de falha quando submetido a cargas compressivas transversais:

- a) falha por compressão da matriz.
- b) falha por cisalhamento da matriz, que pode ser acompanhado pelo descolamento e/ou esmagamento da fibra.

Na situação em que há falha por compressão da matriz, a fratura ocorre quando a resistência do material é atingida. A falha por cisalhamento é ilustrada na figura 3.14, acreditando-se que parte da linha de fratura seja devida ao efeito de descolamento da fibra [39].

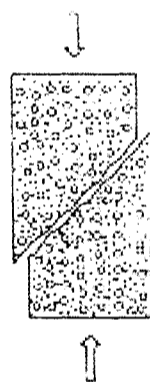


Figura 3.14- Fratura por cisalhamento de lâminas unidirecionais submetidas à compressão na direção transversal às fibras [39].

3.4.5 Cisalhamento intralaminar

Neste caso a falha poderá ocorrer apresentando as seguintes características quando a lâmina estiver submetida à tensão cisalhante intralaminar (*in-plane shear stress*):

- a) falha da matriz por cisalhamento intralaminar.
- b) falha da matriz associada ao descolamento da fibra.

A figura 3.15 [39] ilustra a característica de falha por cisalhamento da matriz, sendo que também aqui supõe-se que haja na linha de fratura a existência de trechos que apresentem descolamento da fibra [13] [39].

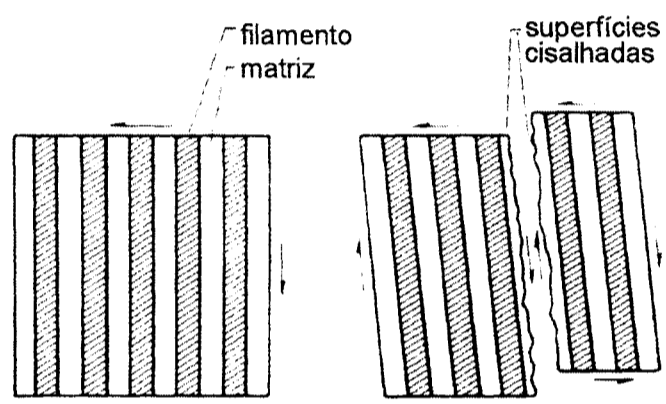


Figura 3.15- Cisalhamento intralaminar de lâminas unidirecionais [39].

Finalizando, convém salientar que as características de falha de uma lâmina sujeita à condição de carga uniaxial podem ser afetadas ou influenciadas por inúmeras variáveis que exercem influência nos resultados experimentais e que criam dificuldades para se obter a resistência da lâmina a partir da análise micromecânica. Estas variáveis estão relacionadas às frações volumétricas, porcentagem de vazios, distribuição das fibras na matriz, diâmetro e número de filamentos no *roving*, propriedades mecânicas da matriz, viscosidade do banho, tensão no fio e polimerização da matriz.

4.0 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

4.1.1 Fibra de carbono

Na elaboração de um componente estrutural fabricado com materiais compósitos procura-se otimizar as propriedades mecânicas associadas aos reforços. A seleção dos reforços leva sempre em conta aspectos que variam desde o custo até o desempenho pretendido e a técnica de fabricação empregada [49].

Dada a utilização final do compósito aprovou-se como elemento de reforço a fibra de carbono. Este material é fornecido na forma de fios (*rovings*) contínuos constituídos por filamentos que apresentam diâmetro da ordem de 7 μm e possuem como elemento precursor o PAN (poliacrilonitrila). O fio, contendo 6000 filamentos, apresenta seção transversal de 0,23 mm^2 , sendo fornecido na forma de bobinas, conforme ilustra a figura 4.1. Os diâmetros interno e externo e a altura da bobina, respectivamente, D_1 , D_2 e h , são 82,5 mm, 135 mm e 280 mm, com massa de 2 kg. O fio é fabricado sem torção (*non twisted*).

Importante destacar que a superfície da fibra de carbono, imediatamente após a etapa de carbonização, é composta somente de carbono e, em pequena porção, de nitrogênio. Contudo, nesta situação ela é geralmente inerte às reações químicas necessárias a adesão da matriz, devendo, deste modo, receber um

tratamento termo-químico, denominado de *finish*, cuja função é criar na superfície da fibra grupos funcionais que se ligarão quimicamente à matriz durante a impregnação do fio.

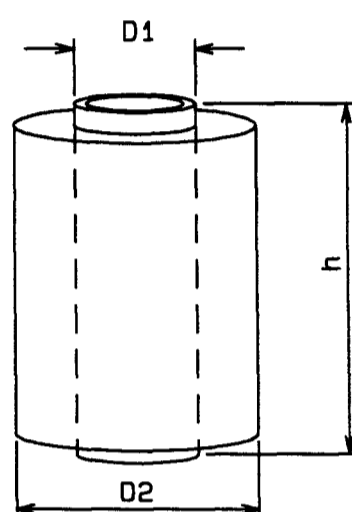


Figura 4.1- Forma da bobina de fibra de carbono.

Outro tratamento superficial importante que a fibra recebe é a *cobertura superficial* ou *sizing*, que tem por objetivo garantir a proteção da fibra durante a etapa de produção do material compósito e, ao mesmo tempo, evitar danos devido à manipulação da mesma. Os produtos orgânicos empregados neste tratamento devem garantir compatibilidade com a matriz que será empregada na produção do compósito, sendo neste trabalho resinas do grupo epóxi.

A fibra de carbono deve ser armazenada em local limpo, mantendo-se distância adequada de instalações elétricas e hidráulicas. É recomendado manter a umidade relativa do ar inferior a 85 % e temperatura não superior a 27 °C [50].

Apresenta-se na tabela 4.1 as propriedades e as características estabelecidas para a fibra de carbono tipo HT (*high tension*).

Tabela 4.1- Propriedades e características da fibra de carbono HT [50].

Propriedades da Fibra	Mínimo	Máximo
Limite de resistência a tração (MPa)	3400	-
Módulo de elasticidade longitudinal (GPa)	230	-
Deformação final (%)	1,4	-
Densidade (g/cm ³)	-	1,77

Características da Fibra		
Número de filamentos	6000	12000
Massa linear ou Tex (g/1000 m)	410 (máximo)	820 (máximo)
Cobertura superficial (%)	1,00 (mínimo)	1,00 (mínimo)
Seção transversal equivalente (mm ²)	0,23	0,46
Diâmetro do filamento (μm)	7	
Forma do filamento	circular	

4.1.2 Matriz

Quase sempre os reforços nos compósitos aparecem envoltos em um material homogêneo que mantém seu posicionamento relativo e, ao mesmo tempo, serve como elemento de conformação básica da peça. Além disto, tem ainda a função de atuar como meio de distribuição das tensões, devendo apresentar também resistência química contra agentes ácidos ou alcalinos. Este material, denominado de matriz, tem como exemplos mais usuais os polímeros termofixos, que quando ativados por agentes de cura (polimerização) tornam-se rígidos e infusíveis. Portanto, é de grande importância o prévio conhecimento no manuseio de tais produtos, inclusive de modo a resguardar a saúde dos operadores.

Para o processo empregado para fabricação dos cilindros optou-se pelo sistema Ciba-Geigy. A tabela 4.2 [51] sugere algumas proporções de mistura, sendo que o sistema resina-endurecedor-acelerador deve ser escolhido de acordo com o processo de fabricação a ser empregado e o comportamento esperado para o produto final.

Tabela 4.2- Proporções de mistura na formulação da matriz [51].

Sistema	1	2	3	4	5	6
PARTES EM PESO						
Araldite F	100	50	-	100	50	-
Araldite CY 221	-	50	100	-	50	100
Endurecedor HY 905	100	90	80	-	-	-
Endurecedor HY 920	-	-	-	160	145	130
Acelerador DY 062	1	1	1	1	1	1

Para a seleção da matriz analisou-se aspectos como: grau de absorção de água, viscosidade, tempo de utilização ou processamento (*pot life*), resistência mecânica, tempo/temperatura para polimerização e custo, sendo que alguns destes dados estão apresentados nas tabelas 4.3, 4.4 e 4.5 [51].

Esta etapa é muito importante no desenvolvimento do material, pois uma composição não adequada pode influenciar na qualidade do compósito produzido e comprometer seu desempenho estrutural, gerando problemas que podem alterar as condições estabelecidas no projeto da estrutura.

Tabela 4.3- Medida de viscosidade inicial em mPa.s (método Hoeppler) [51].

sistema		1	2	3	4	5	6
Viscosidade inicial (mPa.s)	60 °C	60-100	30-70	30-60	-	-	-
	80 °C	40-70	30-60	20-50	100-150	80-120	50-100

Tabela 4.4- Tempo de utilização da matriz em horas (método Hoeppler) [51].

Sistema		1	2	3	4	5	6
Tempo de utilização (h)	60 °C	2,5-3,0	4,0-5,0	4,0-6,0	-	-	-
	80 °C	1,5-2,0	1,0-1,5	0,75-1,2	1,5-2,0	~2,0	2,0-3,0

Tabela 4.5- Propriedades dos sistemas polimerizados
com 12 h a 60 °C e 12 h a 120 °C [51].

sistema			1	2	3	4
Propriedade	Norma	Unidade				
Resistência máx. à tração	ISO R 527	MPa	50-80	60-70	30-40	30-40
Alongamento na ruptura	ISO R 527	%	1-4	3-9	4-7	5-15
Resistência a flexão máx.	ISO R 178	MPa	120-140	110-120	60-70	50-60
Resistência ao impacto	ISO R 179	kJ/m ²	15-25	20-30	40-70	50-70
Temperatura de deflexão	DIN 53458	°C	85-90	55-60	30-35	35-40

As propriedades dos sistemas 5 e 6 da tabela 4.2 não foram apresentadas devido ao fato de serem matrizes muito flexíveis, não justificando sua aplicabilidade neste estudo.

4.2 Caracterização mecânica do material

4.2.1 Introdução

Esta etapa do trabalho visa a determinação das propriedades mecânicas das matérias-primas de modo a qualificá-las para a fabricação do compósito, pois as propriedades finais do mesmo são fortemente dependentes das propriedades da matriz e da fibra. Como etapa seguinte, também foram obtidas através de ensaios as propriedades mecânicas de compósitos unidirecionais, que foram utilizadas como dados de entrada no software do cálculo estrutural dos cilindros. Para estes ensaios adotou-se as normas da ASTM [52].

4.2.2 Preparação dos corpos-de-prova

4.2.2.1 Fio (*roving*)

A preparação do fio de fibra de carbono para ensaio deve ser feita empregando-se técnicas adequadas, pois nesta fase do trabalho este material é extremamente frágil, podendo-se introduzir erros nos resultados dos ensaios por causa de rompimentos dos filamentos que constituem o fio, devido ao manuseio impróprio.

Durante a etapa de impregnação dos filamentos e mesmo no ciclo de polimerização da matriz é imperativo mantê-los perfeitamente alinhados e tensionados, garantindo-se, desta forma, que nenhuma torção seja introduzida em seu comprimento. A fração volumétrica de matriz exige um controle igualmente rígido, devendo a matriz ser distribuída em toda extensão do fio de modo a evitar falta ou excessos localizados. Frações volumétricas na faixa de 40 % a 60 % são recomendados pela norma ASTM D-2243.

Para garantir que durante a execução do ensaio não houvesse escorregamento do corpo-de-prova em relação às garras da máquina de tração e, ao mesmo tempo, possibilitando um aperto adequado destas, optou-se pela colagem de reforços nas duas extremidades do fio. Estes reforços comumente recebem o nome de *tabs* ou *end-tabs*. Na figura 4.2 é mostrado um corpo-de-prova montado com *tabs* de acordo com as dimensões, em milímetros, exigidas pela norma ASTM D-2243.

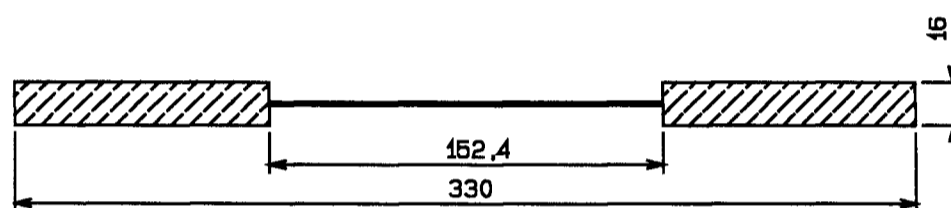


Figura 4.2- Corpo-de prova do fio para ensaio de tração.

4.2.2.2 Matriz

Formada pela mistura de quantidades adequadas de resina termofixa, endurecedor e acelerador, este último, dependendo do trabalho, nem sempre utilizado, a matriz após o seu preparo deve ser perfeitamente homogeneizada, devendo-se utilizá-la antes do ponto de transição vítrea (*gel time*) e evitando-se a formação de bolhas quando vazada no molde, pois a presença destas nos corpos-de-prova impedirá seu uso nos ensaios. Registra-se que em uma etapa anterior ao envazamento da resina no molde, este era desengordurado e limpo, aplicando-se tetracloreto de carbono em um banho de ultrassom.

Um procedimento importante que não deve ser esquecido é o recobrimento de todas as superfícies do molde por um agente desmoldante de modo a impedir

que a resina tenha aderência permanente sobre este, o que seguramente impediria uma desmoldagem íntegra. Deve-se respeitar o tempo indicado pelo fabricante para a completa secagem do produto.

Um corpo-de-prova para a determinação das propriedades mecânicas à tração é representado na figura 4.3, bem como suas dimensões, em milímetros, de acordo com a norma ASTM D 638.

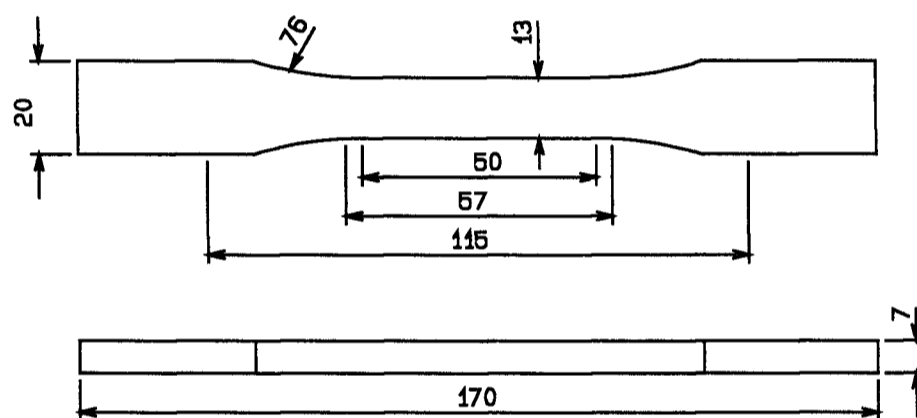


Figura 4.3- Geometria e dimensões do corpo-de-prova da matriz.

4.2.2.3 Compósito

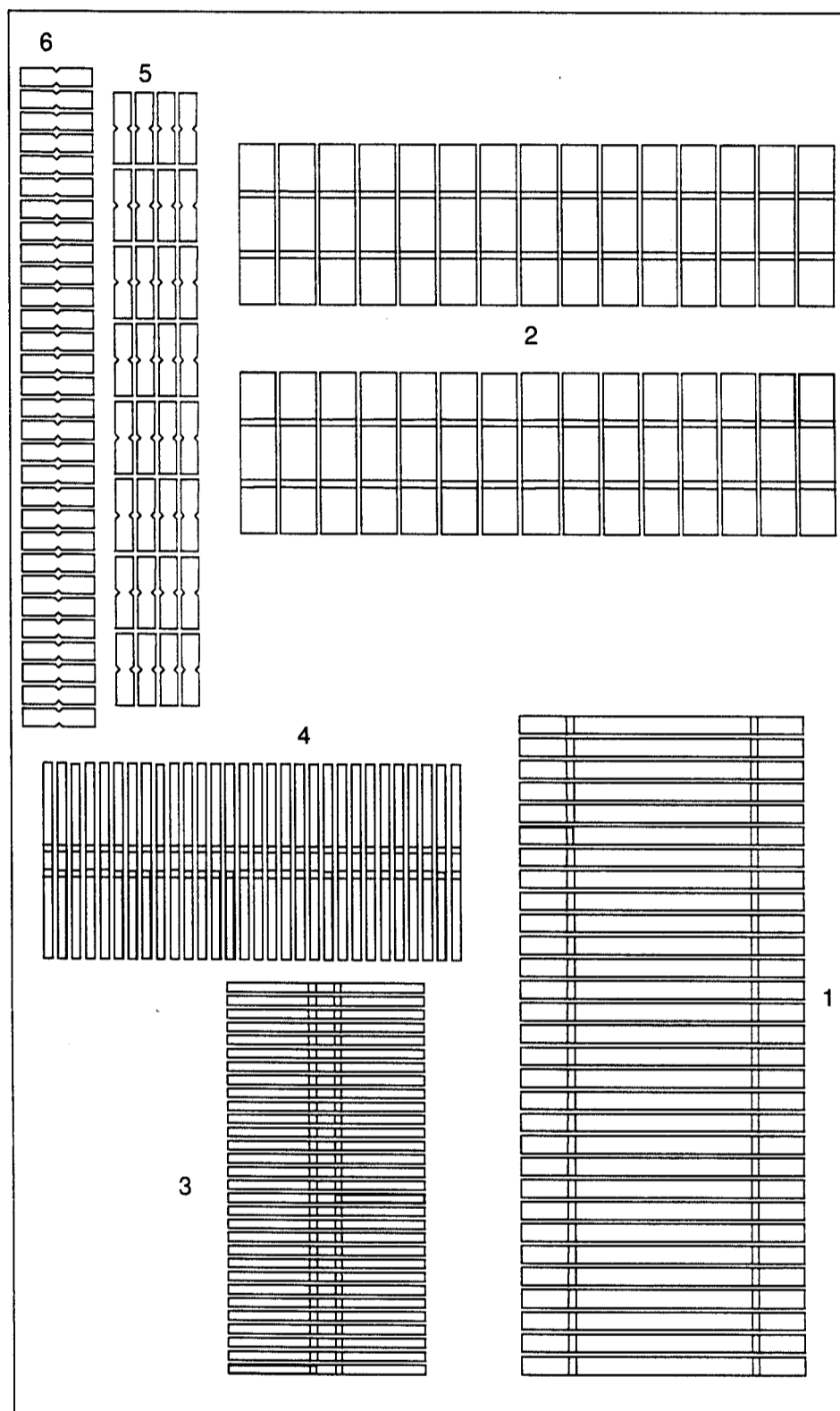
Os exemplares para ensaio foram retirados de placas unidirecionais fabricadas pelo método *filament winding*. Estas placas, após a polimerização da matriz, foram encaminhadas para usinagem que, obedecendo a um planejamento de corte, produziu os corpos-de-prova para ensaio.

No processo de corte os parâmetros de velocidade e avanço devem ser estabelecidos com critério. Devido ao fato do material ser extremamente abrasivo,

discos de corte de aço rápido devem ser evitados, optando-se pelos fabricados com diamante industrial. Empregou-se velocidade periférica no disco na faixa de 30 a 50 m/s [53]. De acordo com o tipo de corte a ser empregado, a grana do disco, formato e dimensão devem ser especificados apropriadamente.

Na figura 4.4 é apresentado o plano de corte de uma placa e nesta observa-se que há 6 grupos diferentes de corpos-de-prova. Esta situação surge do fato que, para cada modalidade de ensaio e de acordo com a orientação do reforço na matriz, há diferentes dimensões que devem ser seguidas. As figuras 4.5, 4.6, 4.7 ilustram, respectivamente, em milímetros, as geometrias dos corpos-de-prova de tração longitudinal, tração transversal e compressão longitudinal e transversal, segundo as normas da ASTM, enquanto que a figura 4.8 mostra, também em milímetros, a geometria dos corpos-de-prova de cisalhamento longitudinal e transversal de acordo com o método Iosipescu [54]. Um cuidado especial deve haver na seleção do material que será empregado na fabricação dos *tabs*, bem como a colagem destes na placa, sendo que usualmente emprega-se alumínio ou fibra de vidro para este fim. No caso de se optar por este último, é procedimento habitual colar-se a placa de fibra de vidro à placa de fibra de carbono antes de proceder-se o corte.

Para que seja garantida uma perfeita colagem entre as superfícies do *tab* e do corpo-de-prova, estas devem ser levemente lixadas (para haver maior ancoragem do adesivo ao material) e limpas com solventes apropriados, sendo só então coladas com adesivos de resistência comprovadamente elevada ao cisalhamento e que apresentem compatibilidade com a matriz do material.



GRUPO 1 :TRAÇÃO LONGITUDINAL
GRUPO 2:TRAÇÃO TRANSVERSAL
GRUPO 3:COMPRESSÃO LONGITUDINAL
GRUPO 4:COMPRESSÃO TRANSVERSAL
GRUPO 5:CISLHAMENTO LONGITUDINAL
GRUPO 6:CISLHAMENTO TRANSVERSAL

Figura 4.4- Plano de corte de uma placa para fabricação de corpos-de-prova.

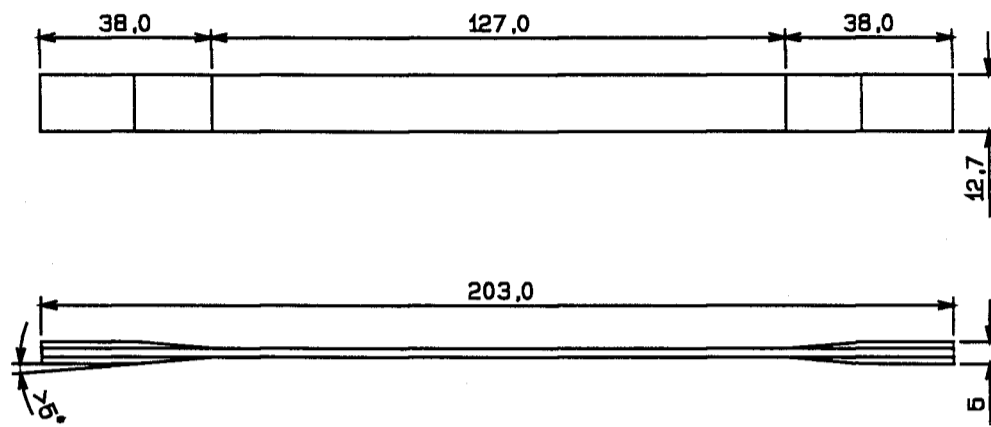


Figura 4.5 - Geometria e dimensões do corpo-de-prova de tração longitudinal.

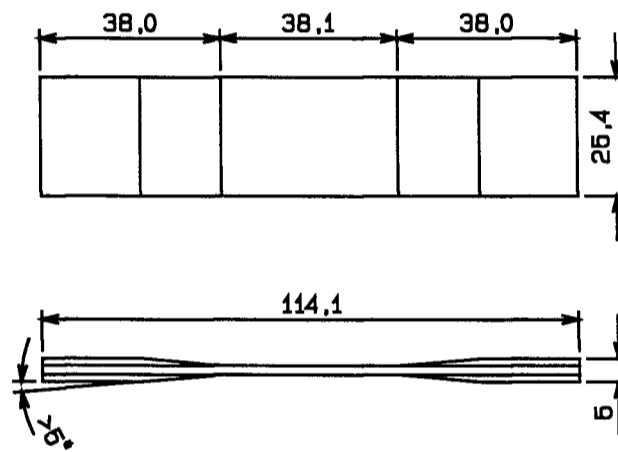


Figura 4.6- Geometria e dimensões do corpo-de-prova de tração transversal.

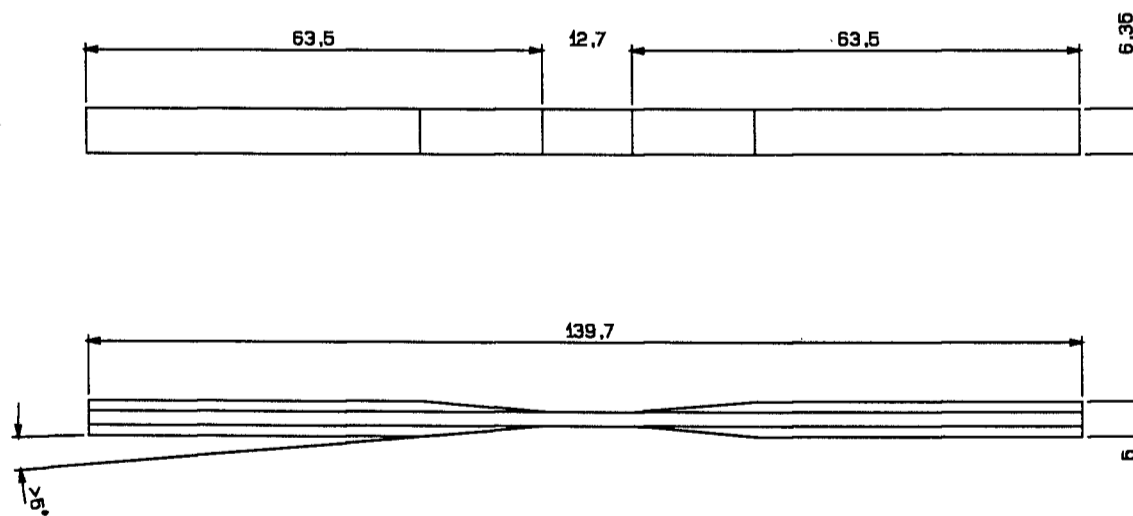


Figura 4.7- Geometria e dimensões do corpo-de-prova de compressão longitudinal e transversal.

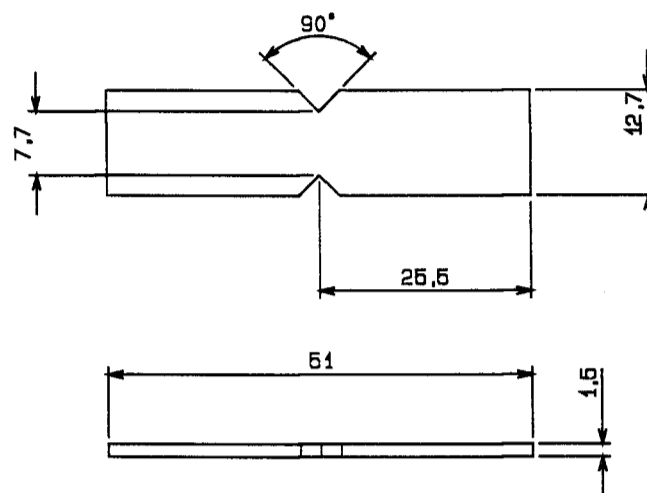


Figura 4.8- Geometria e dimensões do corpo-de-prova de cisalhamento longitudinal e transversal.

4.2.3 Ensaio mecânicos

Nos ensaios de tração e compressão os métodos adotados seguiram orientações das normas da ASTM, respectivamente, de nºs D 3039 e D 3410, enquanto que para determinação dos valores de cisalhamento optou-se pelo ensaio desenvolvido pelo prof. Nicolau Iosipescu e que recebeu o sobrenome deste, sendo posteriormente aprimorado pela equipe do Dr. Donald F. Adams, da University of Wyoming [54]. Em 1993, este ensaio foi incluído nas normas da ASTM com o número D 5379.

O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios, operando com velocidade da ponte de 2 mm/s à temperatura ambiente.

4.2.3.1. Tração

Os ensaios de tração incluíram corpos-de-prova do fio, da matriz e do material compósito, este com orientações dos filamentos a 0° e 90°.

Para determinação dos coeficientes de Poisson ν_{12} (direção a 0°) e ν_{21} (direção a 90°), foi utilizado um extensômetro bidirecional, que trabalha integrado a um registrador gráfico X-Y. Este instrumento "lê" a deformação ϵ_x e ϵ_y do compósito durante o ensaio, permitindo obter, por relações entre elas, esta importante propriedade elástica (ν) do material. Também, a resistência a tração longitudinal e transversal e os módulos de elasticidade longitudinal e transversal nas direções principais do material foram obtidos. Na determinação da deformação do fio de fibra de carbono empregou-se um extensômetro unidirecional.

4.2.3.2 Compressão

Os ensaios de compressão foram executados em corpos-de-prova com orientações dos filamentos contínuos a 0° e 90° e houve necessidade de fabricar um dispositivo de acordo com o estabelecido pela norma e ilustrado na figura 4.9, que mostra no detalhe o conjunto montado. Foram determinados neste ensaio os valores de resistência a compressão longitudinal e transversal.

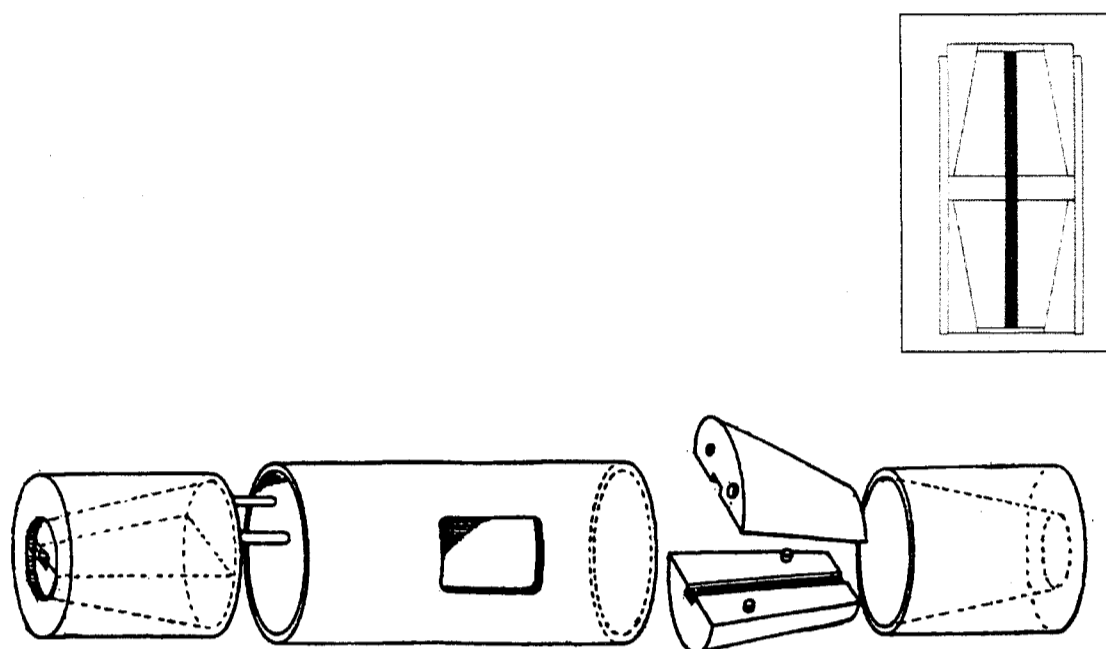


Figura 4.9- Dispositivo para ensaio de compressão.

4.2.3.3 Cisalhamento

Nesta etapa da caracterização mecânica, também foi necessário a fabricação do dispositivo para o ensaio de cisalhamento. Este dispositivo, corresponde àquele desenvolvido pelo prof. Iosipescu e retratado na figura 4.10, com o qual se obtém a resistência ao cisalhamento no plano do corpo-de-prova (*inplane shear strength*).

Foram determinados os valores da resistência ao cisalhamento na direção longitudinal e transversal do compósito.

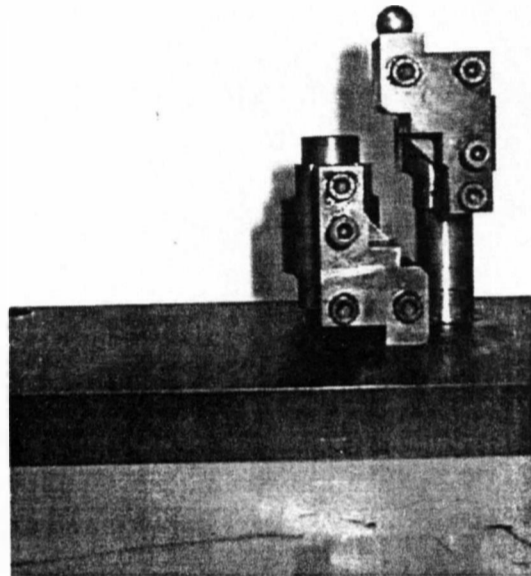


Figura 4.10- Dispositivo para ensaio de cisalhamento.

4.3 Análise térmica

4.3.1 Análise termogravimétrica (TGA)

Empregou-se nesta etapa amostras de 15 a 30 mg, que foram cuidadosamente manipuladas na câmara do analisador termogravimétrico-TGA. A operação consistiu em separar a matriz, que pode ser "queimada" por ação da temperatura, e coletar a massa restante (fibra) que permanece inalterada, sendo recomendado manter a câmara do equipamento com atmosfera inerte para evitar a oxidação da fibra e conseqüente perda de massa.

Para realizar corretamente esta tarefa adotou-se uma taxa de aquecimento de 10 °C/min, com temperatura inicial de 50 °C e patamar final de 600 °C, empregando-se N₂ UP (ultra puro) para a atmosfera da câmara de queima. As frações volumétricas de fibra (v_f), de matriz (v_m) e de vazios (v_v) são obtidas das equações 4.1 a 4.3:

$$v_f = f_{mf} \frac{d_c}{d_f} \quad (4.1)$$

$$v_m = f_{mm} \frac{d_c}{d_m} \quad (4.2)$$

$$v_v = 100 - d_c \left(\frac{f_{mm}}{d_m} + \frac{f_{mf}}{d_f} \right) \quad (4.3)$$

sendo, respectivamente, f_{mf} e f_{mm} , frações mássicas de fibra e de matriz; d_f e d_m , densidade da fibra e da matriz e d_c , densidade do compósito.

Para determinação da densidade hidrostática do compósito as amostras, relativas aos corpos-de-prova dos ensaios mecânicos e relativas aos cilindros, foram cortadas em pequenos elementos de geometria quadrada com massa de até 50 g. Após a limpeza das mesmas, foi feita uma pesagem em balança analítica, registrando-se os valores em gramas.

O procedimento para cálculo da densidade hidrostática, seguindo a norma ASTM D 792, consiste em pesar a amostra seca, registrando-se este valor como

P_s . A seguir pesar o filamento metálico de sustentação da amostra imerso em um becker contendo água deionizada, registrando-se o dado obtido como P_a e, finalmente, fixar a amostra ao filamento metálico e obter o peso do conjunto submerso na água, registrando-se como P_i . A figura 4.11 ilustra o dispositivo utilizado para cumprir esta tarefa. A temperatura da água no becker deve ser anotada para se obter a densidade da mesma a esta temperatura e será denominada de d_l , cuja unidade é g/cm^3 . Assim, pela equação 4.4, obtém-se o valor da densidade da amostra em g/cm^3 .

$$d_c = \frac{P_s}{P_s + P_a - P_i} d_l \quad (4.4)$$

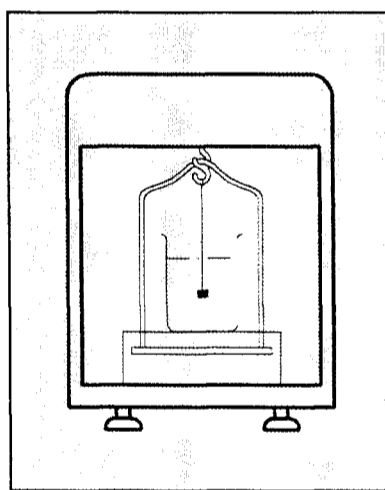


Figura 4.11- Desenho ilustrativo do dispositivo empregado para cálculo da densidade hidrostática.

4.3.2 Calorimetria exploratória diferencial (DSC)

O grau de cura (polimerização) é medido tomando-se como referência o ponto de transição vítrea da matriz, que estabelece a temperatura limite na qual uma dada formulação pode manter sua integridade e, como consequência, evitando sua degradação. Para esta medida foi utilizado um Calorímetro Exploratório Diferencial-DSC e a técnica recebia anteriormente a denominação de Calorimetria de Varredura Diferencial, por isso, do inglês, a sigla DSC.

As amostras foram obtidas por raspagem da superfície dos cilindros após uma limpeza local de modo a se coletar cerca de 10 mg de material. Estas amostras foram encapsuladas em prensa especial e levadas à câmara de análise, adotando-se temperatura inicial de 50 °C e temperatura final de 180 °C, com taxa de aquecimento de 40 °C/min, mantendo-se atmosfera inerte pelo uso de N₂ UP (ultra puro).

4.4 Análise microestrutural

A análise microestrutural foi efetuada com o auxílio das seguintes técnicas: microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

4.4.1 Microscopia óptica

O procedimento para preparação das amostras de material compósito com matriz polimérica foi feita obedecendo-se as seguintes etapas:

a) Corte

O corte das amostras foi feito a seco pelo método mecânico empregando um disco de corte diamantado. O equipamento de corte possibilita obter amostras de dimensões reduzidas com controle de avanço e rotação do disco de corte de modo a não provocar qualquer dano na estrutura a ser observada.

b) Montagem (embutimento)

Foi utilizado embutimento a frio que é mais indicado para trabalhos envolvendo matrizes poliméricas, pois o método a quente necessita de prensa hidráulica e temperatura de aproximadamente 250 °C. Para melhor contraste, foi adicionado um corante (DW 136, da Ciba-Geigy) à massa de resina que serve de corpo para a manipulação da amostra no microscópio.

c) Lixamento

Feito por via úmida em lixadeira motorizada. A sequência de lixas utilizadas foi de grana 200, 400 e 600.

d) Polimento

Executado em politriz motorizada pelo método manual com pasta de diamante aplicada em panos de polimento. A sequência utilizada nesta tarefa foi: 6 μm , 3 μm e 1 μm .

e) Microscopia

O trabalho de observação foi feito em microscópio óptico com capacidade de ampliação de 40 a 1875 vezes com sistema óptico para campo claro, campo escuro e luz polarizada, sendo, contudo, satisfatório o campo claro para a maioria das análises.

4.4.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Os exames consistiram na identificação dos tipos e modos de fratura do material através da técnica de fractografia. Dado o fato de que materiais compósitos com matriz polimérica muitas vezes não apresentam boa resolução das características topográficas da região fraturada para exame no MEV, é recomendado o recobrimento das amostras por *sputtering*. Esta tarefa consiste em depositar uma fina camada de ouro ou grafite sobre toda a região da fratura, tornando a amostra condutora e minimizando ao mesmo tempo cargas estáticas devido ao feixe de elétrons, o que produz, deste modo, melhores imagens para a análise. Várias amostras foram retiradas das seções fraturadas dos cilindros sendo adequadamente preparadas para exame no microscópio óptico e no microscópio eletrônico de varredura.

4.4.3 Corte a laser das amostras para análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Os cilindros após sofrerem colapso no ensaio hidrostático, que será descrito na seção 4.6, perdem totalmente a integridade estrutural, tornando extremamente difícil a tarefa de retirada de amostras. Não havia como utilizar o método de corte por disco rotativo, empregado nos cilindros após a fabricação para retirada do comprimento excedente. Isto porque o equipamento permite apenas a colocação dos cilindros na posição paralela à direção de deslocamento axial, produzindo somente corte perpendicular a esta direção.

Buscando uma solução para este problema tentou-se trabalhar com um equipamento manual que também utiliza disco rotativo. Com rotações de 26000 rpm e grande mobilidade só foi possível, contudo, a retirada de amostras sem dano e localizadas próximo às extremidades (pontas) dos cilindros. A solução para vencer esta etapa seria a utilização de um equipamento que apresentasse precisão, grande mobilidade e recursos para corte de compósitos, sem danificar o material que apresentava elevadas proporções de desintegração.

Com estas exigências, os equipamentos candidatos para realizar o trabalho seriam os que utilizam laser ou os que utilizam jato de água. Executou-se os cortes com um equipamento a laser que utiliza um cristal YAG de 300 W e empreendeu-se um trabalho para estabelecer apropriadamente os parâmetros de corte de compósitos poliméricos. Estudou-se frequência, tempo e tipo de gás, por meio de testes de corte de placas de compósitos unidirecionais [55]. Observações

no microscópio óptico eram feitas nos exemplares cortados para analisar a superfície de corte.

Portanto, em razão da impossibilidade da retirada de amostras das áreas fraturadas nos cilindros colapsados empregando-se o método de corte por disco rotativo, desenvolveu-se neste trabalho o processo de corte utilizando laser. O fator positivo neste processo, é o de não introduzir nas amostras danos por ação externa, principalmente naquelas localizadas nas regiões fraturadas e, particularmente, onde desejava-se obter exemplares de áreas delaminadas. A figura 4.12 ilustra este processo de corte em dos cilindros fraturados. Neste trabalho obteve-se 96 amostras, sendo selecionadas 41 delas para cumprimento da etapa que envolve o estudo de fratura do compósito.



Figura 4.12- Corte a laser para retirada de amostras para análise no MEV.

4.5 Fabricação dos exemplares para ensaio

4.5.1 Introdução

A escolha da técnica de fabricação de componentes utilizando-se materiais compósitos está diretamente ligada às características desejadas para o produto final. Como há vários métodos empregados para processar as matérias-primas constituintes do compósito, a análise custo/benefício certamente é avaliada nesta etapa com muito rigor.

Ao contrário do aço e alumínio, como exemplo de materiais de grande emprego na engenharia, o material compósito é influenciado pelo processo e características importantes, como fração volumétrica de fibra e matriz, orientação do reforço, polimerização da matriz e usinagem, nem sempre são repetitivas numa produção contínua. Indústrias nas quais a confiabilidade [56] é fator dos mais importantes, como a nuclear, naval, aeronáutica e aeroespacial, exigem a menor dispersão possível dos parâmetros de processo e, com isto, dedicam-se ao controle dos mesmos por meio de especificações e normas. Neste contexto, a escolha correta do processo de fabricação do material contribui significativamente para este objetivo.

4.5.2 Seleção da técnica de fabricação

Como já assinalado anteriormente, um dos grandes benefícios que deve ser explorado na utilização do material é usufruir das propriedades que a fibra apresenta em sua direção longitudinal. O processo no qual melhor se consegue tal situação, recomendado para fabricação de peças cilíndricas e esféricas, é o denominado de *bobinamento de filamentos contínuos (filament winding)*.

Componentes fabricados por *filament winding* têm como objetivo conseguir a mais alta relação resistência-peso entre os materiais empregados para aplicações estruturais. Entretanto, para alcançar este resultado, é necessário garantir que a orientação da fibra esteja na direção das tensões principais e, ao mesmo tempo, se utilize a quantidade de reforço na matriz proporcional à magnitude destas tensões. Como ilustração, vale mencionar que dados obtidos de componentes bobinados a 45° não poderiam ser aplicados para projetos onde um ângulo eventualmente maior seria o mais indicado.

O produto obtido por *filament winding* é fortemente influenciado por variáveis independentes [57], as quais são função do processo, manuseio e polimerização da matriz e devem ser permanentemente controladas e registradas. Qualquer alteração nas mesmas, tais como tensão de bobinagem, viscosidade e ciclo de cura da matriz, condições ambientais, orientação do reforço e quebra de filamentos podem afetar a qualidade do produto às vezes até de maneira considerável, comprometendo o seu desempenho no aspecto estrutural. Devido a estas variáveis é que se adota um fator corretivo, denominado de Fator de Eficiência [58], o qual deve ser determinado pelos fabricantes, sendo melhor ou pior em função do nível tecnológico em que o processo opera.

Um exemplo onde tais variáveis são melhores controladas é no emprego de máquinas multiaxiais, ou seja, aquelas que apresentam "eixos" com vários graus de liberdade e, onde a operação de bobinagem, é auxiliada por computador. Nestas máquinas o banho contendo a matriz (resina-endurecedor-acelerador) apresenta variações de temperatura muito pequenas, há controle na

tensão do fio e perfeito sincronismo entre os movimentos de rotação do mandril e deslocamento do carro transversal. Também é recomendado que o ambiente no qual se realiza o trabalho apresente temperatura e umidade a níveis pré estabelecidos e que a matriz obedeça a ciclos de cura repetitivos. Mesmo o dispositivo de alimentação dos fios deve evitar ao máximo a quebra de filamentos, empregando-se em seu conjunto materiais pouco abrasivos. A técnica requer, portanto, equipamentos especialmente desenvolvidos para esta atividade, de modo a poder atender a qualquer tipo de padrão de bobinagem e, cujo funcionamento automatizado, possibilite um controle preciso da trajetória de deposição da fibra, de acordo com as direções de máxima sollicitação. A figura 4.13 ilustra uma máquina de bobinagem de filamentos contínuos.

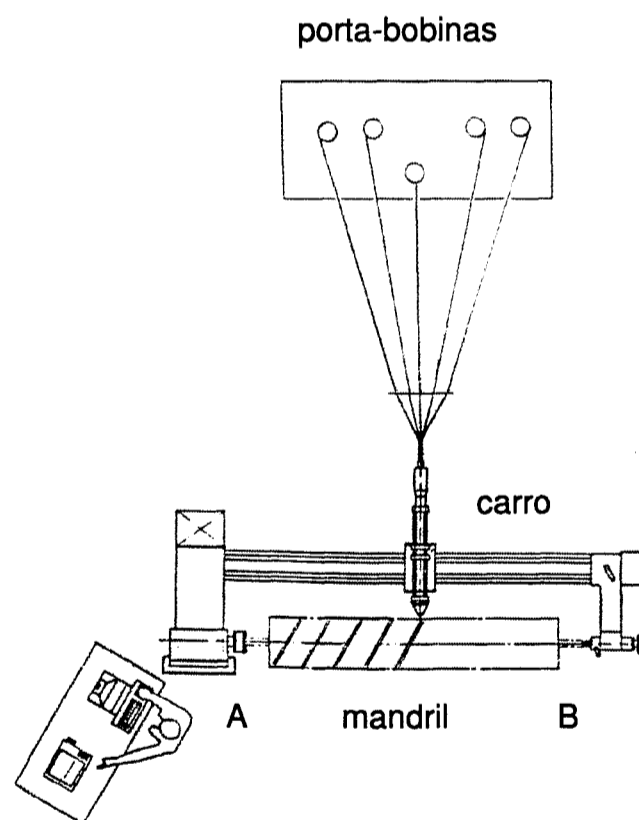


Figura 4.13- Desenho ilustrativo de uma máquina de bobinagem de filamentos contínuos.

4.5.3 O processo *filament winding*

Neste processo os filamentos transportando a matriz (sistema *wet winding*) são bobinados de forma contínua sobre um mandril que gira com rotação controlada e, cujo formato, deve corresponder ao componente a ser produzido. O fio (*roving*) é mergulhado em um banho que contém a matriz previamente preparada, que está posicionada sobre um carro que percorre uma trajetória paralela ao eixo do mandril (eixo longitudinal). Este banho deve ser mantido sob temperatura controlada de modo a manter a viscosidade da matriz adequada para que os filamentos sejam convenientemente impregnados, apresentando um aspecto na microestrutura conforme o mostrado pela figura 4.14. O ângulo de bobinagem desejado é obtido pela ação coordenada da rotação do mandril com o movimento longitudinal do carro, permitindo, assim, que as fibras sejam posicionadas na direção das tensões principais. Basicamente os processos empregados são identificados como circunferencial (*hoop*), helicoidal e polar, sendo usual, em muitos trabalhos, optar-se pela composição dos mesmos.

Na **bobinagem circunferencial**, ilustrado pela figura 4.15, a fibra é depositada na posição normal em relação ao eixo de rotação do mandril. A maior parcela de resistência estrutural, neste caso, encontra-se na direção circunferencial de tal forma que os filamentos fiquem submetidos a esforços de tração. Na direção longitudinal, há apenas a resistência relativa à matriz que é significativamente menor que a do reforço.

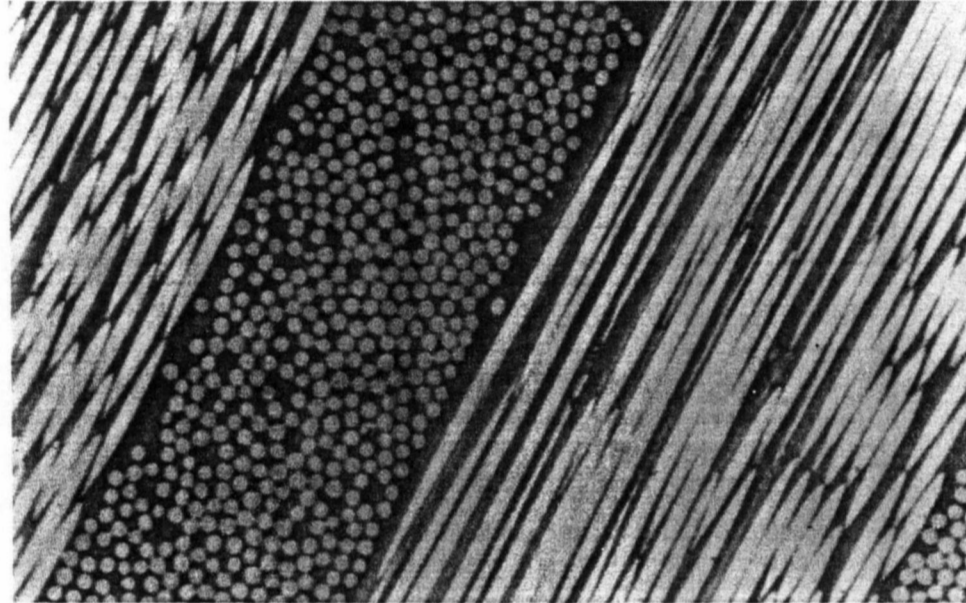


Figura 4.14- Microestrutura de um componente fabricado pelo método de bobinamento de filamentos contínuos.

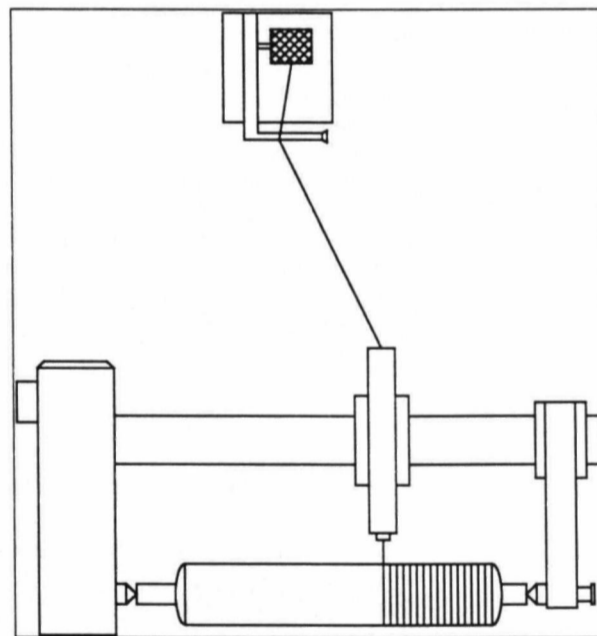


Figura 4.15- Bobinagem circunferencial.

Por sua vez, a **bobinagem helicoidal** permite a deposição dos fios segundo um ângulo pré-determinado formado com o eixo de rotação do mandril, de maneira que haja um balanceamento entre resistência circunferencial e longitudinal da peça, capacitando a estrutura a resistir às tensões que a solicitam e que agem nos filamentos de reforço [58]. O ângulo de bobinagem é estabelecido em função da largura da fibra (*bandwidth*), do diâmetro do mandril ou do diâmetro interno desejado para o cilindro e do número de passadas requeridas para a cobertura completa do mandril. A figura 4.16 exemplifica o processo.

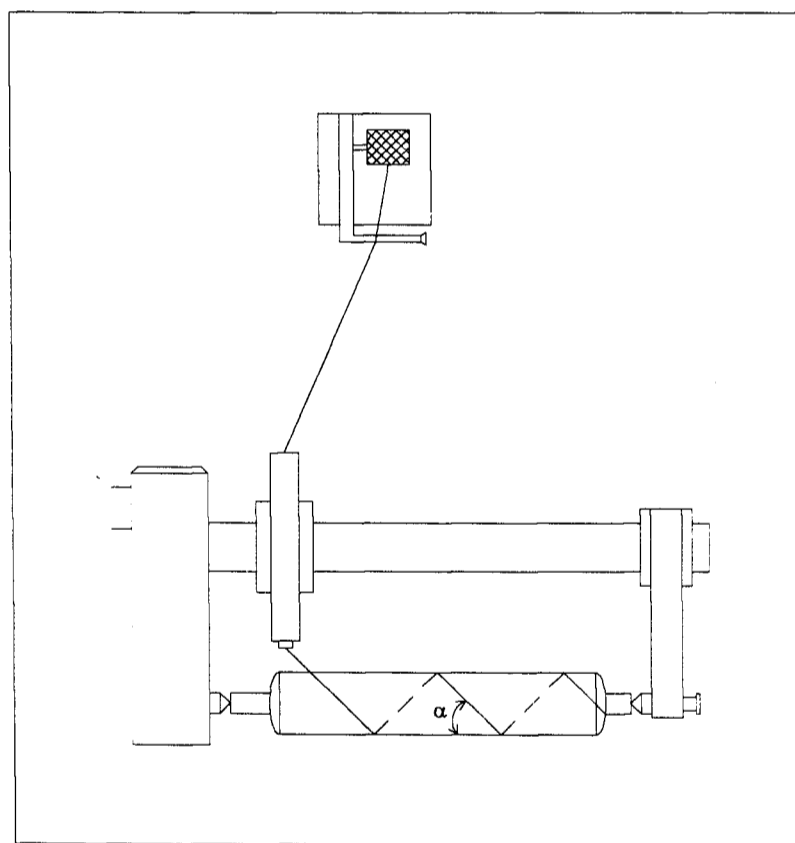


Figura 4.16- Bobinagem helicoidal.

Na **bobinagem polar**, o mandril gira com baixa rotação, enquanto que o eixo alimentador rotaciona inclinado de um ângulo pré-estabelecido em torno do eixo longitudinal do mandril, que avança da largura da banda ou largura do fio a

cada rotação completa do mandril. Deste modo, os filamentos são posicionados de um extremo ao outro no mandril, obtendo-se, preferencialmente, elevada resistência na direção axial ou longitudinal. Este processo é representado na figura 4.17.

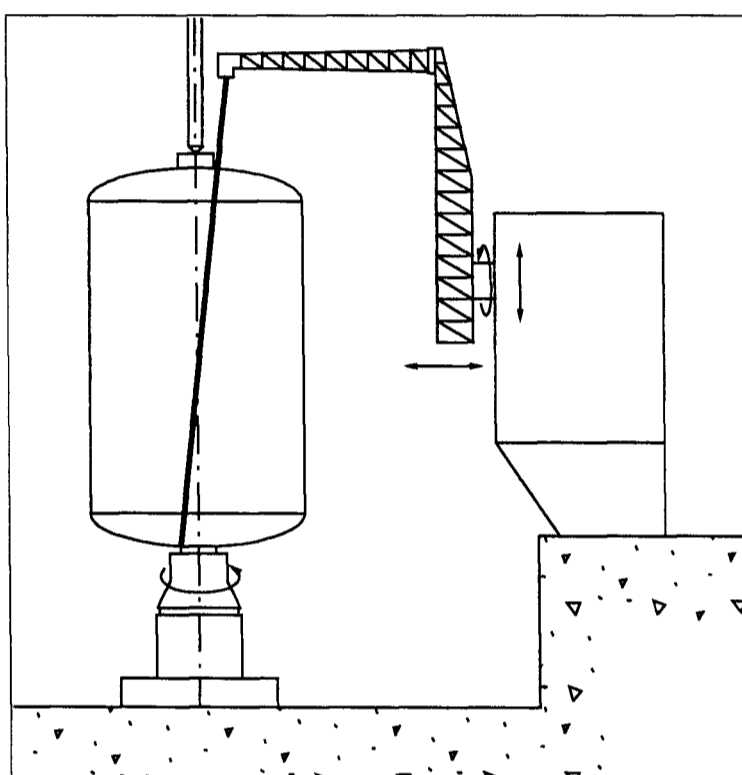


Figura 4.17- Bobinagem polar.

O mandril de bobinagem deve atender exigências que não podem ser esquecidas na etapa de desenvolvimento do ferramental de processo, tanto no aspecto de concepção quanto na escolha correta do material a ser utilizado para sua fabricação. Fatores como forma, peso, acabamento superficial, bem como requisitos de apresentar pequena flexão devido ao peso próprio, capacidade de suportar esforços de bobinagem e aos vários ciclos de cura ao qual estará submetido ao longo de sua vida útil, são os mais indicados para garantir a

qualidade da peça bobinada. O projeto deve considerar também a expansão térmica do material do qual o mandril é fabricado, lembrando que após a cura a peça terá um diâmetro superior àquele do início do processo. Este parâmetro físico do material do mandril é especialmente importante em trabalhos nos quais o produto final deve atender a requisitos dimensionais rigorosamente estabelecidos.

Na fase final de preparação para início dos testes de bobinagem, o mandril foi cuidadosamente desengraxado, encerado com produto de ação desmoldante e executado polimento após a secagem de cada camada de cera aplicada. Como última etapa, foi aplicado um agente desmoldante líquido reconhecidamente eficiente, garantindo-se que toda a superfície do mandril fosse plenamente recoberta. Este cuidado facilitou em muito a extração da peça, evitando-se ações que pudessem resultar em danos e afetar, como consequência, a qualidade e o desempenho do cilindro.

A situação mais favorável para a desmoldagem é aquela em que a peça é "descolada" do mandril após completado o ciclo de polimerização da matriz, permitindo sua extração sem nenhum esforço. Tal condição, no entanto, não é conseguida facilmente. Dado o fato de que durante a fase de aquecimento ocorrem reações químicas para que se realize a polimerização da matriz, há contrações deste material da ordem de 9 %, para as resinas poliéster e 3 %, para as resinas epóxi, havendo, portanto, uma clara tendência de a peça "agarrar" no mandril, contribuindo assim para dificultar sua extração. Este ponto ilustra uma

vez mais a importância da correta seleção do material do mandril, podendo-se assim evitar a ocorrência de tal fato.

4.5.4 Produção dos exemplares

Para fabricação dos exemplares foi empregado um mandril de alumínio, sendo que, no processo, os valores da temperatura no banho não foram superiores a 60 °C.

Um dado importante para a garantia da qualidade dos cilindros, relacionado ao aspecto estrutural, é a fração volumétrica de reforço presente no compósito. Esta é uma variável que é função de parâmetros de processo tais como tensão no fio, temperatura do banho de impregnação, viscosidade da matriz, velocidade do carro e rotação do mandril. Para conseguir propriedades mecânicas adequadas aos esforços a que os exemplares foram submetidos, a meta foi obter proporções de reforço de $65 \pm 2 \%$ e inúmeros testes foram realizados para ajustar os parâmetros de processo mencionados, de modo a possibilitar que se atingisse esta fração volumétrica.

A polimerização da matriz foi feita em estufa com mancais rotativos, a fim de assegurar uma distribuição uniforme de temperatura em toda a superfície da peça garantindo-se, deste modo, uma polimerização homogênea da matriz, que do contrário poderia resultar em diferentes valores de Tg (temperatura de transição vítrea) na estrutura do material, bem como de regiões que pudessem apresentar níveis anormais de fração volumétrica. A curva que corresponde ao

ciclo de polimerização do sistema resina-endurecedor-acelerador é indicada na figura 4.18.

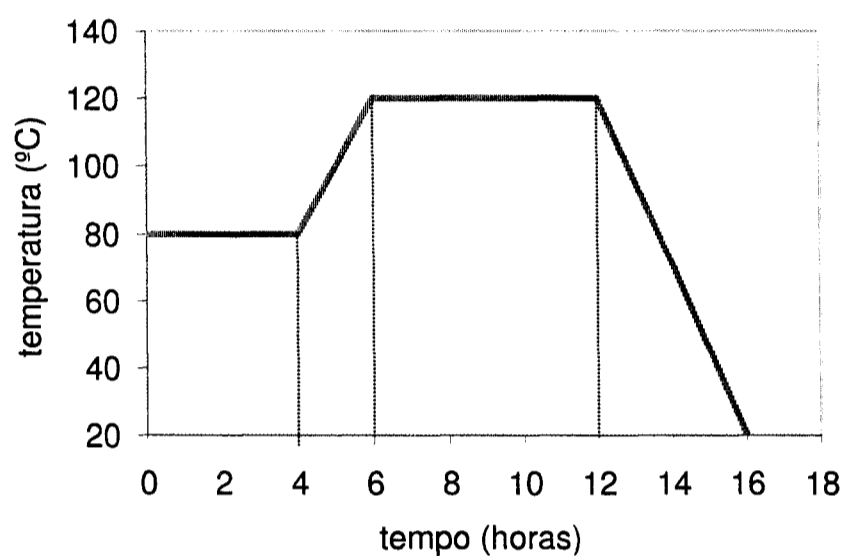


Figura 4.18- Gráfico de polimerização da matriz.

A etapa de corte das extremidades dos cilindros foi feita utilizando-se discos rotativos de diamante industrial, pois, dado o fato de o compósito ser bastante abrasivo, discos ou mesmo ferramentas de usinagem fabricadas de aço rápido ou metal duro terão sua vida útil bastante reduzida, devido à necessidade de repetidas afiações e, portanto, não compensando o custo inferior destas quando comparadas às diamantadas. Foi também projetado um sistema de pinças expansoras para que os cilindros fossem posicionados já desmoldados na máquina que executa esta tarefa, facilitando o serviço de usinagem e ao mesmo tempo poupando o mandril de eventuais danos durante a execução do trabalho. O corte foi realizado empregando-se uma retífica de suporte, sendo imprescindível acoplar ao conjunto um sistema eficiente de sucção para coletar o pó que é gerado durante esta atividade, de modo a garantir proteção ao operador do equipamento.

No estudo que foi conduzido neste trabalho, foram produzidos dois grupos de cilindros, empregando-se, em cada um deles, processos distintos em relação à construção das camadas helicoidais. Na numeração dada aos mesmos, o primeiro par de dígitos identifica o processo utilizado, enquanto que o segundo corresponde ao número do cilindro fabricado.

No primeiro grupo de cilindros, identificados como 10-34, 10-36, 10-39, 10-40 e 10-41, utilizou-se a bobinagem cruzada (*interweaving*), que consiste numa estrutura entrelaçada onde cada cobertura completa do mandril representa efetivamente duas camadas de material, sendo estas posicionadas a $+\alpha$ e a $-\alpha$ em relação ao eixo longitudinal do mandril, conforme ilustração da figura 4.19.

A trajetória planificada do fio, para melhor compreensão da técnica, é representada na figura 4.20 [58]. Nesta figura, os segmentos de reta entre as linhas horizontais pontilhadas, determinados por L_c , representam a fibra sobre o mandril, enquanto que os segmentos que indicam as fibras sobre os domos são aqueles que formam vértices e estão entre as linhas horizontais pontilhadas internas e externas. Uma melhor interpretação deste posicionamento é conseguido observando-se a primeira e segunda sequência de círculos abaixo do gráfico, que representam, respectivamente, os domos esquerdo (A) e direito (B). As linhas neles indicadas, mostram a trajetória do fio sobre os domos e equivalem aos segmentos de retas entre as linhas horizontais internas e externas. Os parâmetros geométricos indicados na figura 4.20 podem ser interpretados com auxílio da figura 4.21.

Na fabricação de peças empregando-se o processo acima há a necessidade de se acoplar às extremidades do mandril calotas especialmente projetadas, que são denominadas de domos, cuja função principal é ancorar a fibra impregnada com a matriz, de modo a possibilitar o retorno do carro e assim sucessivamente em cada fim de curso deste, até se que complete toda a deposição de reforço que foi previamente calculado. Quase sempre a geometria destes domos é obtida envolvendo equações matemáticas, sendo a mais recomendada, quando utilizada a técnica de bobinagem cruzada, aquela que gera uma superfície geodésica [58].

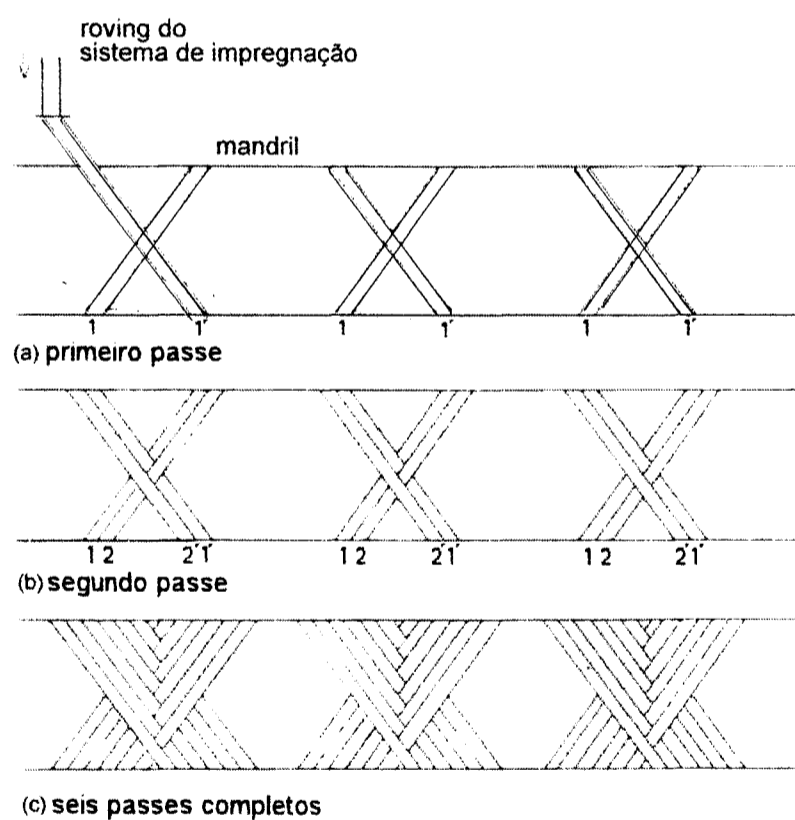


Figura 4.19- Ilustração da bobinagem cruzada.

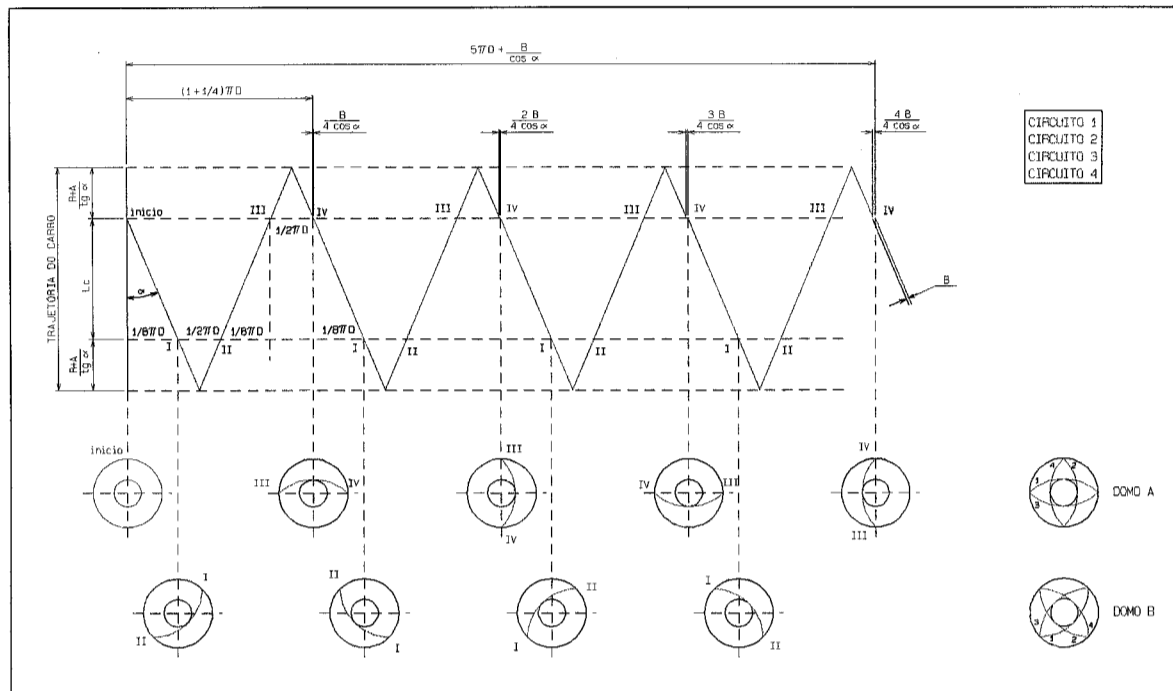


Figura 4.20- Trajetória planejada da bobinagem cruzada [58].

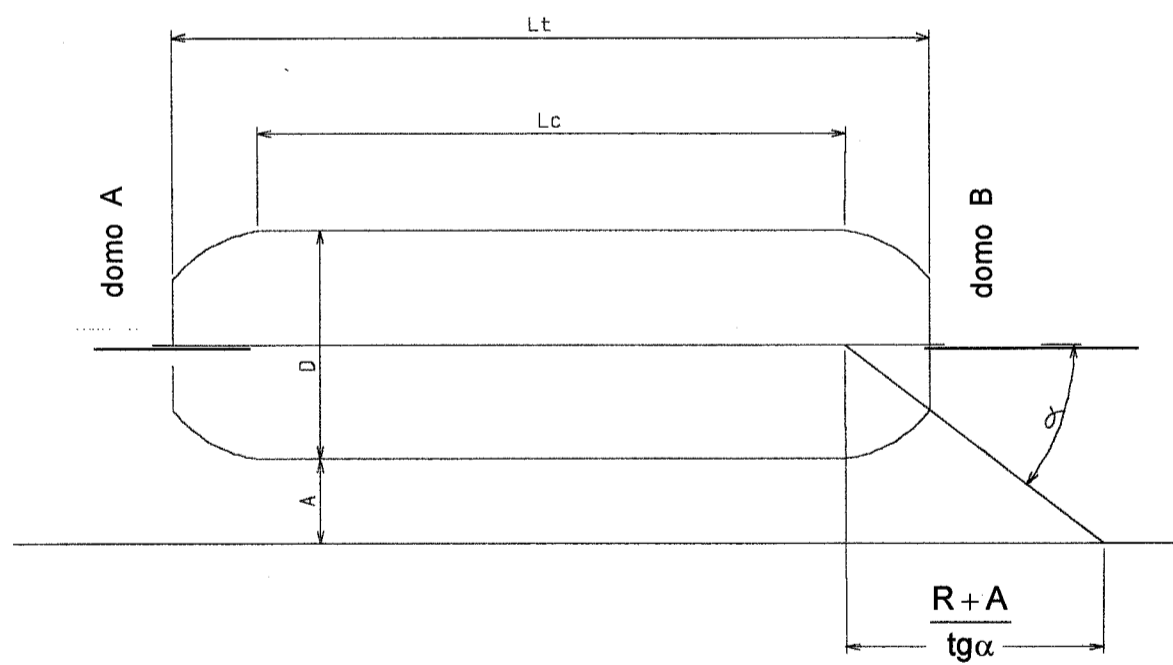


Figura 4.21- Parâmetros geométricos do método cruzado.

No método para fabricação do segundo grupo de cilindros, identificados como 20-25, 20-26, 20-34, 20-35 e 20-37, utilizou-se uma técnica que demandou um tempo apreciável de desenvolvimento, o qual permite que as camadas posicionadas a $-\alpha$ e $+\alpha$ sejam bobinadas de modo independente, conforme ilustração da figura 4.22. Neste método, os domos em vez de serem formados por curvaturas geodésicas, como aqueles do método cruzado, são compostos por pinos, posicionados radialmente em um disco metálico.

Na primeira etapa do processo todo o mandril é recoberto com a camada, por exemplo, $-\alpha$, sendo que somente após esta totalmente completa é que há início da camada seguinte, a qual será orientada na posição $+\alpha$. Isto permite que o reforço seja colocado em camadas, a exemplo de material pré-impregnado que é largamente empregado na indústria aeronáutica e aeroespacial. Esta técnica, portanto, é inovadora, porque apesar do trabalho ser qualificado como de bobinagem ele na verdade apresenta características do processo de laminação. A trajetória planejada do fio é representada na figura 4.23.

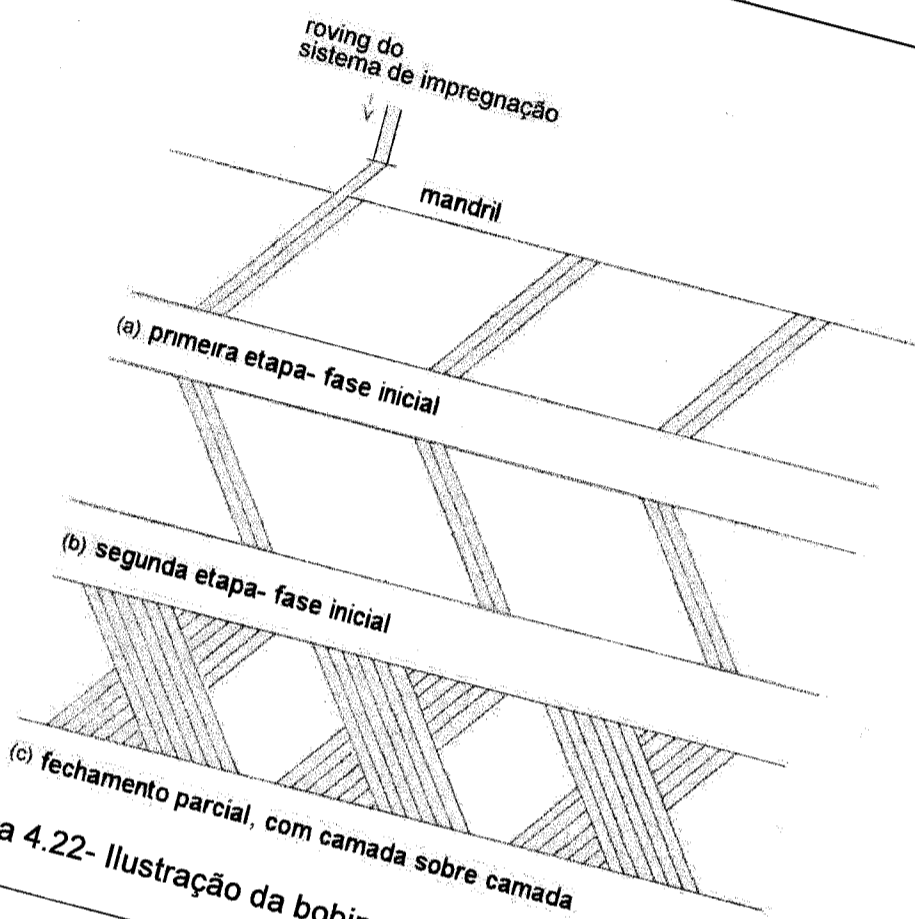


Figura 4.22- Ilustração da bobinagem por superposição de camadas.

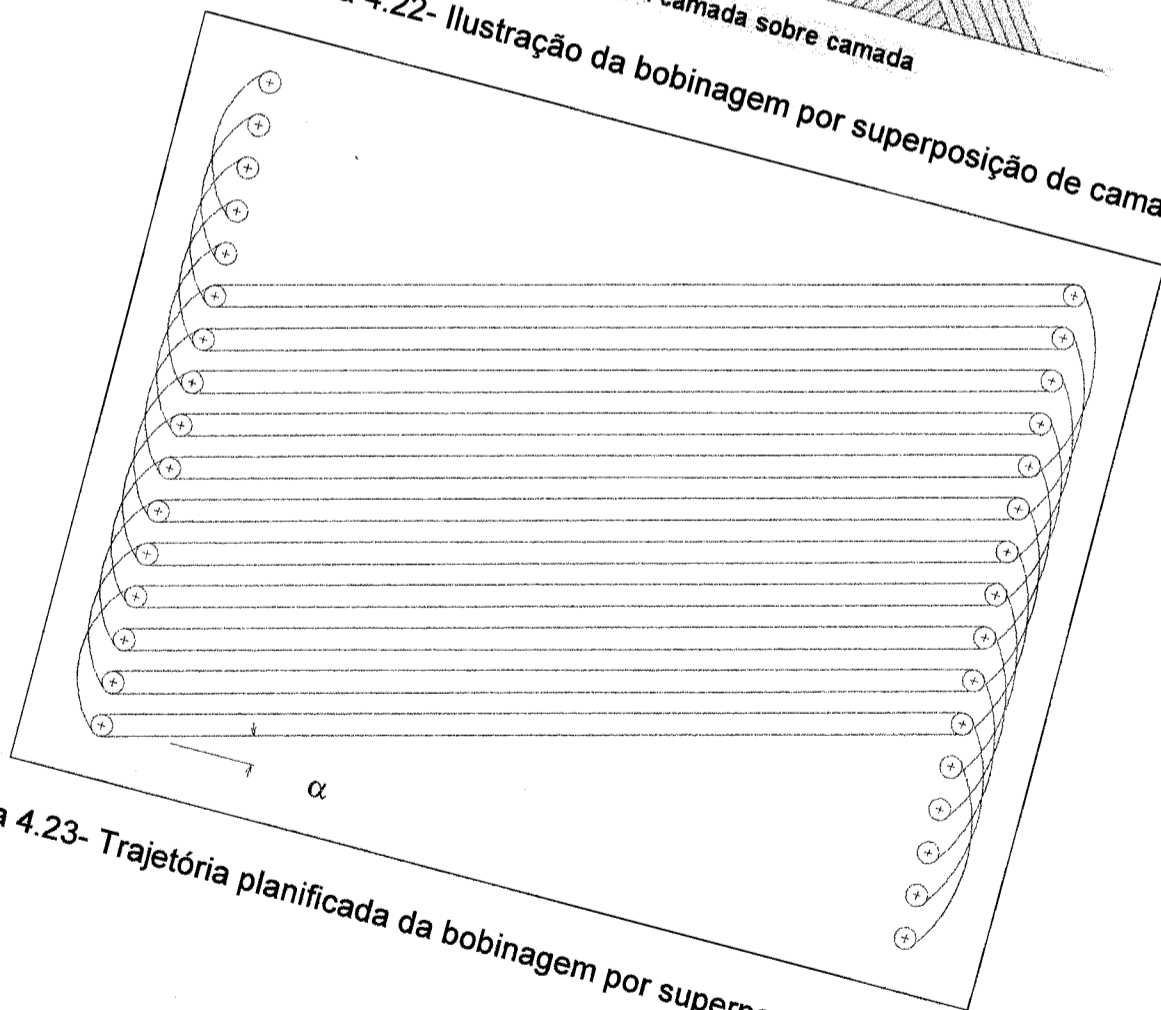


Figura 4.23- Trajetória planificada da bobinagem por superposição de camadas.

Para compreensão das etapas do processo, supõe-se, por exemplo, que a bobinagem se inicie pelo lado esquerdo da máquina bobinadeira, conforme figura.4.13. A partir desta posição, atribuída como A e que possui o domo A, o carro com o sistema impregnador se desloca para a direita, com o mandril girando no sentido horário, até atingir o lado oposto, atribuído como B e que possui o domo B. Nesta posição, após laçar um dos pinos, o carro permanece parado enquanto o domo inicia um movimento de rotação no sentido horário, avançando um determinado número de pinos. Com sincronismo, após este movimento o carro inicia o retorno para o lado A, laçando um segundo pino no domo B.

Na etapa de retorno do carro para atingir o domo A, o mandril gira no sentido oposto, ou seja, anti-horário, e os mesmos movimentos que ocorreram no domo B serão repetidos no domo A, porém variando-se o deslocamento do número de pinos, de modo que as fibras sejam posicionadas sempre junto à fibra anteriormente colocada.

Esta sequência de ações se repete sucessivamente nos domos A e B, produzindo uma camada sem cruzamento de fios. O ângulo de bobinagem é conseguido pela coordenação de movimentos entre o deslocamento longitudinal do carro e a rotação do mandril.

O posicionamento do reforço sobre o mandril, para os dois processos apresentados, é reproduzido na figura 4.24. O esquema na figura 4.24a é produzido pela bobinagem cruzada, no qual, como já foi mencionado, cada

cobertura completa do mandril representa duas camadas e o da figura 4.24b é produzido pelo bobinamento por superposição de camadas.

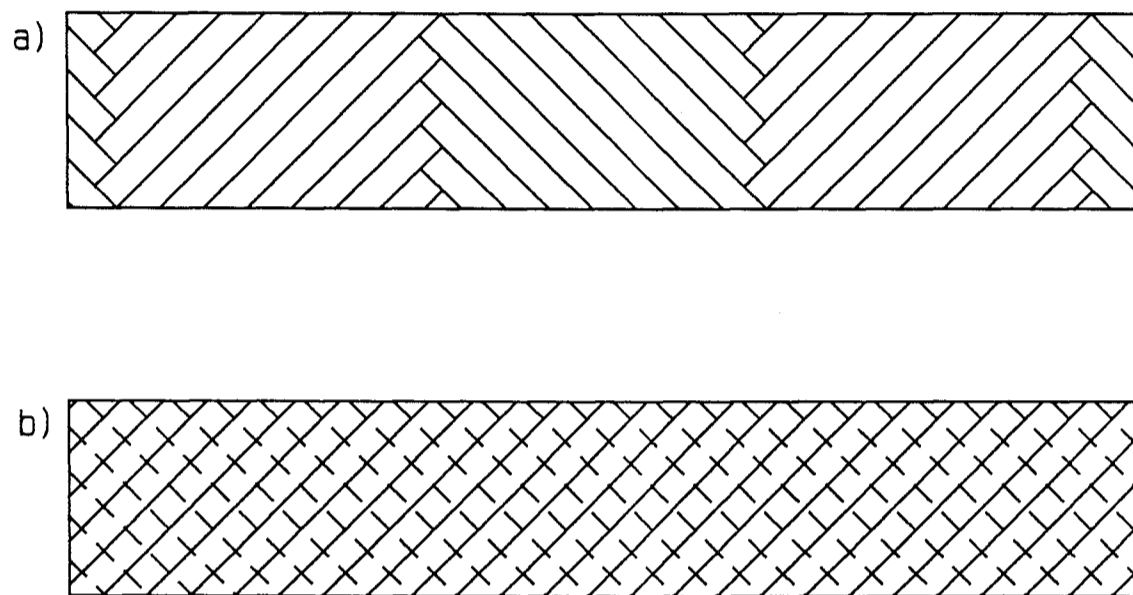


Figura 4.24- Sequência do posicionamento do reforço na fabricação pelo processo *filament winding*: a) bobinagem cruzada e b) bobinagem por superposição de camadas.

No processo de fabricação por bobinamento de filamentos contínuos (*filament winding*), um compósito é formado pelo enrolamento de filamentos ou fios em torno de um mandril. De maneira a assegurar adequada compactação das camadas, é necessário que haja um esforço atuando sobre as mesmas durante toda a etapa de bobinagem e este objetivo pode ser conseguido por dois caminhos. Um deles, é estabelecer uma tensão de enrolamento no fio, chamada de tensão de bobinagem, mediante a colocação de tensionadores pneumáticos no porta-bobinas. O segundo, é permitir uma compactação por sistema de

roletes. No estudo que foi desenvolvido, houve a preocupação de empregar os dois modos indicados, o que, seguramente, elevou a qualidade das peças produzidas, procurando-se garantir a fração volumétrica especificada para o trabalho e regiões interlaminares com ausência de vazios.

4.6 Ensaio hidrostático

4.6.1 Introdução

Materiais compósitos geralmente confirmam suas qualidades para emprego em trabalhos onde resistência química, baixo peso específico e elevada resistência mecânica são itens exigidos. Contudo, este material é complexo, heterogêneo e anisotrópico o que exige um projeto construtivo feito com critério e um minucioso controle das matérias-primas e dos métodos de produção empregados, de modo a garantir confiabilidade, eficiência e segurança no meio onde serão utilizados.

Muito embora haja métodos de cálculo que permitem prever o desempenho do componente sob cargas estáticas e dinâmicas, que sempre levam em conta os tipos de matriz e reforços e a distribuição e orientação dos mesmos na fabricação do material, existe ainda, no entanto, uma grande incerteza quanto aos mecanismos de falha e a influência da interface fibra/matriz no comportamento do material, bem como problemas oriundos da fabricação que, muitas vezes, não são levados em conta na análise estrutural. Assim, é sempre importante que sejam conduzidos ensaios que possam, de certa maneira,

antecipar eventuais problemas futuros nos componentes produzidos de materiais compósitos.

Neste estudo, no qual todas as etapas do trabalho foram analisadas, deve-se considerar que pouco valor teriam estes dados se não fosse feito ou selecionado um método confiável de avaliação dos cilindros que, como salientado, pudesse criar condições para antecipar, na prática, os limites de operação deste componente e, como consequência, a fratura do material. Para peças cilíndricas, em ensaios destrutivos, é recomendado o ensaio hidrostático, que neste trabalho consistiu em submeter os tubos a uma carga monotônica, aplicando-se taxa de 55 kPa/s de pressão interna até que se atingisse o colapso.

4.6.2 Procedimento experimental

Os exemplares foram fabricados pelo método *filament winding*, sendo produzido um total de 10 peças, das quais 5 unidades pelo processo da "bobinagem cruzada" e, outras 5, pelo processo da "bobinagem por superposição de camadas". As configurações foram respectivamente $[90^\circ/\pm 25^\circ/90^\circ/\pm 25^\circ/90^\circ_2]_T$ e $[90^\circ/-25^\circ/+25^\circ/90^\circ/-25^\circ/+25^\circ/90^\circ_2]_T$, onde o subscrito na indicação do ângulo mostra o número de camadas correspondentes ao respectivo ângulo e o subscrito "T", que se refere a "total", estabelece que o laminado é constituído pelo número de camadas indicadas entre os colchetes. Estas configurações de bobinagem caracterizam um compósito desbalanceado e assimétrico em relação à linha neutra, que corresponde à camada intermediária de 90° .

O sistema resina-endurecedor-acelerador para formação da matriz é indicado na tabela 4.6 com as respectivas proporções de mistura. O reforço escolhido foi o Tenax HTA 6000, que apresenta propriedades e características conforme indicado na tabela 4.1. Além do aspecto da resistência mecânica, selecionou-se o fio 6000 de modo a garantir camadas mais finas, para elevar o grau de homogeneidade da estrutura.

componente	Resina	Endurecedor	Acelerador
tipo	Araldite-F	Hy 905	Dy 062
proporção	100 partes	80 partes	0,5 parte

Tabela 4.6- Proporções de mistura em peso para formação da matriz.

A unidade de pressurização utilizada está equipada com uma bomba hidráulica com capacidade de até 1000 bar e cujo fluido hidráulico é um óleo solúvel em água na proporção de 1/20. O pistão da bomba é acionado a ar comprimido com pressão mínima de 3 bar e máxima de 10,5 bar. Um desenho esquemático da unidade de pressurização e o diagrama do circuito hidráulico são mostrados, respectivamente, nas figuras 4.25 e 4.26.

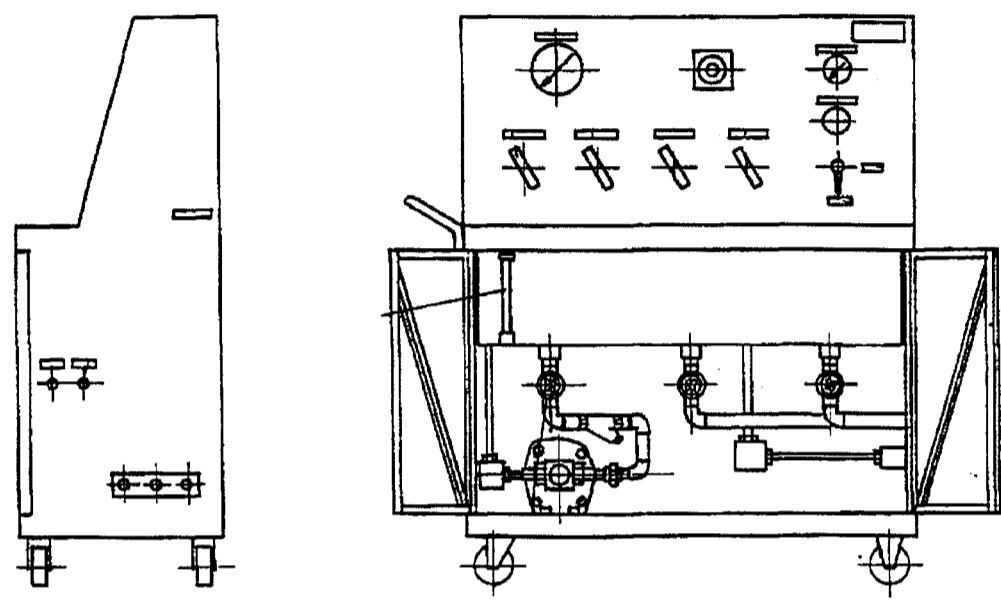


Figura 4.25- Desenho esquemático da unidade de pressurização.

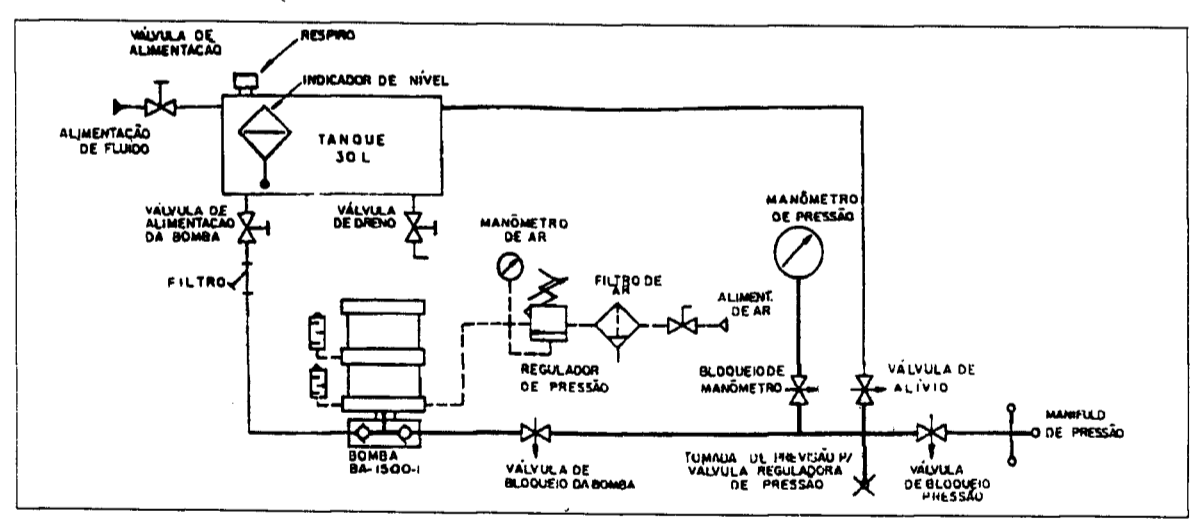


Figura 4.26- Diagrama do circuito hidráulico do sistema de pressurização.

Um dispositivo para os testes hidrostáticos que atendesse às dimensões dos cilindros foi desenvolvido para este trabalho. Este dispositivo consiste de um tubo central conectado a um flange inferior e, este, à base de fixação, por parafusos. Na parte superior há também flanges de modo a poder acomodar o cilindro a ser ensaiado, bem como anéis espaçadores que foram projetados com a intenção de tornar o dispositivo capacitado a receber tubos de vários comprimentos. Todo o contato entre as partes que compõem o dispositivo é feito por anéis de vedação especialmente selecionados para resistir aos elevados níveis de pressão. A pressurização foi feita através de uma válvula situada na base do dispositivo. Na figura 4.27 é apresentado o desenho do dispositivo de ensaio.

O método de teste escolhido foi aquele denominado de ensaio monotônico (*monotonic test*), que consiste em um aumento constante da pressão em relação ao tempo. Esta pressão interna é aplicada nos cilindros até o estágio em que haja a formação de orvalho na superfície externa dos mesmos ou a sua ruptura, de acordo com o critério de ensaio estabelecido, sendo adotado este último no presente trabalho. Vale salientar que o dispositivo foi projetado de modo a produzir nos exemplares apenas tensões tangenciais, eliminando o estado biaxial de tensões (tangencial e longitudinal), que surge no cilindro, quando o trabalho é conduzido adotando-se mandril fechado com domos (*end closure*), comumente realizado nos ensaios de vasos de pressão e cilindros.

Após a fratura os cilindros foram encapsulados em plástico, selados nas suas extremidades e acondicionados adequadamente para, na etapa seguinte, serem retiradas amostras para análise no microscópio óptico e eletrônico de

varredura. O aspecto dos cilindros fraturados está apresentado nas fotos do capítulo 5.

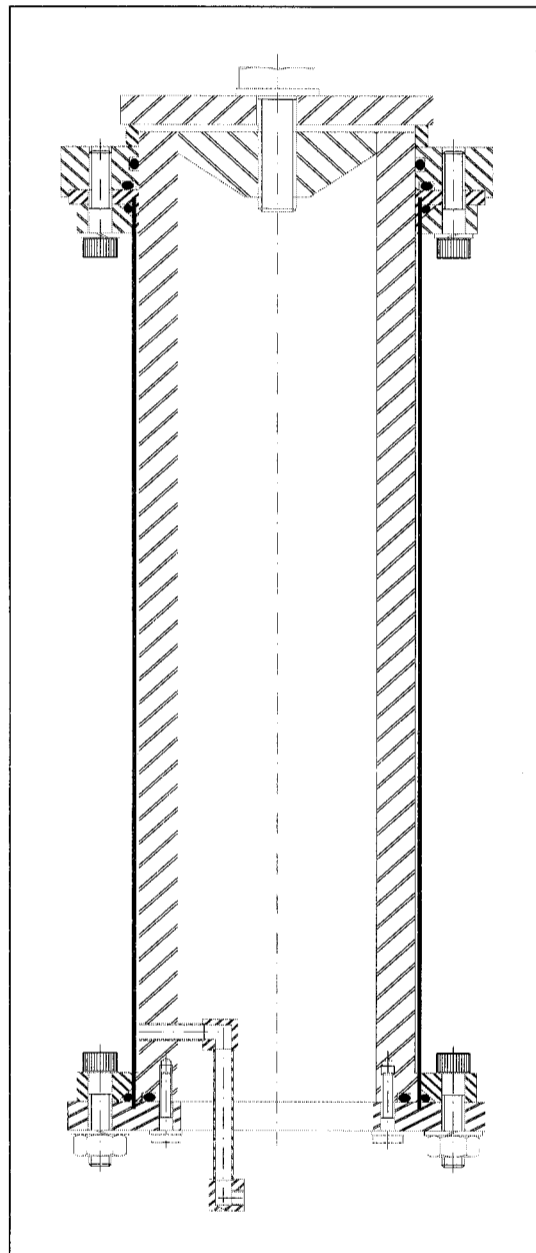


Figura 4.27- Dispositivo de ensaio hidrostático

5.0- RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Introdução

O material utilizado neste estudo apresenta uma característica particularmente interessante, que é o fato de permitir ser desenvolvido de acordo com os requisitos destinados à sua utilização. Isto é, mediante o conhecimento da aplicação final, pode-se selecionar as matérias-primas constituintes para atenderem a aplicação exigida. Esta condição, no entanto, requer exaustivos ensaios, para que a fibra de carbono, a matriz e, posteriormente, o compósito sejam plenamente qualificados, bem como a determinação da densidade e frações volumétricas. Após estas etapas concluídas torna-se necessário, como avaliação final, testes de desempenho do produto e análise da microestrutura.

Cumprindo o exposto no parágrafo anterior, serão apresentados resultados da resistência mecânica a temperatura ambiente do fio (*roving*), da matriz e de placas unidirecionais do compósito, bem como a análise térmica das placas e dos cilindros, estes fabricados segundo os dois métodos expostos no capítulo precedente, assim como valores do ensaio hidrostático. Finalmente, o trabalho faz uma avaliação da condição de fratura dos cilindros devido ao colapso provocado pela ação da pressão interna, aplicando técnicas de fratógrafia com a utilização da microscopia óptica e da microscopia eletrônica de varredura. Resultados da análise da interface fibra/matriz estão também contidos neste capítulo.

Levando-se em conta os esforços empreendidos no projeto e na fabricação de todo o ferramental e dispositivos utilizados neste trabalho, entende-se ser justo considerá-los como pertencentes aos resultados, muito embora não sejam transparentes na leitura do texto. Da mesma forma, é importante acrescentar que, apesar de não aparecerem de forma detalhada no conteúdo deste capítulo, a análise de tensões e os processos de fabricação, com maior destaque para o bobinamento por superposição de camadas, merecem igualmente serem considerados como resultados alcançados neste estudo.

5.2 Caracterização mecânica

Na tabela 5.1 estão apresentados os resultados dos ensaios de tração na matriz e no fio, bem como os de tração, compressão e cisalhamento, em corpos-de-prova de compósitos unidirecionais, ensaiados nas direções longitudinal (0°) e transversal (90°). O módulo de elasticidade, para os ensaios de compressão e cisalhamento, não pôde ser determinado porque a área bastante reduzida nos corpos-de-prova (*gage length*), após montagem nos respectivos dispositivos de ensaio, permite apenas a colocação de *strain-gages*, sendo necessário nesta situação um sistema de aquisição de dados, não disponível na época do trabalho. Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente.

A matriz, constituída de resina epoxi com quantidades proporcionais, em peso, de endurecedor e acelerador, conforme tabela 4.6, apresentou viscosidade adequada para um trabalho de até 5 horas. Este é um importante parâmetro do processo para garantir a impregnação dos filamentos que formam o fio e se obter

as frações volumétricas desejadas. Uma condição associada à viscosidade e também importante para o processo, é a determinação do tempo de utilização da matriz (*pot life*), que estabelece o tempo adequado de trabalho antes que se iniciem as reações de polimerização. Esta característica do sistema resina-endurecedor-acelerador assegura que não ocorra a formação do estado gel da matriz sobre o mandril durante a etapa de bobinagem.

Os valores obtidos para o fio de carbono, na tabela 5.1, apresentam-se como indicados pela literatura [59]. A densidade, pelo método de Arquimedes, foi de $1,758 \pm 0,008 \text{ g/cm}^3$, enquanto que a densidade linear, que corresponde a massa do fio por unidade de comprimento, foi de $0,401 \pm 0,004 \text{ g/m}$ ou 401 TEX, para *roving* de 6000 filamentos com $7 \text{ }\mu\text{m}$ de diâmetro por filamento. A indicação na literatura é de $0,400 \text{ g/m}$ ou 400 TEX.

Ao contrário dos metais, que podem apresentar reduzida dispersão nos valores de propriedades mecânicas, os compósitos poliméricos, como causa principal atribuída às inúmeras variáveis envolvidas no processo, apresentam uma maior dispersão de valores e necessitam de um número maior de corpos-de-prova para a realização dos ensaios mecânicos. Assim, para o ensaio de tração a 0° foram fabricados 90 cp's, para tração a 90° , 70 cp's; para compressão a 0° , 50 cp's; para compressão a 90° , 50 cp's; para cisalhamento a 0° , 40 cp's e para cisalhamento a 90° , 30 cp's.

A tabela 5.1 apresenta os resultados correspondentes à média de cada um dos ensaios, acompanhados pelos respectivos desvios padrão. As notações

σ_u , E e ν , representam, respectivamente, tensão de ruptura, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson.

Tabela 5.1- Propriedades obtidas nos ensaios de caracterização mecânica das placas unidirecionais (valores médios).

ensaio	σ_u (MPa)	E(GPa)	ν
matriz	48±8	3,6±0,3	0,40±0,01
fio	3232±138	234±5	-
tração-0°	1754±238	145±22	0,30±0,02
tração-90°	28±7	9±2	0,019±0,002
compressão-0°	912±59	-	-
compressão-90°	139±8	-	-
cisalhamento-0°	51±8	-	-
cisalhamento-90°	70±8	-	-

5.3 Análise térmica

O exame do material nesta etapa, consistiu na determinação da densidade e frações volumétricas dos cilindros e das placas fabricadas, para retirada dos corpos-de-prova, bem como verificação do grau de polimerização da matriz pela avaliação da temperatura de transição vítrea.

Para determinação das frações volumétricas, que relacionam a matéria-prima de cada constituinte com o volume total do material, e que representam um importante parâmetro para qualificar o compósito, as equações empregadas para cálculo exigem que sejam determinados, primeiramente, os valores de massa

correspondentes a cada matéria-prima participante da formação do material. Tais valores foram determinados por análise termo-gravimétrica (TGA) sob atmosfera de nitrogênio UP e taxa de aquecimento de 10 °C/min em amostras retiradas das extremidades excedentes dos tubos.

As figuras 5.1 e 5.2 apresentam os gráficos obtidos para esta análise, correspondentes aos cilindros 10-34 e 20-25, que foram fabricados, respectivamente, pelos métodos cruzado e por superposição de camadas. Os valores de densidade e frações volumétricas para as placas estão indicados na tabela 5.2, e para os cilindros, na tabela 5.3, sendo que d_c representa a densidade em g/cm^3 , v_f expressa a fração volumétrica de fibra, v_m a fração volumétrica de matriz e v_v a fração volumétrica de vazios, todas estas últimas em porcentagem, destacando-se que cada ponto indicado nestas tabelas é obtido pela média da medida realizada em três amostras.

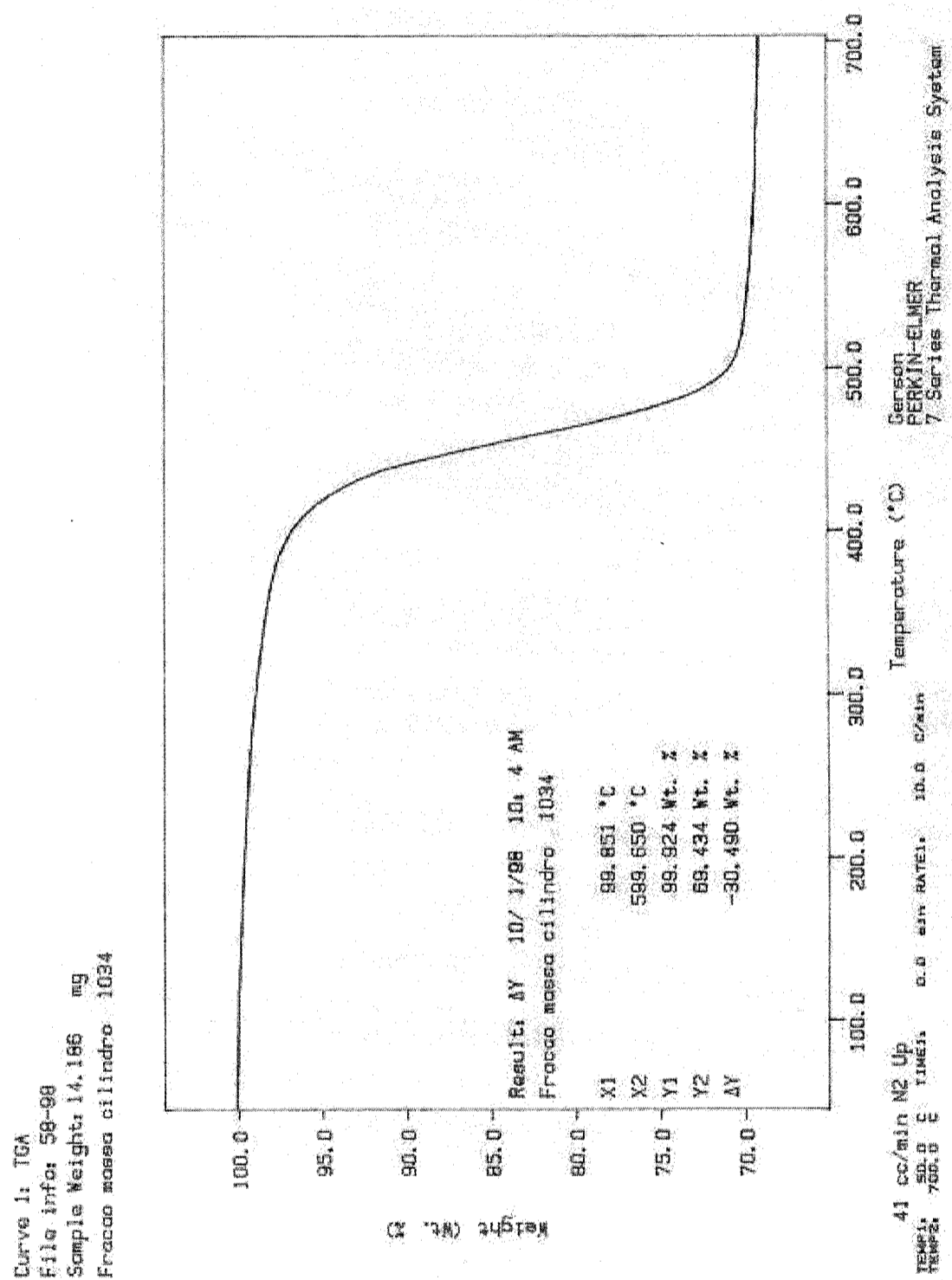


Figura 5.1- Determinação das frações mássicas do cilindro 10-34 utilizando a curva termogravimétrica.

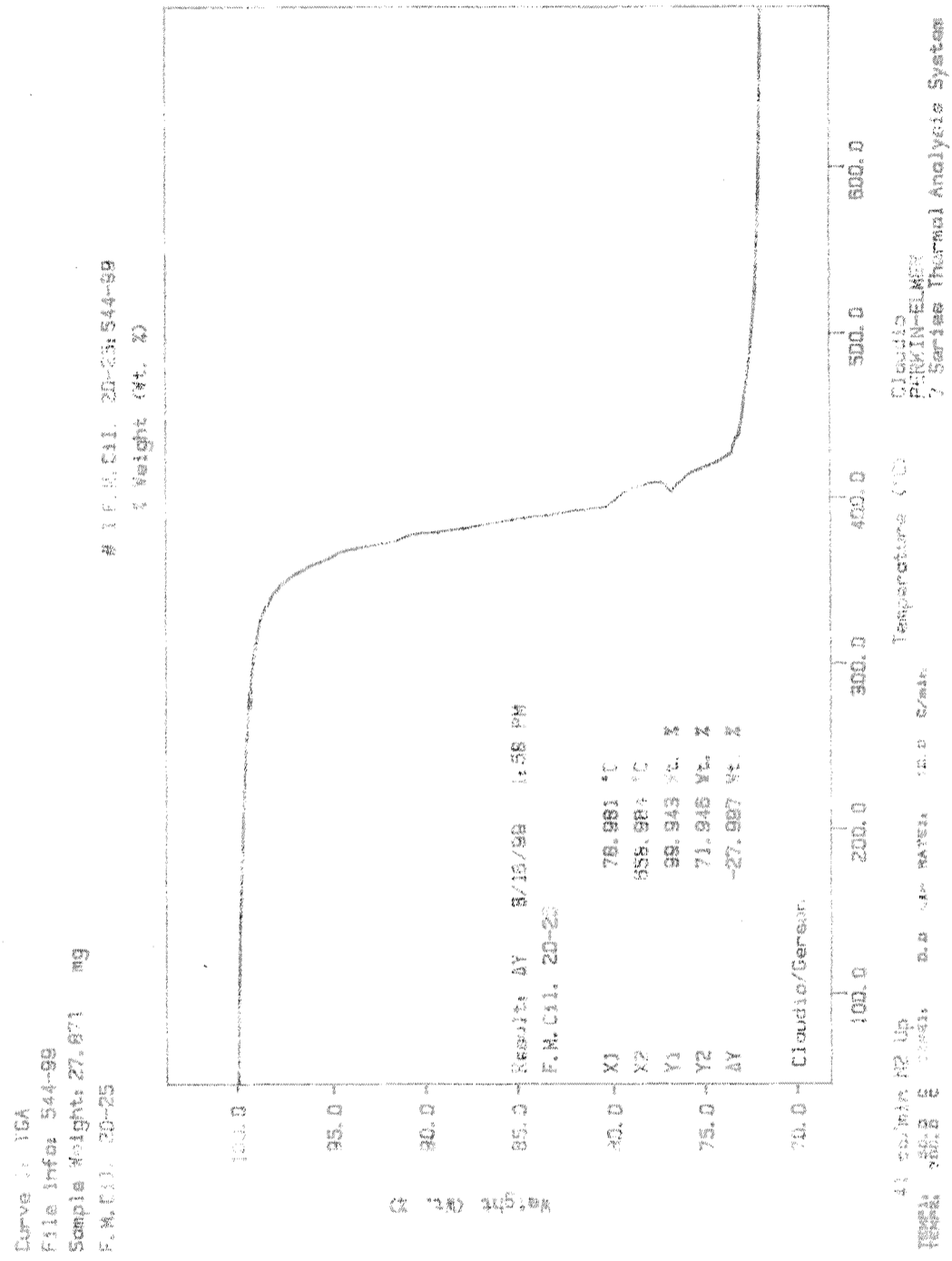


Figura 5.2- Determinação das frações mássicas do cilindro 20-25 utilizando a curva termogravimétrica.

Tabela 5.2- Densidade e frações volumétricas das placas unidirecionais.

	densidade	frações volumétricas		
	d_p (g/cm ³)	v_f (%)	v_m (%)	v_v (%)
placas	1,552±0,004	72,62±1,20	24,74±0,79	2,64±0,68

Tabela 5.3- Densidade e frações volumétricas dos cilindros.

cilindros	densidade	frações volumétricas		
	d_c (g/cm ³)	v_f (%)	v_m (%)	v_v (%)
10-34	1,543±0,004	62,92±0,17	36,06±0,10	1,02±0,27
10-36	1,552±0,008	63,52±0,31	35,93±0,18	0,55±0,49
10-39	1,548±0,004	65,13±0,19	33,27±0,10	1,60±0,29
10-40	1,552±0,008	64,19±0,34	34,92±0,19	0,89±0,52
10-41	1,549±0,008	66,21±0,34	31,73±0,16	2,06±0,50
20-25	1,554±0,003	65,41±0,11	33,35±0,06	1,24±0,17
20-26	1,564±0,002	68,31±0,08	29,95±0,03	1,74±0,11
20-34	1,549±0,004	65,41±0,18	32,89±0,09	1,70±0,28
20-35	1,554±0,002	63,39±0,09	36,24±0,05	0,37±0,15
20-37	1,550±0,003	65,17±0,12	33,33±0,06	1,50±0,17

Nos gráficos obtidos pelo TGA, na ordenada está representada a massa da amostra em porcentagem e na abscissa a temperatura de aquecimento em °C, sendo que à temperatura T1 a massa inicial da amostra é indicada por Y1. Após a completa volatilização da matriz, que neste sistema ocorre aproximadamente à temperatura de 550 °C, indicada no gráfico por T2, tem-se apenas a presença no porta-amostra da massa de fibra de carbono, denominada de Y2. Estes valores, juntamente com a densidade do compósito, densidade da fibra e densidade da matriz, são empregados para determinação das frações volumétricas correspondentes à matriz e à fibra, bem como do volume de vazios.

A formação de vazios nos compósitos de matriz orgânica está quase sempre associada a três causas:

a) impregnação incompleta da fibra pela matriz

Ocorre quando os mecanismos presentes no sistema de impregnação não são perfeitamente eficientes ou adequados à função de permitir uma boa penetração da matriz na fibra, impedindo, deste modo, uma boa molhabilidade dos filamentos. Esta condição também é atingida quando a matriz apresenta viscosidade insatisfatória para o método.

b) aprisionamento de ar entre as camadas do compósito

Durante o processo de bobinagem pode ocorrer a retenção de ar entre as camadas do compósito, provocando vazios interlaminares.

c) liberação de vapor dos componentes utilizados na formulação da matriz

Este fenômeno ocorre durante a etapa de aquecimento para a polimerização da matriz, causando vazios intralaminares.

Nos componentes destinados a aplicações que submetem os materiais a elevado nível de solicitação mecânica, como estruturas primárias de aviões militares, estruturas secundárias de aviões comerciais, foguetes e mísseis, satélites, tubulações para plataformas de petróleo e indústria petroquímica, bem como na área nuclear, o volume de vazios é um dos parâmetros de processo que mais deve ser controlado. Recomenda-se níveis inferiores a 2% [60] em relação ao volume total do material, sendo muitas vezes de, no máximo, 1%, para processos que utilizam materiais pré-impregnados, com tolerâncias para o primeiro de até 0,2%. Isto implica em severo controle da qualidade nas etapas de fabricação, principalmente aquelas que envolvem a impregnação da fibra.

Na quase totalidade dos cilindros, a porcentagem de vazios não atingiu o limite máximo de 2%, exceção apenas do exemplar 10-41. Os dados das demais propriedades que constam na tabela 5.3, referentes à densidade e frações volumétricas de fibra e matriz, apresentaram valores indicados pela indústria aeroespacial para aplicações que envolvem componentes fabricados de materiais compósitos de fibra de carbono e matriz polimérica [2].

Para verificação do grau de polimerização da matriz, através da associação com a temperatura de transição vítrea, indicada por T_g , foi utilizado um calorímetro exploratório diferencial (DSC), que a exemplo do TGA trabalha sob atmosfera de nitrogênio ultra puro, porém com taxa de aquecimento de 40 °C/min. Para análise desta propriedade física, as figuras 5.3 e 5.4 mostram os termogramas obtidos para os cilindros 10-34 e 20-25, fabricados respectivamente pelos métodos cruzado e por superposição de camadas.

A importância desta análise reside em verificar se as reações de polimerização do sistema resina-endurecedor-acelerador atingiram efetivamente o nível pré-estabelecido, quando relações temperatura e tempo são empregadas corretamente. Observa-se nos termogramas das figuras 5.3 e 5.4 que há uma diferença de 25 °C entre os Tg's determinados para os dois cilindros, sendo maior para o 10-34. Isto foi creditado à polimerização da matriz devido ao uso de estufas com sistemas de aquecimento diferentes, pois no primeiro grupo empregava-se lâmpadas e no segundo, estufas com resistência elétrica.

A diferença mencionada, em detrimento dos cilindros do grupo 20, é prejudicial porque mostra que a polimerização da matriz não foi completa. Esta é a causa atribuída ao resultado 3% inferior obtido no ensaio hidrostático, comparado à média dos cilindros do grupo 10, como será mostrado no item 5.5.

Destaca-se que os parâmetros tempo e temperatura utilizados na estufa de resistência elétrica foram corrigidos após a fabricação dos cilindros para este trabalho, garantido valores de Tg compatíveis com os registrados para a matriz polimerizada na estufa com lâmpadas infra-vermelho.

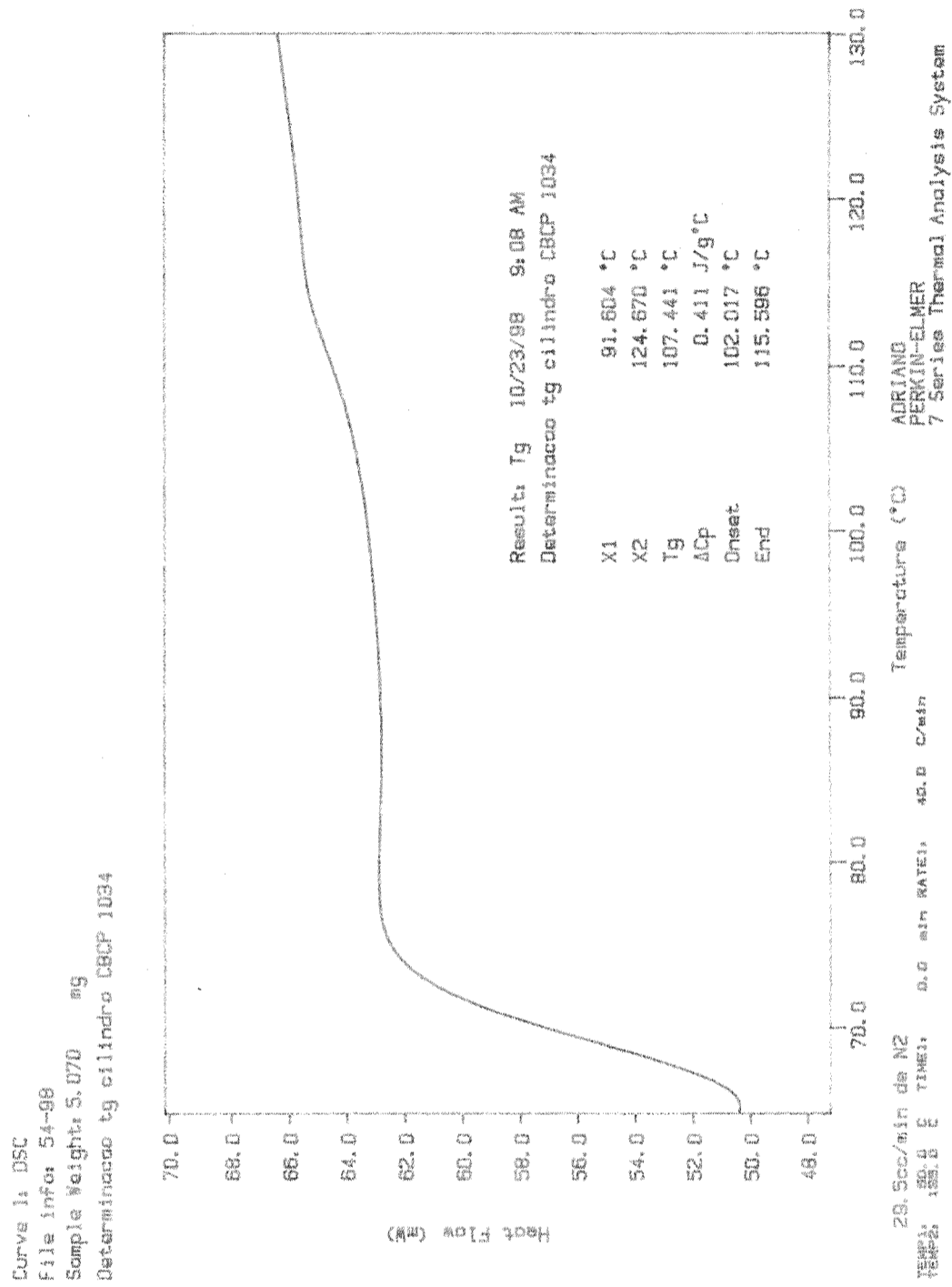


Figura 5.3- Determinação da temperatura de transição vítrea do cilindro 10-34 utilizando o termograma do DSC.

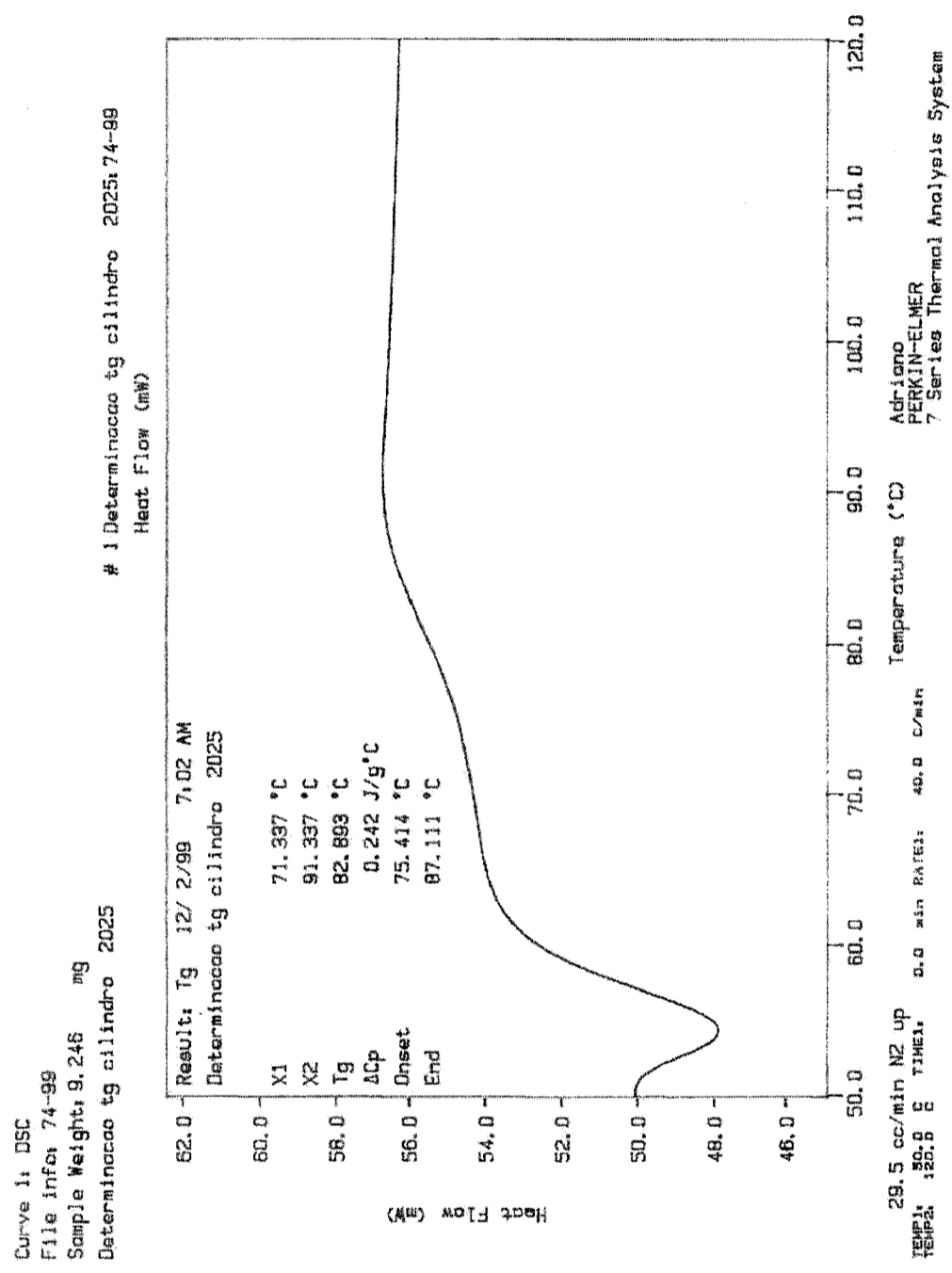


Figura 5.4- Determinação da temperatura de transição vítrea do cilindro 20-25 utilizando o termograma do DSC.

A determinação da temperatura de transição vítrea, ilustrada na figura 5.5, é feita na faixa estabelecida pelos pontos que determinam a transição entre o estado vítreo e o estado amolecido do material, que nos gráficos são indicados pelas temperaturas assinaladas por X1 e X2 e correspondem a mudança da linha-base na curva do DSC. O valor de Tg é obtido como o ponto médio do segmento de reta formado pela interseção da tangente à curva na região de transição (no ponto de inflexão desta) com as linhas-base ou seus prolongamentos [61], sendo estes pontos de intersecção denominados de início (*onset*) e fim (*endset*).

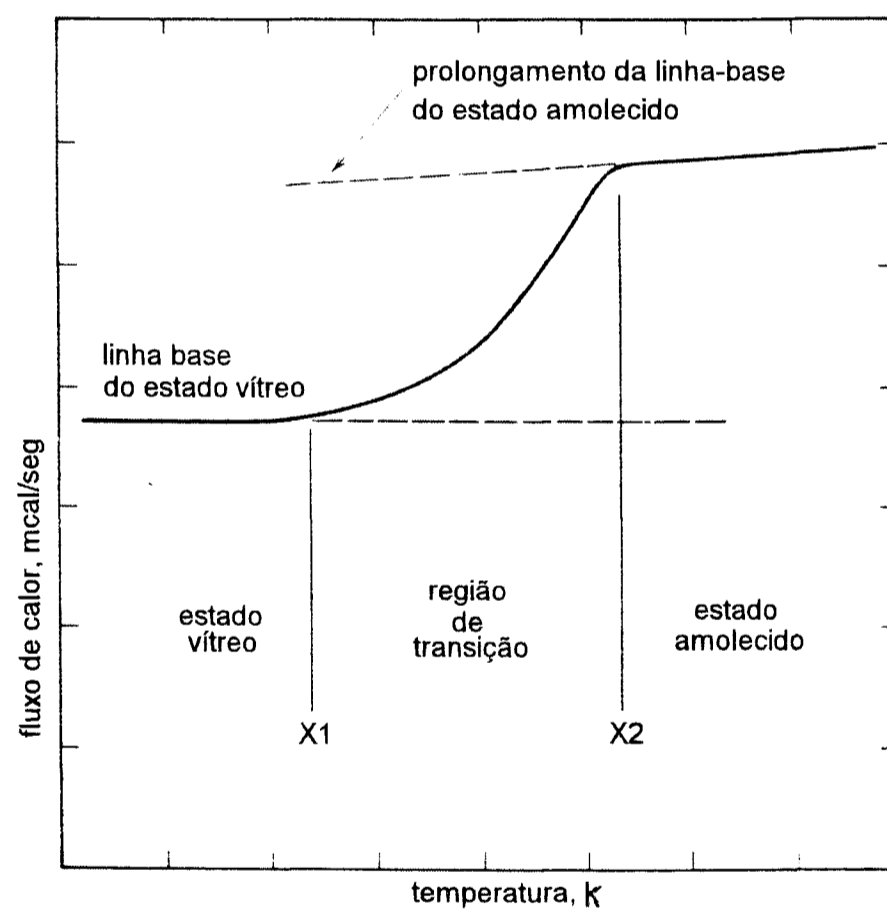


Figura 5.5- Ilustração da determinação da temperatura de transição vítrea utilizando a curva do DSC.

Uma propriedade que está intimamente relacionada ao Tg é a temperatura de amolecimento do compósito, conhecida pela sigla HDT, do inglês, *heat deflection temperature*, e que, para matrizes poliméricas, é muito próxima do valor de Tg [62]. Assim, a temperatura de transição vítrea estabelece o que poderia se chamar de uma “mudança de estado físico” do material quando este passa de uma estrutura rígida para um estado amolecido. Este estado amolecido é caracterizado por perda das propriedades mecânicas e físicas, como módulo de elasticidade, calor específico, coeficiente de expansão e viscosidade [63], visto que as matrizes termofixas sofrem amolecimento e não fusão.

A determinação desta temperatura (Tg) nos compósitos poliméricos é importante porque estabelece o limite de utilização do material quando sob ação de temperatura elevada. A partir desta situação física, a matriz, por perda da integridade estrutural, não consegue distribuir convenientemente a carga para as fibras devido a perda da eficiência da colagem da interface fibra/matriz.

5.4 Análise da interface fibra/matriz

A suscetibilidade dos compósitos em apresentar descolamento e trincas é influenciada pela qualidade da adesão na interface fibra/matriz. Na análise de amostras retiradas dos cilindros fraturados observou-se retenção de matriz sobre a fibra, indicando que houve uma efetiva ligação entre estas duas matérias-primas. Esta situação é sempre desejável em elementos altamente resistentes, tornando-os, porém, extremamente frágeis, caso do compósito aplicado neste estudo.

Quando a interface apresenta ótima adesão entre os elementos constituintes do compósito observa-se uma elevada porcentagem de fibras fraturadas provocando o mínimo arrancamento destas da matriz. A figura 5.6 apresenta a micrografia de uma das peças colapsadas, ilustrando este comportamento. Componentes estruturais que exibem esta situação alcançam um limite de resistência longitudinal elevado.

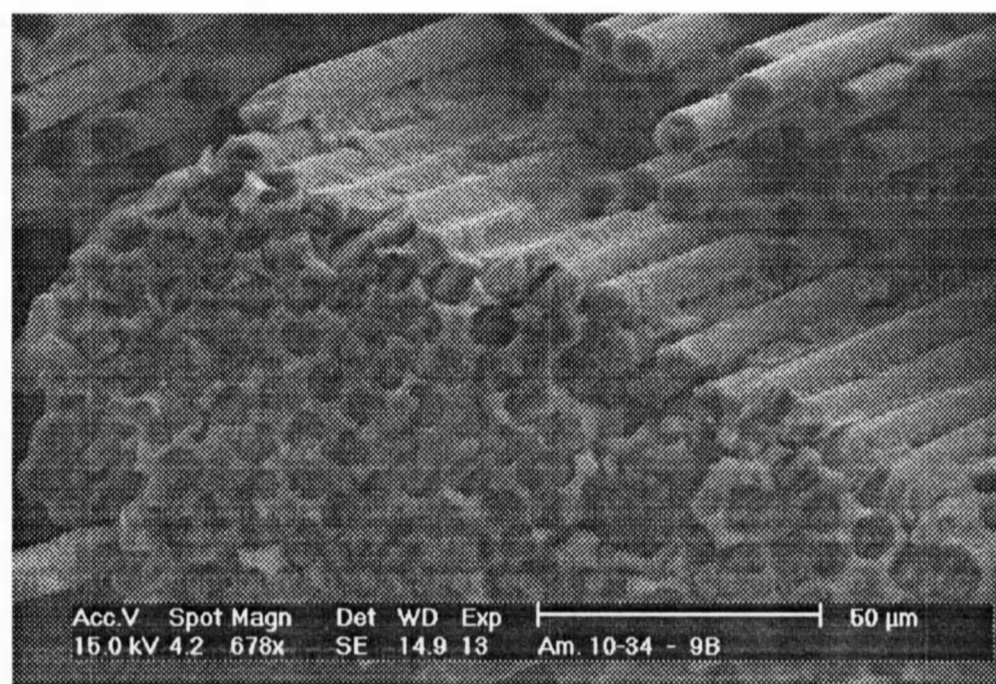


Figura 5.6- Micrografia do MEV mostrando fibras fraturadas numa amostra do cilindro 10-34.

Um engano, às vezes cometido, é supor que uma excelente adesão da fibra à matriz é necessária para garantir uma elevada rigidez do material [64], esta última estando relacionada a capacidade de o mesmo apresentar mais ou menos deformação. Como salientado, a análise da interface fibra/matriz está direcionada a verificar se a carga aplicada está sendo integralmente recebida pela fibra. Neste

sentido a análise das micrografias obtidas dos tubos fraturados revelaram que houve uma boa aderência da fibra à matriz, conforme mostrado pelo figura 5.7.

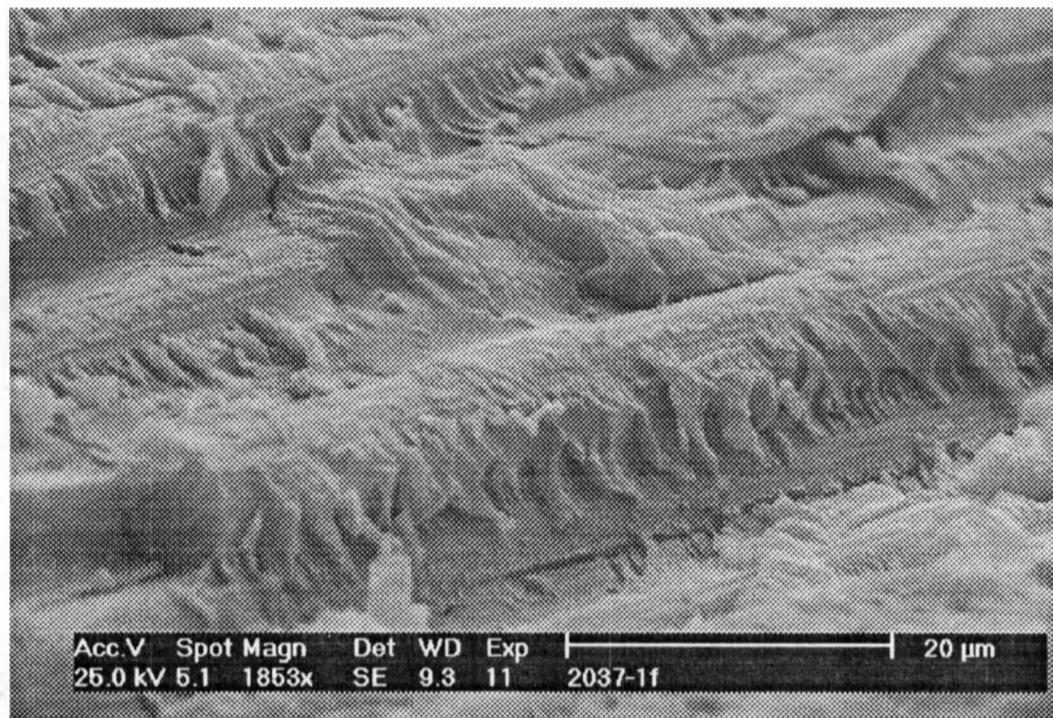


Figura 5.7- Micrografia do MEV mostrando a adesão das fibras na matriz numa amostra do cilindro 20-37.

Foram detectadas em algumas amostras falhas de adesão, causando descolamento do elemento de reforço. Impressão das fibras na matriz (*imprints*) e fibras "descobertas" com pouca retenção de matriz, respectivamente conforme figuras 5.8 e 5.9, são características típicas deste mecanismo de falha. Embora o processo seja automatizado e o ambiente controlado para se evitar qualquer tipo de contaminação, um argumento para justificar esta falha seria um eventual contato das mãos nas fibras durante a abertura dos novelos e o posicionamentos dos mesmos no porta-bobinas ou, mesmo ainda, localizadamente, uma mistura não plenamente homogênea dos componentes que formam a matriz.

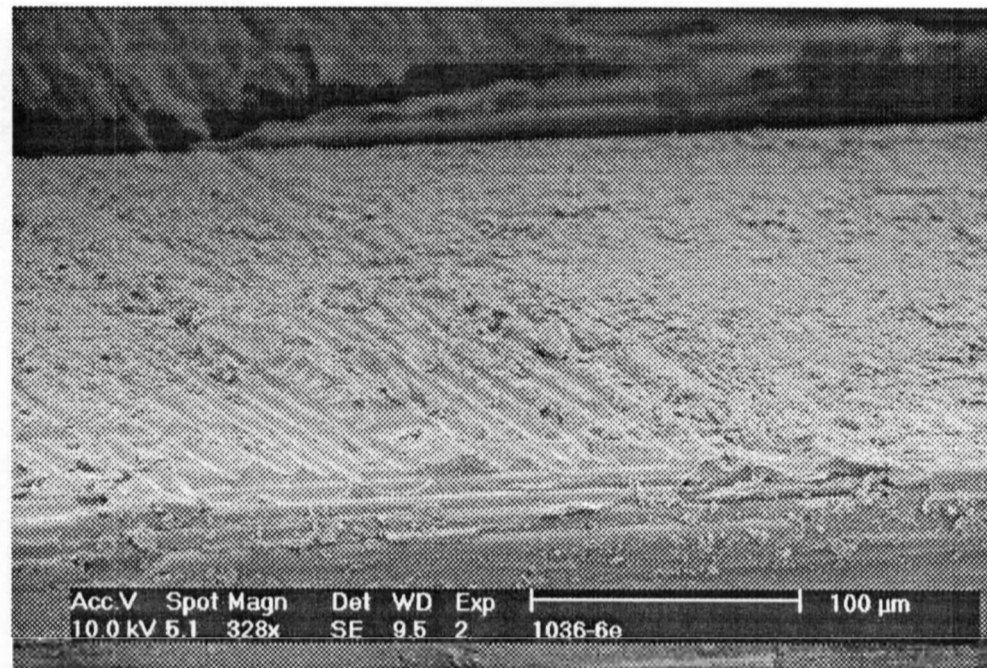


Figura 5.8- Micrografia do MEV mostrando impressão das fibras na matriz numa amostra do cilindro 10-36.

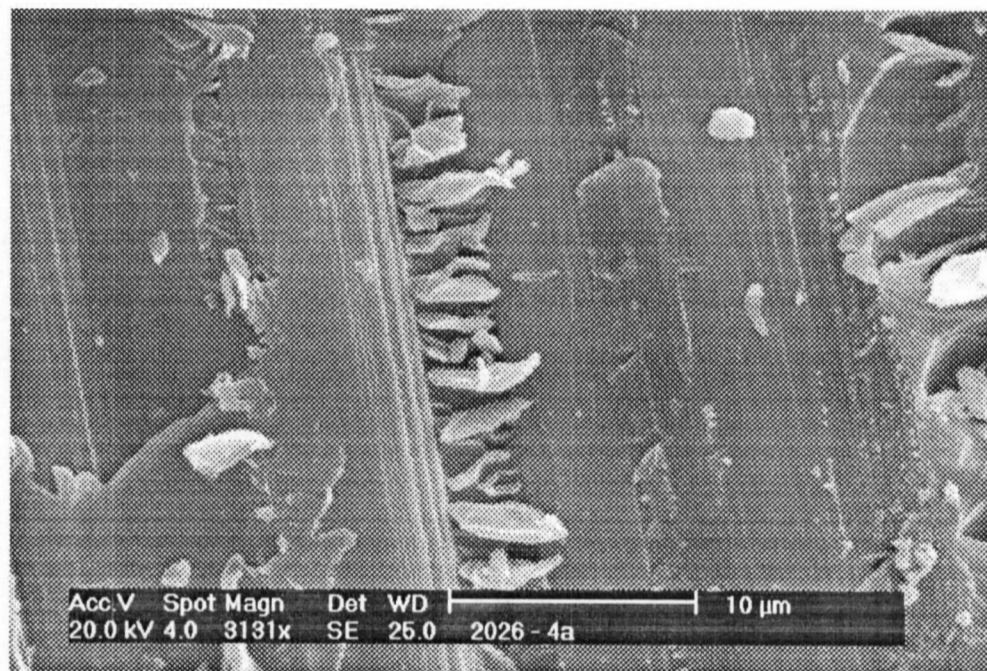


Figura 5.9- Micrografia do MEV exibindo fibras com pouca retenção de matriz numa amostra do cilindro 20-26.

5.5 Análise da fratura

Na escala macroscópica, a morfologia da superfície fraturada, seja ela intralaminar, interlaminar ou translaminar, originada por diversos modos de falha, dificulta a análise para determinação das causas da falha. Porém na escala microscópica, devido à visualização da topografia da fratura, o trabalho pode ser conduzido de modo a permitir a determinação dos tipos e modos de falha do material. Portanto, um estudo dos micromecanismos de falha inclui análises dos modos individuais de falha da fibra, da matriz e da interface utilizando-se microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura, enquanto que no estudo macromecânico de falha do compósito os detalhes de ruptura dos materiais constituintes são ignorados e considera-se o comportamento de todo o material como uma estrutura homogênea.

5.5.1 Macroscopia da fratura

O aspecto global dos cilindros após a fratura, os quais foram colapsados aplicando-se apenas tensão circunferencial, foi registrado através de uma completa foto-documentação evidenciando-se as falhas internas, externas e da seção transversal. Os cilindros em cuja bobinagem houve o entrelaçamento dos filamentos (bobinamento cruzado) mantiveram-se mais uniformes após o colapso. Entretanto o grupo de cilindros fabricados por superposição de camadas, exibiu danos muito mais acentuados, ocorrendo em alguns exemplares o arrancamento de parte do cilindro, conforme mostra a figura 5.10.

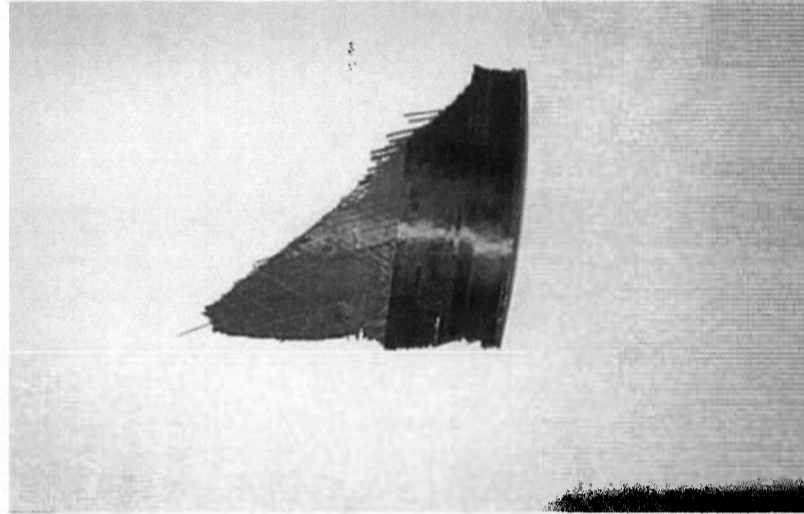


Figura 5.10- Fragmento de um cilindro, após o ensaio, fabricado pelo método de bobinagem por superposição de camadas.

Um exame dos tubos explodidos revela distintos tipos de falha. A figura 5.11 fornece uma visão da superfície externa de um cilindro fabricado pelo bobinamento cruzado, enquanto que a figura 5.12 tem o mesmo propósito, porém apresentando um cilindro fabricado por superposição de camadas, que serão denominados a partir deste ponto de grupo 10 e grupo 20, respectivamente.

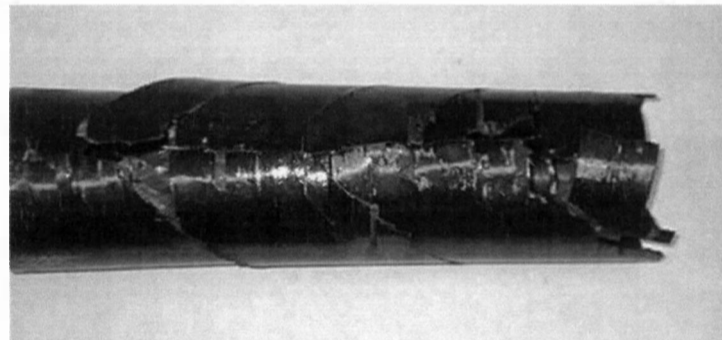


Figura 5.11-Aspecto superficial de um cilindro do grupo 10 (bobinamento cruzado)

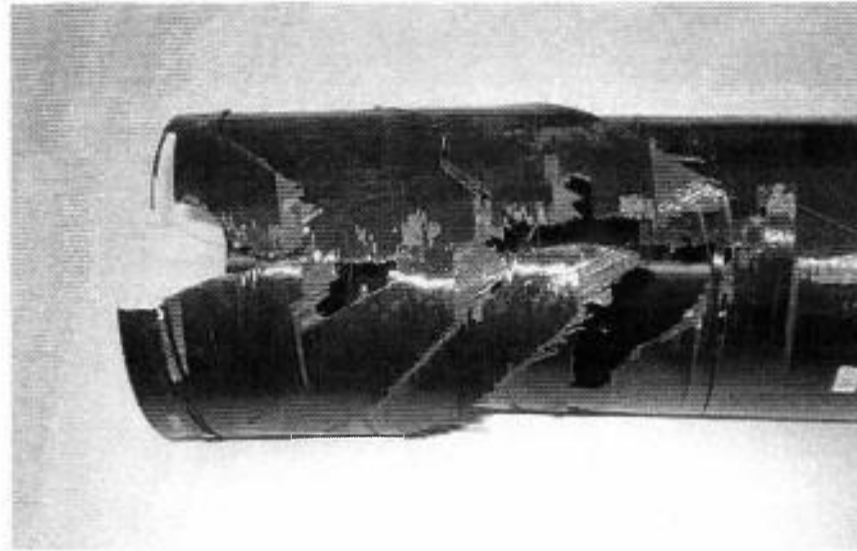


Figura 5.12- Aspecto superficial de um cilindro do grupo 20 (bobinamento por superposição de camadas), após o colapso.

Muito embora as tensões aplicadas devido a pressão interna sejam máximas na direção circunferencial, ocorreram trincas helicoidais próximas de 45° com relação ao eixo do cilindro (direção longitudinal), tanto à esquerda, quanto à direita, conforme exibidas pelas figuras 5.11 e 5.12. Destaca-se também que ocorreu extenso trincamento longitudinal provocado pela tensão circunferencial, causando fratura na seção transversal do cilindro. Em alguns exemplares esta fratura abriu o cilindro ao meio, com a trinca propagando-se de face a face do cilindro. Ramificadas desta fratura translaminar, ocorreram algumas trincas circunferenciais que causaram delaminação das camadas externas bobinadas a 90° (*hoop*).

Do ponto P, na ilustração da figura 5.13, trincas helicoidais se estenderam para a extremidade do cilindro nas direções próximas a $+45^\circ$ e -45° da trinca longitudinal, formando uma abertura de aproximadamente 90° que provocou a

separação de uma parte do cilindro, conforme mostrado no destaque pela figura 5.14.

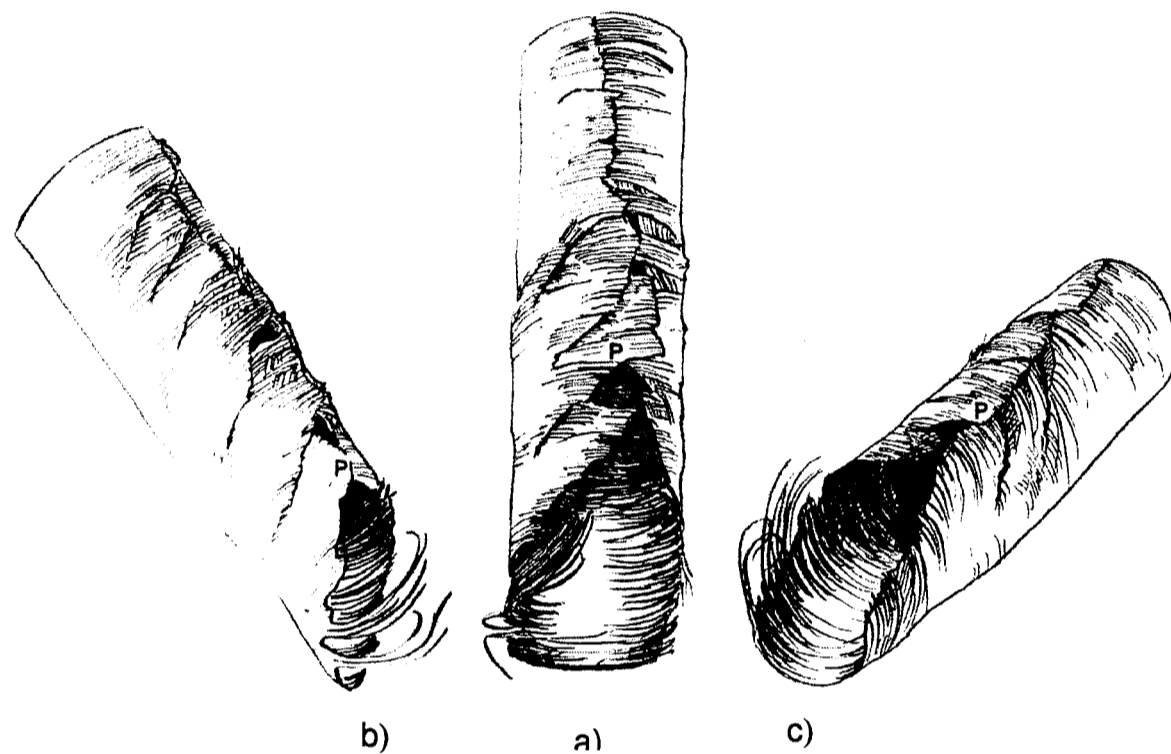


Figura 5.13- Ilustração da fratura, após o colapso, de um cilindro fabricado pelo método de bobinagem por superposição de camadas: a) vista frontal, b) vista lateral esquerda e c) vista lateral direita.

O esquema da figura 5.15, que representa a superfície planificada do cilindro cortado ao longo de uma geratriz, exhibe as fraturas, destacadas em vermelho, provocadas pelo efeito da pressão interna após o colapso. Nele, o elemento de reforço é representado com seu posicionamento circunferencial e helicoidal nas duas direções, ou seja, $+25^\circ$ e -25° , observando-se, à esquerda, a formação da abertura de 90° .

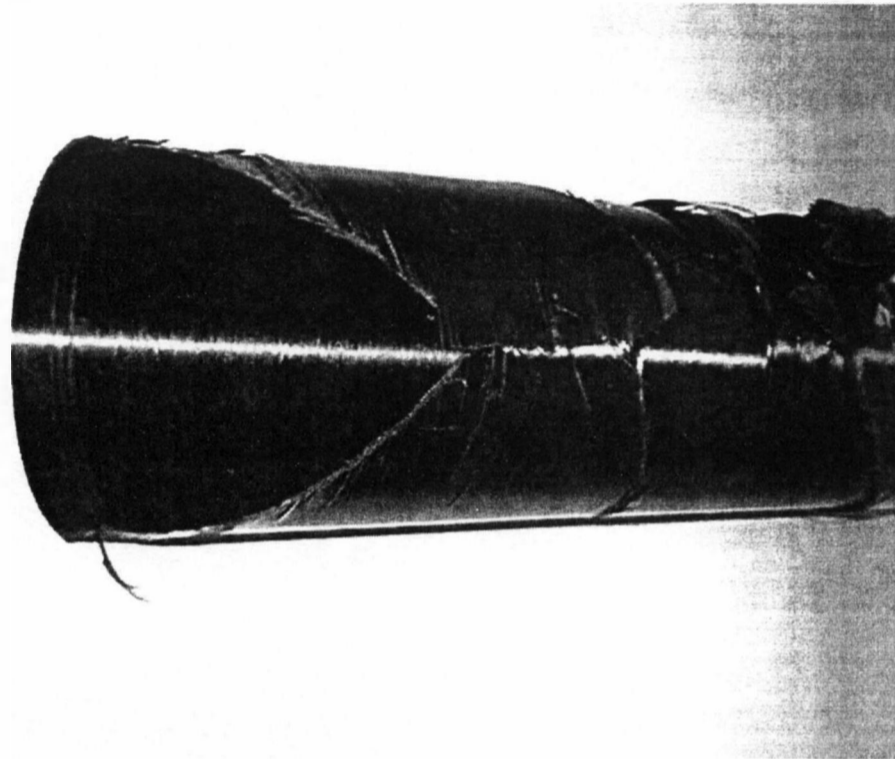


Figura 5.14- Trincas helicoidais formando abertura de 90° na extremidade de um cilindro do grupo 20.

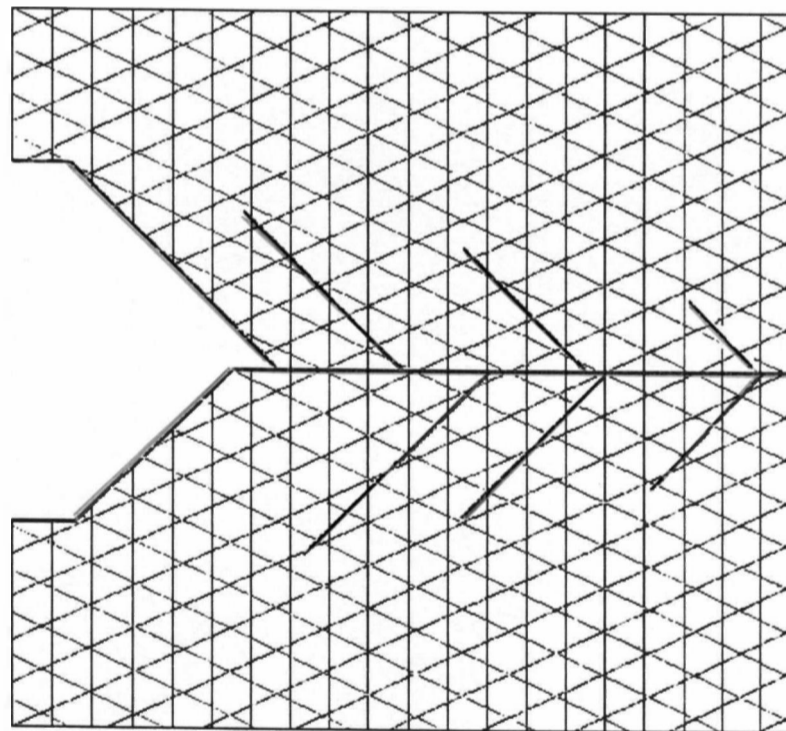


Figura 5.15- Esquema das fraturas ocorridas nos cilindros após o ensaio.

Durante a realização dos ensaios hidrostáticos não foi notada a migração do fluido de pressurização para a superfície do cilindro (formação de orvalho ou *weeping*) que pudesse ser perceptível à visão, mesmo tendo sido feita observação durante toda a etapa de pressurização através de uma janela de inspeção colocada no habitáculo onde estava o dispositivo de ensaio. Para preservar a proteção física do observador não houve uma análise *in loco* dos cilindros, uma vez que este fenômeno, caso ocorra, se registra a níveis elevados de carregamento. Mesmo quando estas atingiam valores próximos do colapso, não ficaram evidências, por exame visual, da ocorrência deste processo, que surge como indicativo da presença de trincas transversais na matriz.

O som agudo (*cracking noise*) produzido a pressões elevadas no decorrer dos ensaios hidrostáticos, audível mesmo sem a utilização de equipamentos de amplificação, ocorreu como nos ensaios de tração dos corpos-de-prova do compósito unidirecional, porém nos cilindros a pressões superiores a 12 MPa (~122 atm). À medida que a deformação aumenta há uma frequência maior destes ruídos característicos indicando que estaria ocorrendo trincas ou descolamento da fibra em relação à matriz. Associado a estes efeitos pode ocorrer a formação de orvalho.

Nos exemplares ensaiados, a falha catastrófica ocorreu para tensões circunferenciais médias de 1113 MPa e 1078 MPa, respectivamente, para os cilindros do grupo 10 e grupo 20, implicando no colapso dos tubos, com fratura acentuada das fibras nas regiões onde ocorreram as falhas. A tabela 5.4 apresenta as tensões circunferenciais de ruptura (*hoop stress at burst*) dos dez cilindros ensaiados, assinalando que, pelas médias, os cilindros do grupo 20

produziram resultados cerca de 3% inferiores, atribuindo-se esta diferença ao fato de os cilindros do grupo 20 terem apresentado um valor de Tg (ponto de transição vítrea) inferior aos do grupo 10.

Tabela 5.4- Tensão circunferencial de ruptura dos cilindros.

Cilindros	tensão circunferencial (MPa)
10-34	1064
10-36	1102
10-39	1080
10-40	1141
10-41	1178
média	1113
desvio padrão	46
20-25	1083
20-26	1083
20-34	1044
20-35	1122
20-37	1059
média	1078
desvio-padrão	30

Para inferir o comportamento da população de cilindros fabricados por cada um dos processos descritos no trabalho a partir de amostras, nas quais média e desvio padrão são conhecidos e representados na tabela 5.4, desejava-se testar a hipótese $\mu_{10} = \mu_{20}$ contra a hipótese $\mu_{10} \neq \mu_{20}$, sendo μ_{10} e μ_{20} médias das respectivas populações do processo 10 e processo 20. Para este teste,

supõe-se que os desvios padrões das populações sejam iguais e desconhecidos, ou seja, $\sigma_{10} = \sigma_{20}$.

Para comparar os dois processos é possível mostrar que a análise estatística destas populações pode ser feita aplicando-se a distribuição t de Student com $(n+m-2)$ graus de liberdade (φ), sendo n e m amostras das duas populações [65]. A estatística t é calculada como:

$$t = \frac{(\bar{X}_{10} - \bar{Y}_{20}) - (\mu_{10} - \mu_{20})}{S_p \sqrt{\frac{1}{n} + \frac{1}{m}}}; \text{ com } n \text{ e } m, \text{ amostras das respectivas populações}$$

10 e 20; \bar{X} e \bar{Y} , médias de cada uma das amostras; μ_{10} e μ_{20} , médias de cada uma das populações e S_p , média ponderada do desvio padrão das amostras, que é dada por [65]:

$$S_p = \sqrt{\frac{(n-1)S_{10}^2 + (m-1)S_{20}^2}{n+m-2}}, \text{ sendo } S_{10} \text{ e } S_{20}, \text{ respectivamente, desvio padrão das amostras dos processos 10 e 20.}$$

Para testar as hipóteses que $\mu_{10} = \mu_{20}$ ou $\mu_{10} \neq \mu_{20}$, com erro α_p de 5%, ou seja, concluir com erro de 5% que as médias das populações sejam diferentes, quando, na verdade, são iguais, tem-se a equação da estatística t

$$\text{como } t = \frac{(\bar{X} - \bar{Y})}{S_p \sqrt{\frac{1}{n} + \frac{1}{m}}}, \text{ a partir da qual se obtém o valor de } t \text{ igual a } 1,426. \text{ Da}$$

tábua (tabela) que coloca os valores da distribuição de Student para erro de 5% e

8 graus de liberdade [65], obtém-se os dois intervalos de rejeição (RC) da hipótese $\mu_{10} = \mu_{20}$, os quais são: $]-\infty ; -2,306]$ e $[2,306 ; \infty [$.

Portanto como o valor de t está fora dos intervalos de rejeição, a conclusão que se obtém com esta análise estatística é que a hipótese $\mu_{10} = \mu_{20}$ é verdadeira. Assim, considerando-se a distribuição de t de Student, os métodos de bobinagem cruzada (grupo 10) e por superposição de camadas (grupo 20) deverão apresentar a mesma média para as respectivas populações de cilindros, o que equivale a dizer que ambos os processos produzirão resultados cujas médias serão consideradas iguais.

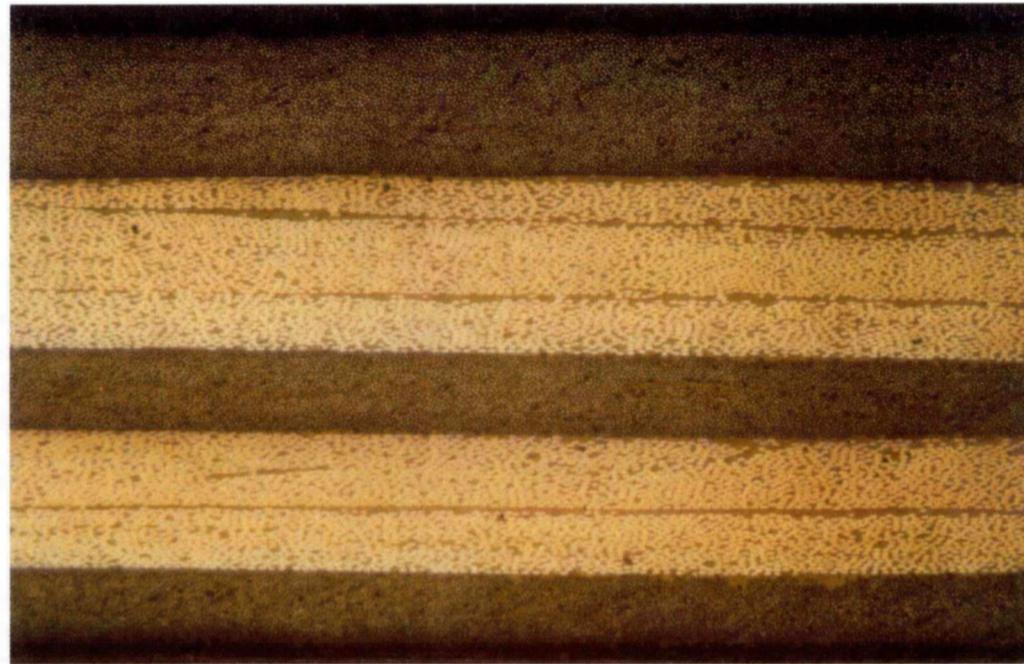
A veracidade da afirmação inicial de que as duas populações apresentam o mesmo desvio padrão, foi confirmada aplicando-se a distribuição F de Snedecor para α_p de 10% [65]. De acordo com a tábua (tabela) desta distribuição para 4 graus de liberdade, obtém-se os intervalos de rejeição da hipótese $\sigma_{10} = \sigma_{20}$ que são $]0 ; 0,156[$ e $]6,39 ; +\infty[$. Como o teste da hipótese é feito para $F = \frac{S_{10}^2}{S_{20}^2}$, que resulta no valor 2,2351, observa-se que o mesmo está fora do intervalo RC, validando, portanto, a hipótese que $\sigma_{10} = \sigma_{20}$.

5.5.2 Microscopia da fratura

Devido a anisotropia e construção na forma de camadas, as falhas nos compósitos podem se apresentar em uma grande diversidade de formas, as quais

dependem da direção da aplicação da carga e orientação das fibras nas camadas.

Para análise no microscópio óptico, foram escolhidas amostras nas direções longitudinal, transversal e helicoidal em vários pontos ao longo do comprimento do cilindro, sendo 22 pertencentes ao grupo 10 e 25 ao grupo 20. Intencionalmente todas elas estavam situadas próximas à linha de fratura. As seções longitudinais são aquelas que correspondem ao corte paralelo ao eixo longitudinal (axial) do cilindro. Nestas amostras as camadas posicionadas a 90° aparecem constituídas de elementos circulares, enquanto que as camadas helicoidais são aquelas exibidas na forma de elementos elípticos, que, em ambas as geometrias, individualmente, são os filamentos de fibra de carbono. As seções transversais são obtidas de corte perpendicular ao mesmo eixo e estão representadas nas micrografias por elementos contínuos, as camadas de 90°, e novamente elementos elípticos que formam as camadas de 25°. As seções helicoidais foram obtidas paralelas às trincas e os filamentos nas camadas de 90° e 25° apresentam a forma elíptica. Nas figuras 5.16 e 5.17 são mostradas respectivamente as seções longitudinal e transversal típicas dos cilindros do grupo 10 e grupo 20 de amostras sem dano, ou seja, antes da aplicação do carregamento. Nelas observa-se o complexo arranjo das fibras, a impregnação uniforme dos filamentos pela matriz, a espessura total do bobinado e também a sequência de posicionamento das camadas circunferenciais e helicoidais. A diferença que se nota nas camadas de 25° de amostras dos cilindros do grupo 10 é devido ao cruzamento dos fios, ficando às vezes a impressão que sejam formadas três camadas em vez de duas, conforme indicações na figura 5.18.



a)

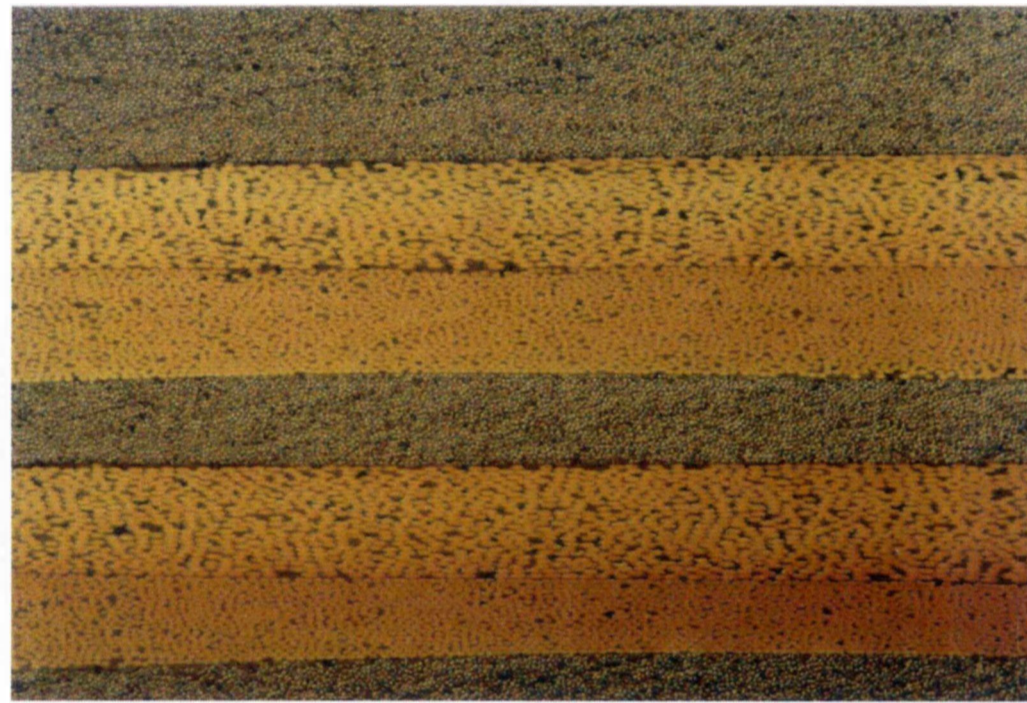
200 μm



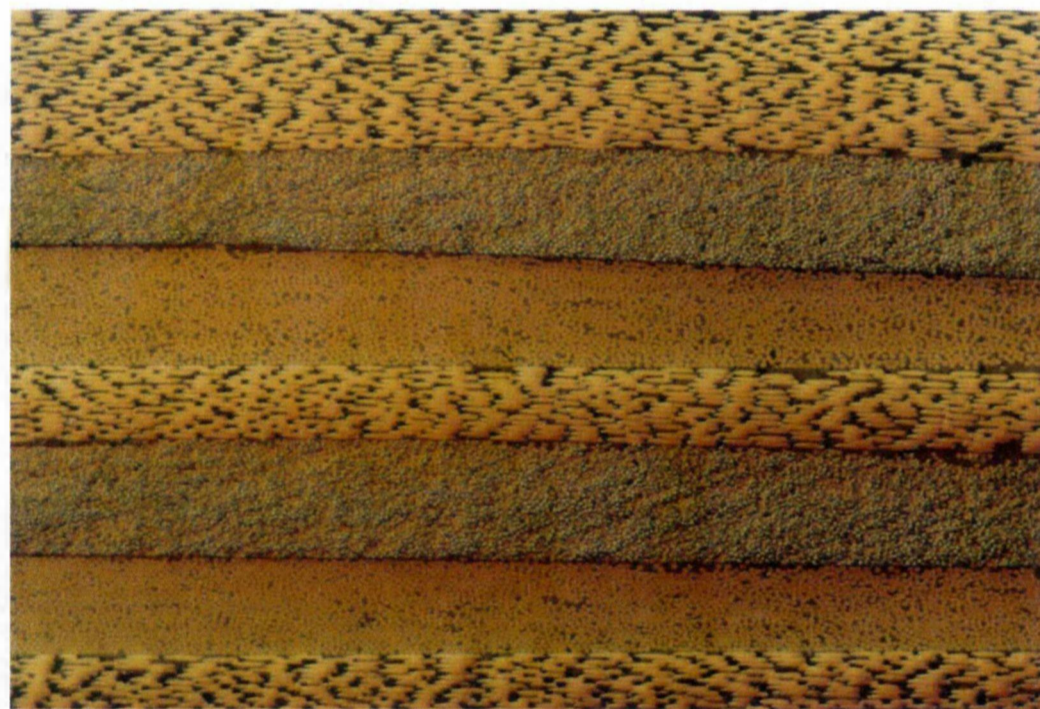
b)

200 μm

Figura 5.16- Microestrutura típica de um cilindro do grupo 10: a) direção longitudinal e b) direção transversal.



a)



b)

Figura 5.17- Microestrutura típica de um cilindro do grupo 20: a) direção longitudinal e b) direção transversal.

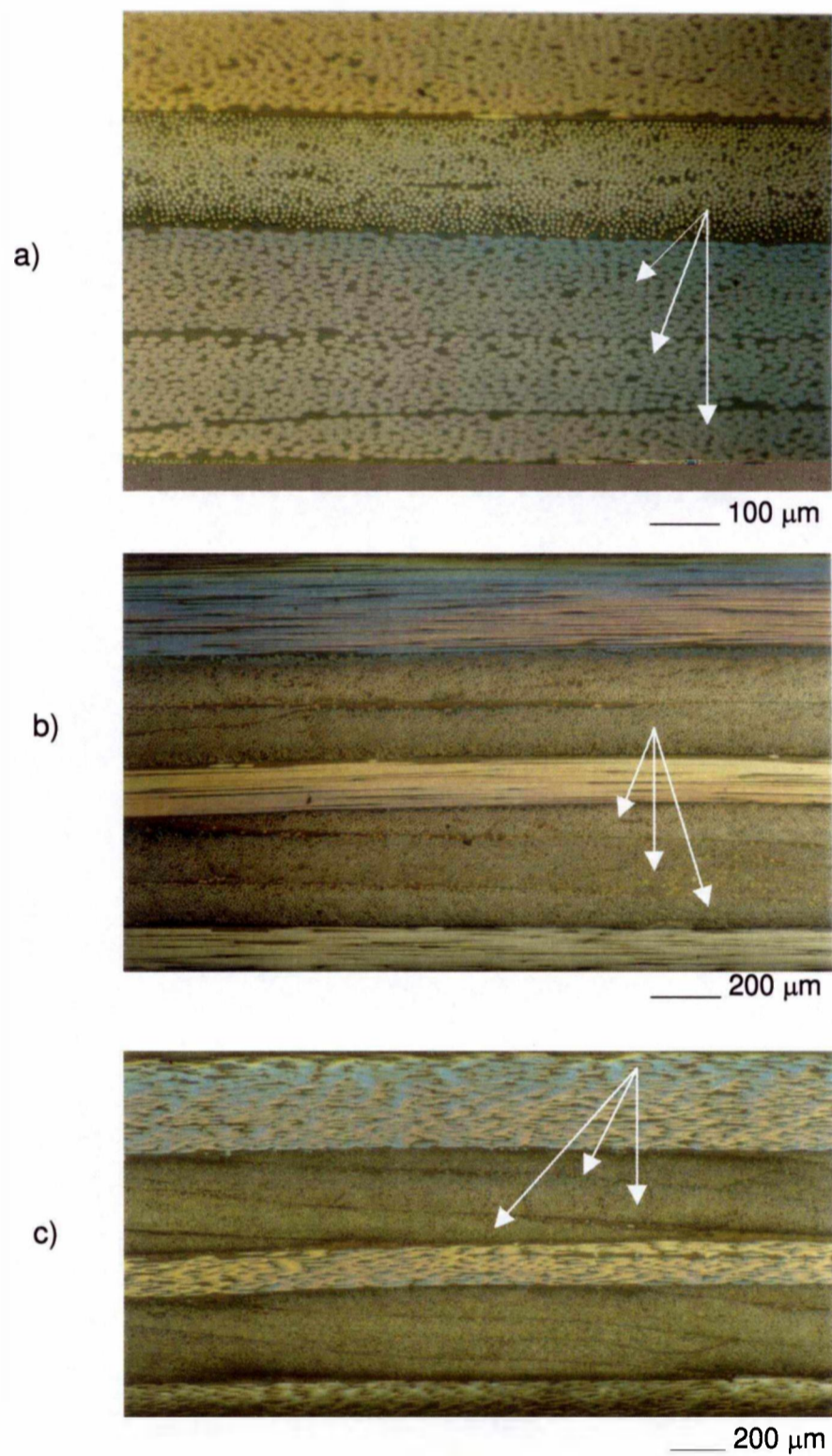


Figura 5.18- Destaque da “3ª camada” nos cilindros do grupo 10:

a) cilindro 10-34, amostra longitudinal: b) cilindro 10-36, amostra transversal e c) cilindro 10-41, amostra transversal.

A composição de cores nas micrografias das amostras analisadas por microscopia óptica, devida ao efeito de luz polarizada, cria um contraste bastante útil durante a incidência de luz sobre a amostra de materiais que apresentam camadas com diferentes orientações. Este recurso favorece as observações da microestrutura dos compósitos, pois permite destacar ou realçar microtrincas, vazios, bolsas de matriz e os limites entre as camadas do material. Colabora também na identificação de níveis anormais de impregnação e empacotamento do reforço, que fazem surgir áreas ricas de matriz ou, ao contrário destas, áreas ricas de reforço. A presença de vazios, bolsas de matriz e áreas ricas de matriz ou reforço devem também ser identificados quanto ao tamanho e podem representar, quando em serviço, focos de possíveis falhas.

Como consequência do reduzido volume de vazios nos cilindros produzidos para este estudo, não foram observadas nas amostras analisadas trincas originadas de vazios. Mesmo em bolsas de matriz, que se formam nas regiões de cruzamento de fios, para o método cruzado, e na superposição de camadas, para o método que tem o mesmo nome, não se observou focos de trincas em amostras retiradas dos cilindros após o colapso. As figuras 5.19 e 5.20 ilustram, respectivamente, estas duas situações. O vazio que se observa na figura 5.19 apresenta dimensão da ordem de 650 μm , muito acima de 10 μm que Purslow [66] admite para que um vazio não seja considerado como defeito e, portanto, sujeito a um foco de falha, enquanto que as bolsas de matriz da figura 5.20 da ordem de 600 μm . Pela experiência adquirida no presente trabalho, é possível afirmar que, nas condições usadas, é muito difícil obter nas interfaces ausência de bolsas de matriz. Em relação ao vazios, apesar da ocorrência de defeitos

localizados como o da figura 5.19, estes se apresentaram distribuídos nas camadas, com dimensões da ordem de 20 a 40 μm .

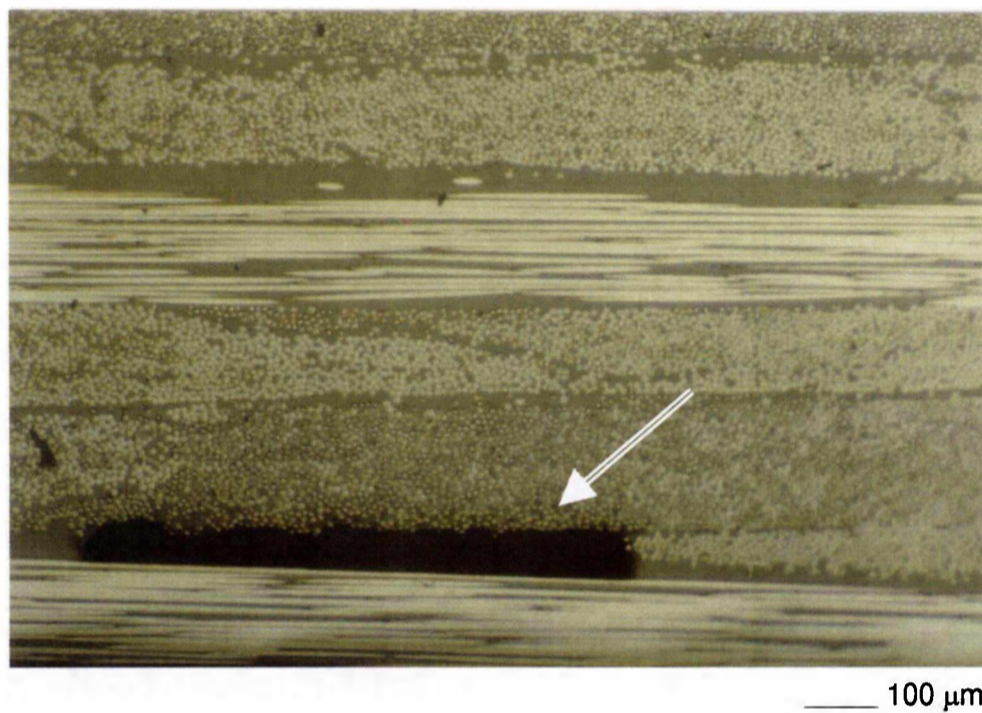
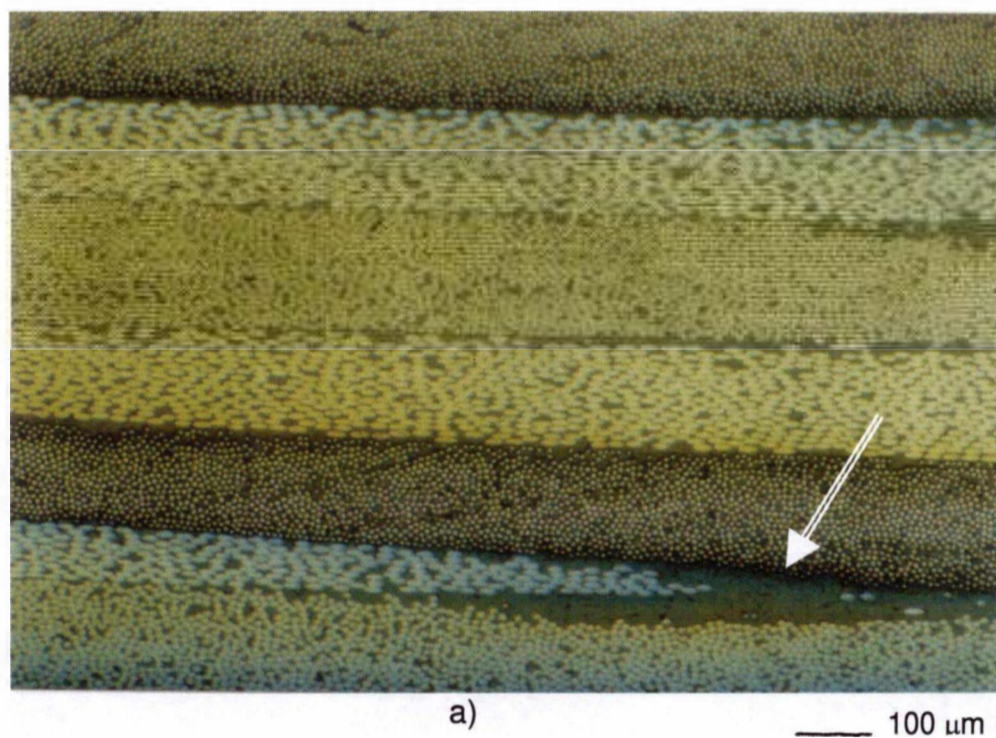
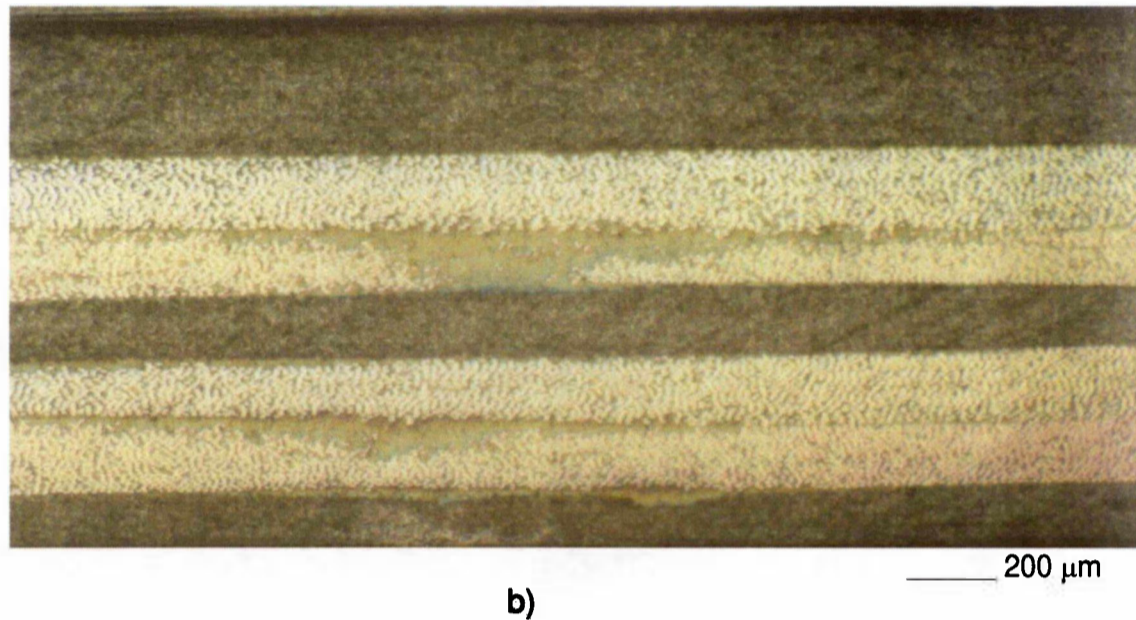


Figura 5.19-Vazio na camada de 25°, junto a interface da camada de 90°.

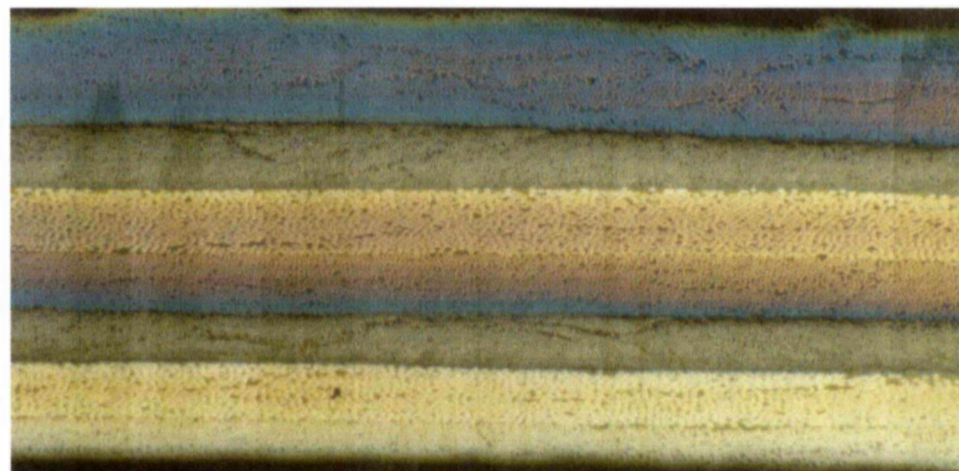




b)

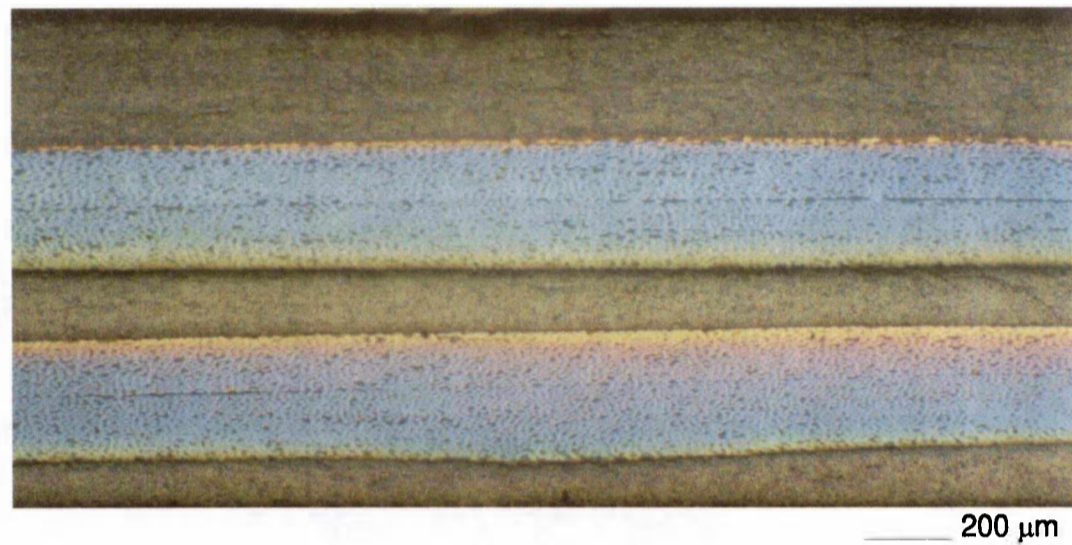
Figura 5.20- Bolsas de matriz na interface das camadas: a) cilindro do grupo 10 e cilindro do grupo 20.

A observação das micrografias do microscópio eletrônico de varredura, que serão mostradas mais à frente, pode levar à conclusão que nas vizinhanças da fratura o compósito estaria seriamente danificado. Parecerá uma dedução lógica. No entanto, o que se observa no microscópio óptico são fatos contrários, pois várias amostras analisadas, mesmo muito próximas da região de fratura, não apresentaram evidências de falha. A figura 5.21 destaca duas destas amostras.



a)

200 μm

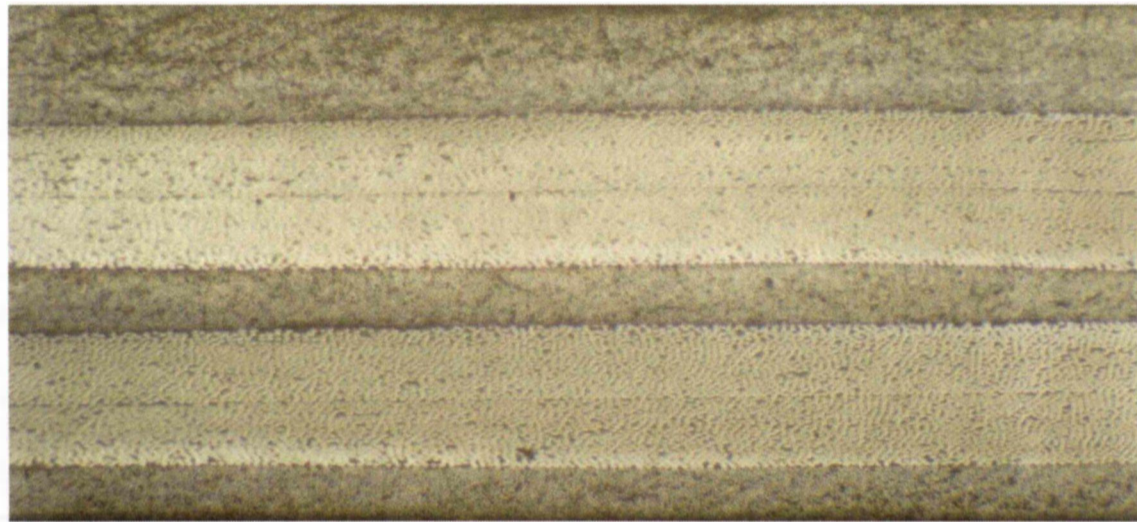


b)

Figura 5.21- Microestrutura dos cilindros próxima às regiões de fratura:

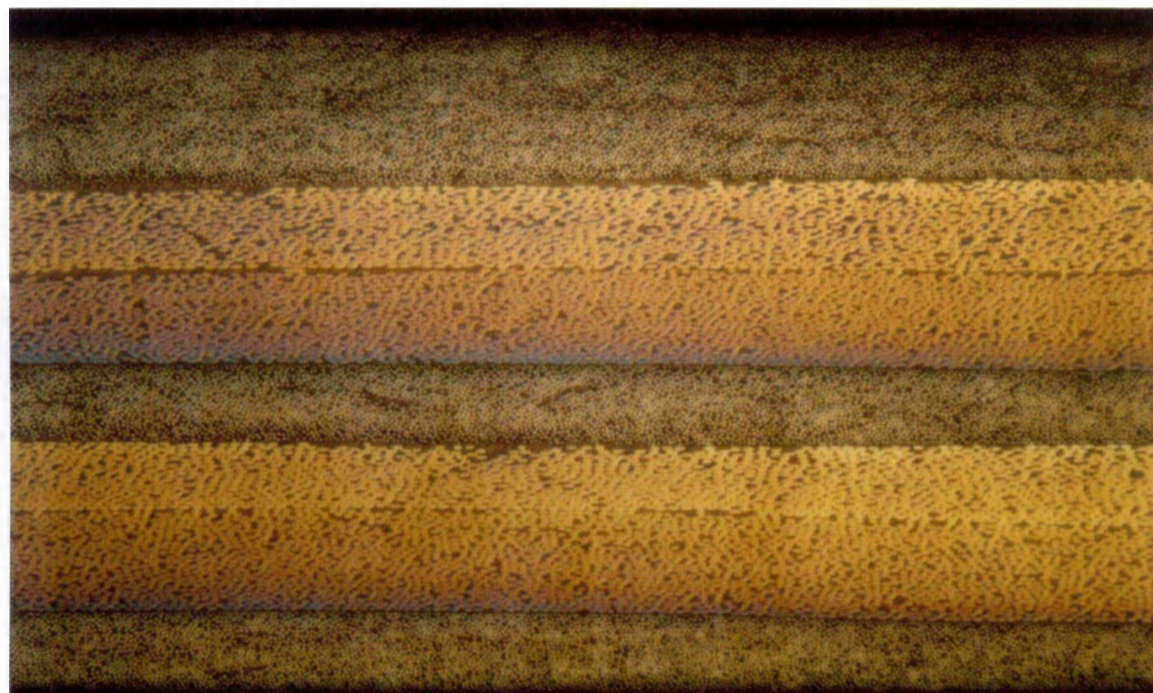
a) cilindro do grupo 10 (bobinamento cruzado) e b) cilindro do grupo 20 (bobinamento por superposição de camadas).

Tentou-se também colher amostras nos cilindros do grupo 20 na região situada junto ao orifício de injeção de fluido do dispositivo de ensaio hidrostático e verificar a integridade estrutural do compósito neste local. Talvez por ser o ponto onde o material recebe o primeiro “impacto” devido à entrada de fluido a alta pressão pelos sucessivos bombeamentos, é de se imaginar que seria importante esta análise. Devido aos danos causados nos cilindros pelo colapso, foi possível retirar somente duas amostras: uma do cilindro 20-34 (amostra de nº 6) e outra do cilindro 20-35 (amostra nº 4). Os resultados da análise no microscópio óptico, embora de apenas duas amostras, mostram que também nesta região não deve ter ocorrido danos. As figuras 5.22 e 5.23 exibem estas duas microestruturas.



_____ 200 μm

Figura 5.22- Região da entrada de fluido do cilindro 20-34, mostrando a microestrutura sem dano.



_____ 100 μm

Figura 5.23- Região da entrada de fluido do cilindro 20-35, mostrando a microestrutura sem dano.

A determinação da espessura das camadas foi feita com auxílio de uma escala (régua) situada numa das oculares do microscópio óptico, em amostras dos cilindros do grupo 10 e grupo 20. Os resultados, em μm , obtidos de um número significativo de medidas estão indicados na tabela 5.5, lembrando que a configuração de bobinagem para cada grupo de cilindros é respectivamente $[90^\circ/\pm 25^\circ/90^\circ/\pm 25^\circ/90^\circ_2]_T$ e $[90^\circ/-25^\circ/+25^\circ/90^\circ/-25^\circ/+25^\circ/90^\circ_2]_T$. Muito embora todos os parâmetros de processo sejam controlados, incluindo nestes os relacionados ao fio, como, por exemplo, a tensão de bobinagem, houve uma discreta variação na espessura das camadas da ordem de 15 a 20 μm , fato que não comprometeu o desempenho estrutural dos cilindros.

tabela 5.5- medida de espessura das camadas em μm .

	1 camada	2 camadas	1 camada	2 camadas	2 camadas
	90°	25°	90°	25°	90°
grupo 10	142±13	276±17	140±10	290±15	293±22
grupo 20	125±12	283±16	133±15	297±15	282±16

Sempre se imagina ou se considera que um compósito consiste de filamentos contínuos, quando não empregados na forma de fios picotados (*chopped fibres*), perfeitamente paralelos, envolvidos por uma matriz homogênea e sem a presença de defeitos. No entanto, esta situação ideal deixa de ser realidade quando ocorrem desvios devido à quebra de filamentos durante a etapa de fabricação; microtrincas na matriz, oriundas da contração na polimerização ou

decorrentes da concentração de tensão nas extremidades das fibras e em áreas ricas de matriz; vazios ou mesmo falta de adesão completa na interface fibra/matriz. Estas pequenas imperfeições contribuem para a formação de defeitos (*flaws*) no material, os quais, dependendo da solicitação exigida, podem provocar o surgimento de falhas como, por exemplo, a formação de trincas, que podem evoluir para uma situação onde ocorreria a fratura do compósito.

Os materiais, quase sempre, ocultam tensões provenientes do processo de fabricação e, posteriormente, do carregamento, como componentes de uma estrutura. Nos compósitos poliméricos, a primeira situação ocorre em função de tensões térmicas, devido à variação de temperatura para a polimerização da matriz, e, ainda, de tensões mecânicas, oriundas da configuração de bobinagem empregada na fabricação do material.

No estudo apresentado neste trabalho, os cilindros são abertos nas extremidades, o que faz surgir durante o ensaio hidrostática tensão tangencial (*uniaxial pure hoop loading*), sendo esta responsável pela trinca longitudinal que ocorreu paralela ao eixo do cilindro. No entanto, surgiram também tensões cisalhantes nos planos de tensão máxima de cisalhamento, que formaram ângulos de 45° com o plano da tensão tangencial, provocando as trincas helicoidais. Este fenômeno pode ter sido potencializado pela configuração de bobinagem (*stacking sequence*) empregada na construção dos cilindros, que não confere ao material simetria geométrica em relação ao plano médio da espessura, resultando num efeito indesejado de flexão e torção. Estes efeitos podem ser antecipados pela análise matemática apresentada no desenvolvimento do capítulo 1, devido à matriz de acoplamento [B], que surge como consequência da

não-simetria. A presença desta matriz nas equações constitutivas (equações 1.18 e 1.19) mostra que o carregamento pode produzir não apenas deformações extensionais e cisalhantes, mas ainda flexão e torção, conforme comprovado nos resultados da análise de tensões que consta no apêndice C. A consequência desta tensões nos cilindros pode ser evidenciada pela figura 5.24.

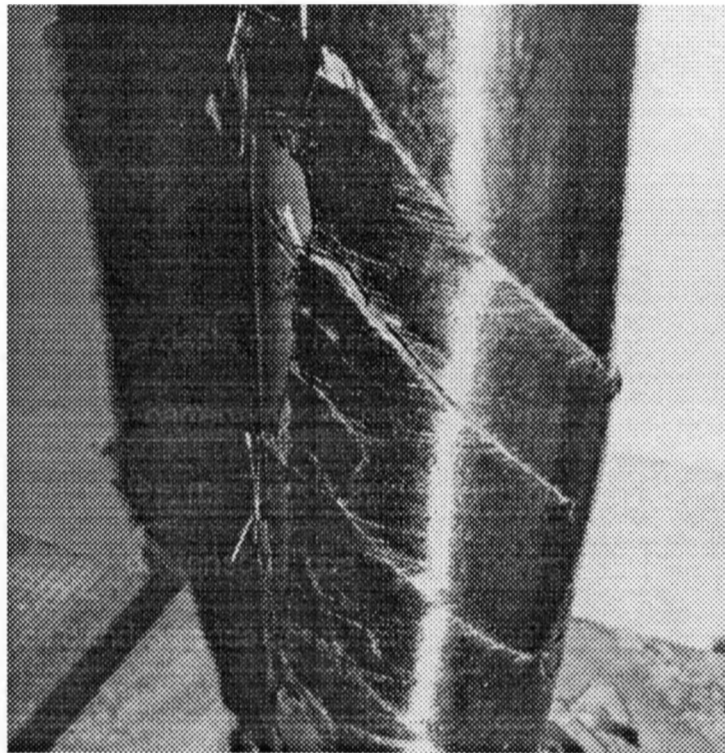


Figura 5.24- Trincas helicoidais no cilindro 10-34 (bobinamento cruzado).

Nas investigações utilizando MEV e MO, havia como principais objetivos determinar os tipos e modos de falha, a sequência de falha e a direção dos trincamentos. Na tentativa de colaborar e até mesmo dirigir a atenção para um eventual ponto específico do cilindro durante o ensaio, foi feita uma filmagem, pois julgava-se possível colher informações valiosas para posterior avaliação e análise, como, por exemplo, o ponto de início da trinca. Entretanto, devido a

velocidade de propagação das trincas e colapso súbito do cilindro o objetivo não foi alcançado [67]. Assim, as conclusões teriam que ser apoiadas em revelações obtidas na análise microestrutural. Um auxílio importante na condução desta tarefa foi o que resultou da análise de tensões dos cilindros através do software PC-LAMINATE [68], que emprega o desenvolvimento apresentado no capítulo 1. Pelo critério de falha da tensão máxima, para um carregamento na forma de pressão interna de 15 MPa, os resultados indicam que ocorreram falhas nas camadas helicoidais por tração transversal e cisalhamento e que também houve falha das camadas posicionadas na direção do carregamento, ou seja, na direção circunferencial, devido a fratura do elemento de reforço, conforme mostrado no apêndice C. Quanto aos critérios de falha há várias teorias que abordam o assunto e pode-se destacar entre as mais importantes a teoria da tensão máxima [7], a da deformação máxima [7], a de Tsai-Hill [69]. Adotou-se a de tensão máxima pela sua fácil interpretação e ampla utilização na literatura.

Cilindros com pequena espessura constituídos de múltiplas camadas, desenvolvem uma tensão circunferencial na superfície interna que é maior do que aquela na superfície externa e isto pode ser comprovado pelo resultado obtido na análise estrutural. Isto conduz ao raciocínio que a fratura seria originada na camada helicoidal mais interna, pois esta é a primeira a ter superado o limite de resistência do material. Com a diminuição da capacidade da estrutura em resistir aos esforços, as camadas não fraturadas passariam a absorver a carga crescente imposta ao cilindro e isto provocaria o rompimento de outras camadas, quando novamente o carregamento impuser tensões superiores ao limite de resistência destas camadas. O colapso se daria quando as camadas resistentes, que ainda permanecessem sem fratura, falhassem. No entanto, antes disto,

microscopicamente alguns danos se acumulam na matriz e nas fibras, os quais estão tipicamente distribuídos no material, e nas interfaces entre camadas.

Os danos microscópicos na matriz estão relacionados a falhas intralaminares, como descolamento, devido à falha de adesão na interface fibra/matriz, e trincas transversais à direção do carregamento, e interlaminares, como delaminação. As camadas bobinadas em ângulo, por exemplo, são propícias a apresentar falhas na matriz. Isto se deve a componente do carregamento na direção transversal às fibras que induz tensão nesta direção. Neste caso, as fibras se constituem como descontinuidades na matriz, produzindo concentração de tensão, que terá como causas o descolamento na interface fibra/matriz e microtrincas na área vizinha. O desenho da figura 5.25 ajuda a compreensão destes danos; sendo P , P_L e P_t , respectivamente, carregamento na direção circunferencial do cilindro devido à pressão interna e componentes do carregamento P , nas direções longitudinal e transversal às fibras. A micrografia na figura 5.26 mostra a presença de uma trinca transversal na primeira camada bobinada em ângulo.

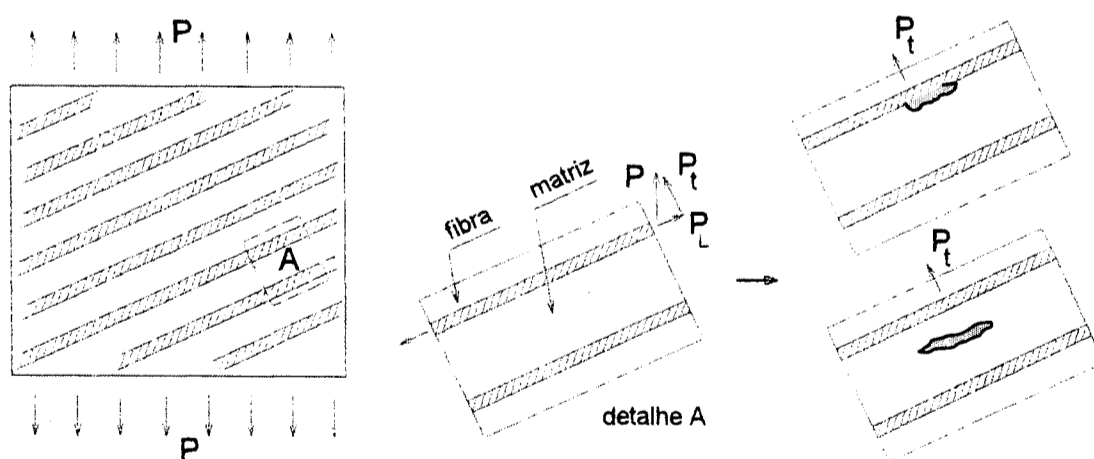


Figura 5.25- Desenho esquemático ilustrando, nas camadas helicoidais, o efeito do carregamento transversal na matriz.

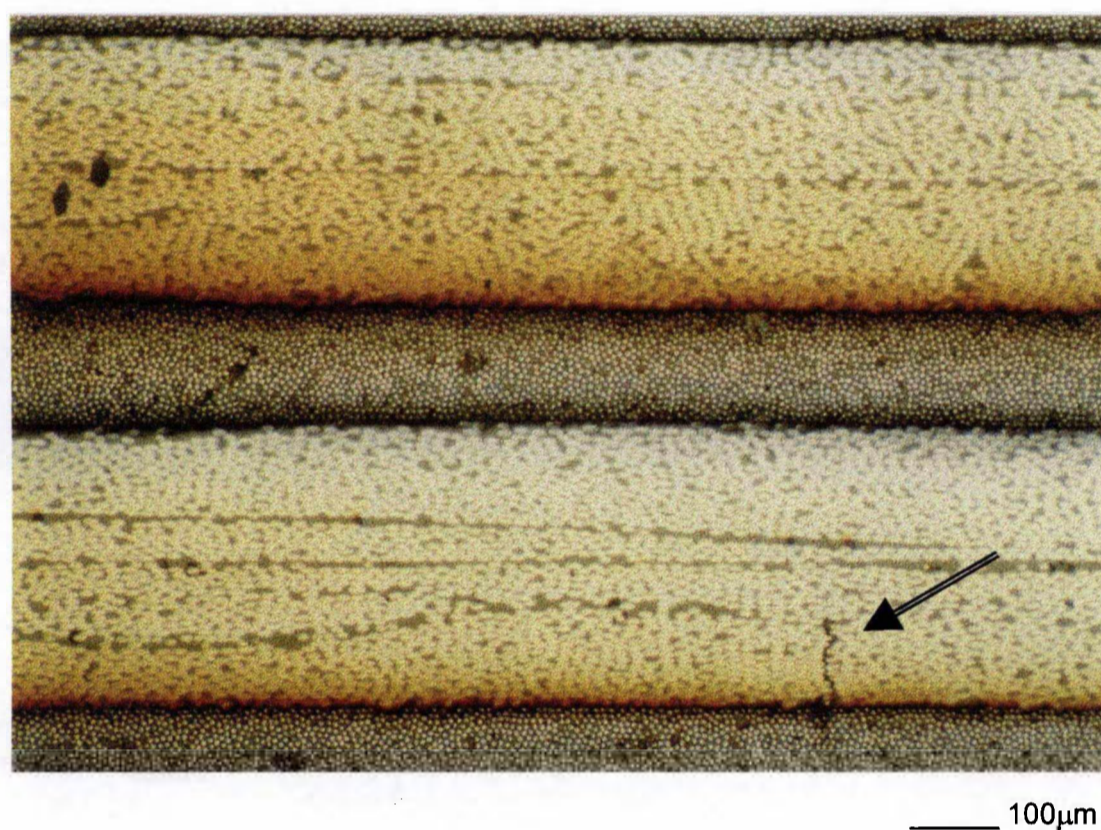
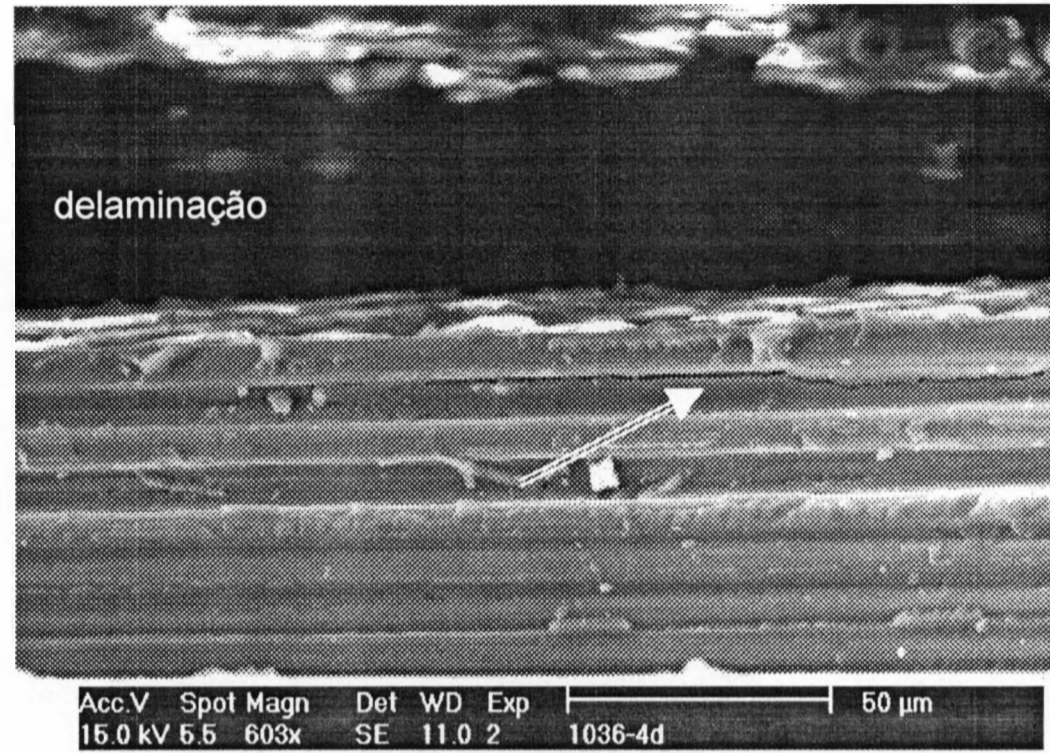
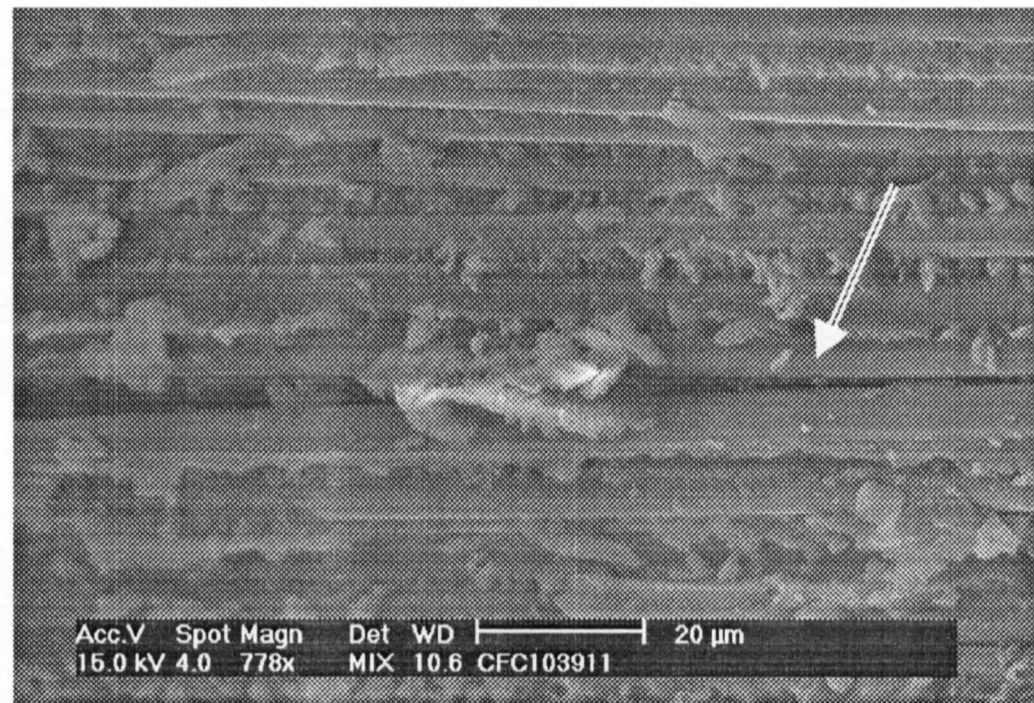


Figura 5.26- Exemplo de falha na matriz, destacando uma trinca na primeira camada bobinada em ângulo.

A grande área superficial entre os elementos que formam o compósito faz com que o descolamento seja uma falha que tende a ocorrer com maior probabilidade. Imperfeições na interface fibra/matriz ocorrem devido à presença de pequenos defeitos ao longo da área de junção, onde a colagem, promovida por ligações químicas, eventualmente não tenha ocorrido de maneira efetiva. Estas imperfeições alteram localizadamente o estado de tensões, provocando microfalhas na interface e na região de matriz que envolve a interface. A figura 5.27a, mostra o descolamento na camada de 25° próximo à delaminação de uma amostra do cilindro 10-36, que, como consequência, poderá ter causado uma falha intralaminar e a 5.27b, o descolamento no interior da última camada de 90° de uma amostra do cilindro 10-39.



a)



b)

Figura 5.27- Efeito do descolamento nos cilindros a) camada de 25° do cilindro 10-36 e b) camada externa de 90° do cilindro 10-39.

A delaminação, que surge de falhas interlaminares, como ilustrado no desenho da figura 5.28, é um dos mais sérios danos no compósito, porque, uma vez ocorrida, não encontra barreira para impedir sua progressão. Muitos estudos envolvendo compósitos poliméricos, supõem nas análises, estado plano de tensão, considerando apenas as tensões σ_{xx} , σ_{yy} e τ_{xy} ou, em coordenadas cilíndricas, $\sigma_{\theta\theta}$, σ_{zz} e $\tau_{z\theta}$. Fato é, no entanto, que, devido as camadas apresentarem diferentes constantes elásticas, quando o compósito se constitui num laminado híbrido e/ou diferentes matrizes de rigidez, quando dispostas, entre si, segundo ângulos diferentes em relação aos eixos globais do material, existe a possibilidade de ocorrer um “escorregamento” entre camadas adjacentes do compósito após o carregamento. Isto faz surgir entre elas, e mais acentuadamente nas camadas próximas às extremidades do cilindro (efeito de borda livre), as tensões cisalhantes $\tau_{r\theta}$ e τ_{rz} , o que leva a considerar, principalmente nesta região, o modelo clássico de estado tridimensional de tensão, conforme mostrado na figura 5.29. Estas tensões cisalhantes, quando superiores à resistência da camada interlaminar de matriz, podem produzir no cilindro a formação de trincas, que propagando-se pela interface provocam a delaminação.

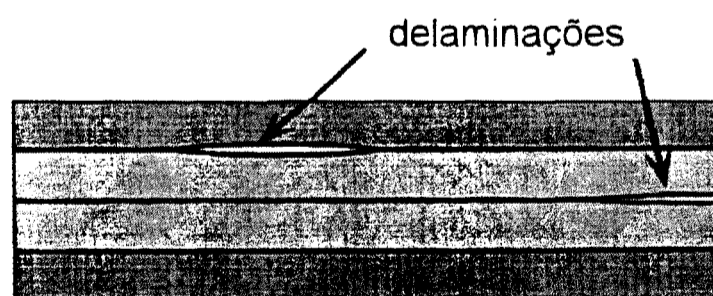


Figura 5.28- Ilustração de uma falha interlaminar [70].

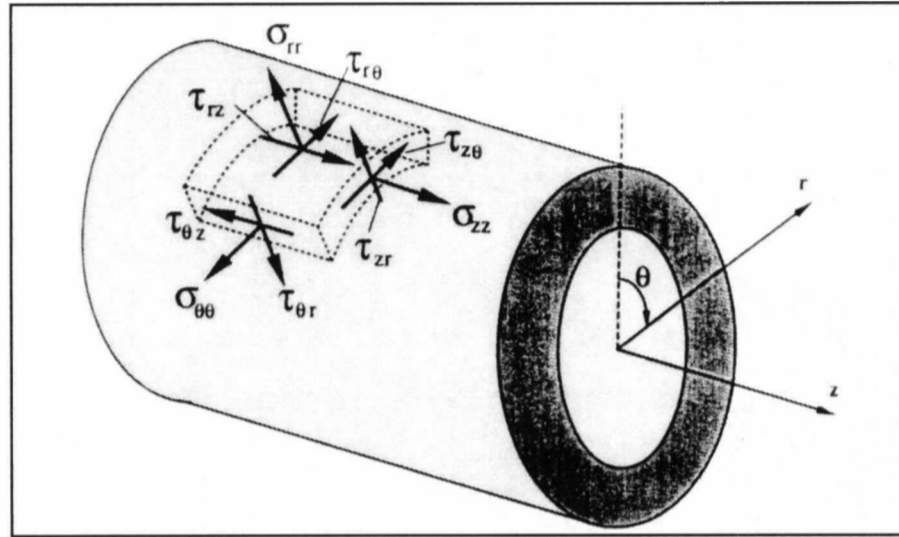


Figura 5.29- Modelo do estado tridimensional de tensões no cilindro [57].

A figura 5.30 mostra um exemplo típico de delaminação, que destaca a falha entre a camada helicoidal de 25° e a camada circunferencial de 90° de uma amostra do cilindro 10-34 retirada na direção longitudinal.

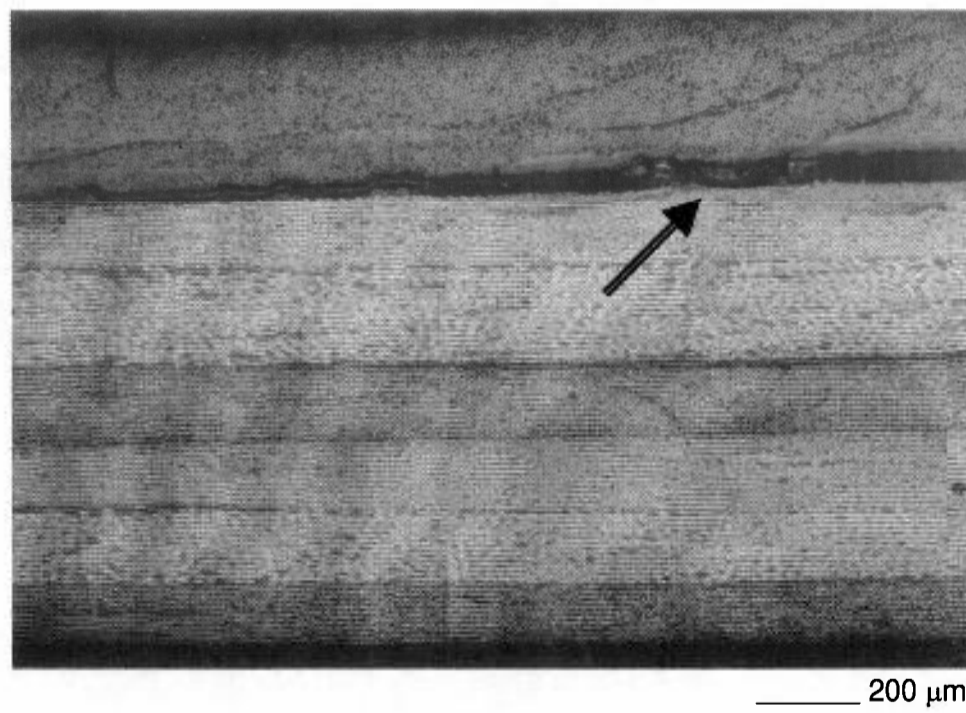
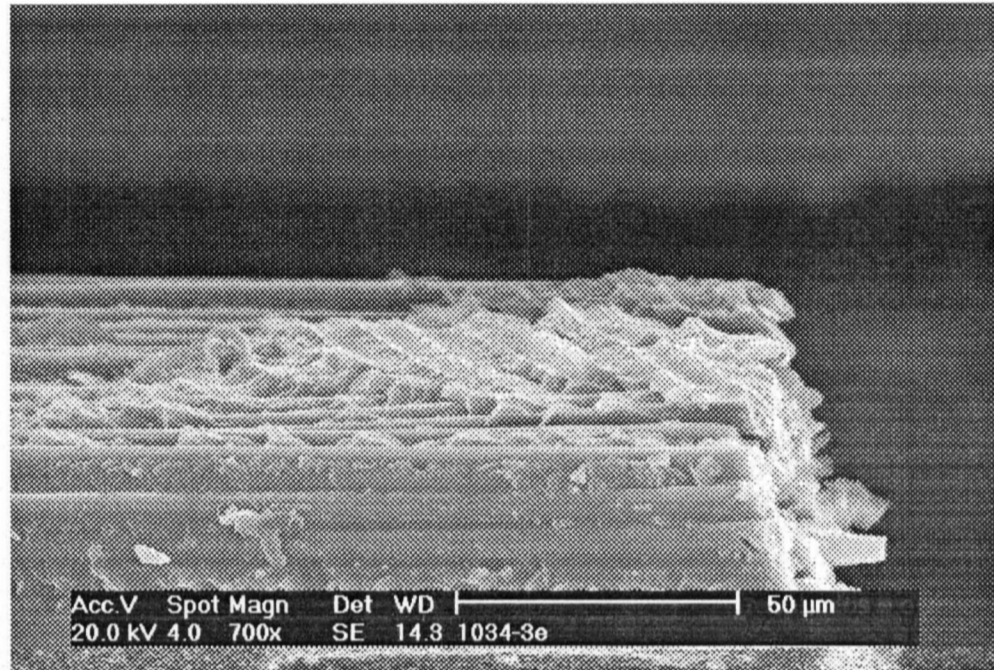


Figura 5.30- Delaminação entre a camada helicoidal de 25° e a camada circunferencial de 90°, numa amostra do cilindro 10-34.

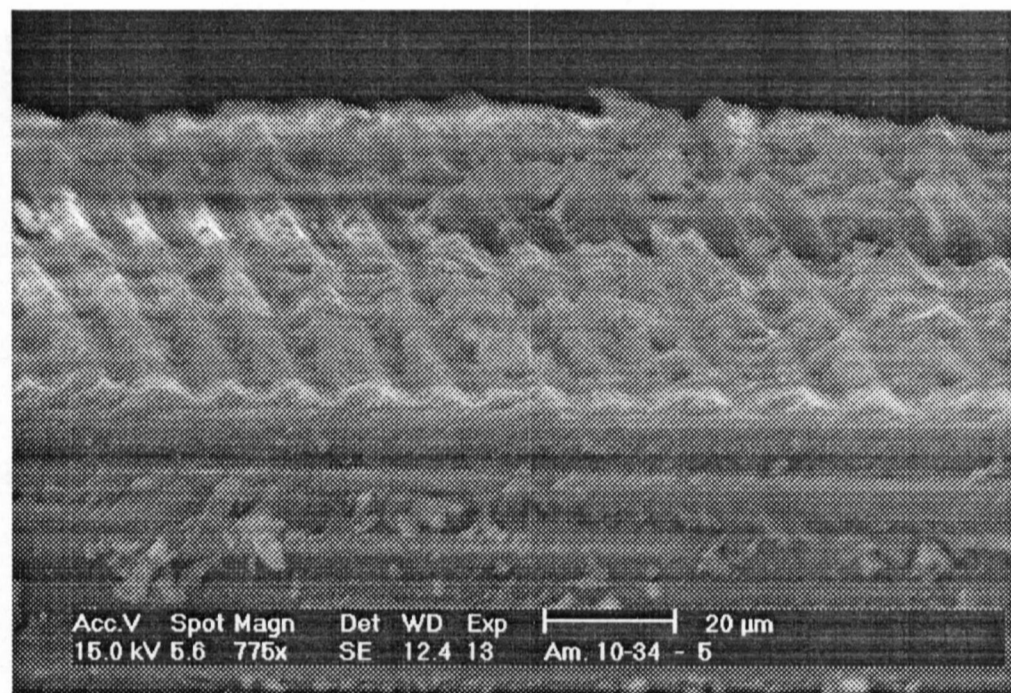
A morfologia da superfície fraturada por delaminação apresenta características que marcam a presença do fenômeno de descolamento, indicando que este, possivelmente, seria um dos primeiros mecanismos de falha a ocorrer na região de falhas interlaminares.

Uma superfície que apresenta falha típica por cisalhamento é mostrada nas figuras 5.31.a e 5.31.b, exibindo a presença de fibras expostas sem a retenção de matriz e impressão de fibras na matriz (*imprints*). Muitas vezes estas duas características de falha estão presentes em superfícies fraturadas correspondentes, onde as marcas de impressão na matriz numa camada estão relacionadas às fibras expostas na outra camada.

Uma representação das falhas nas camadas adjacentes de um compósito polimérico, cuja orientação das camadas são diferentes entre si, é mostrado pela figura 5.32, destacando as trincas interlaminares que expõem o material à possibilidade de falhar por delaminação. A imagem global da seção do cilindro 20-34 após a fratura é mostrada na figura 5.33, exibindo as lâminas, em ordem ascendente, totalmente separadas, numa clara indicação do tipo de falha interlaminar de modo II em cisalhamento, sendo a mesma falha (delaminação) que ilustra a figura 5.31. Entretanto, o aspecto geral exibido por esta foto caracteriza uma fratura translaminar por sobrecarga em tração.



a)



b)

Figura- 5.31- Impressões (*imprints*) na interface: a) camada de 90° e 25° do cilindro 10-39 e b) camada +25° e -25° do cilindro 10-34.

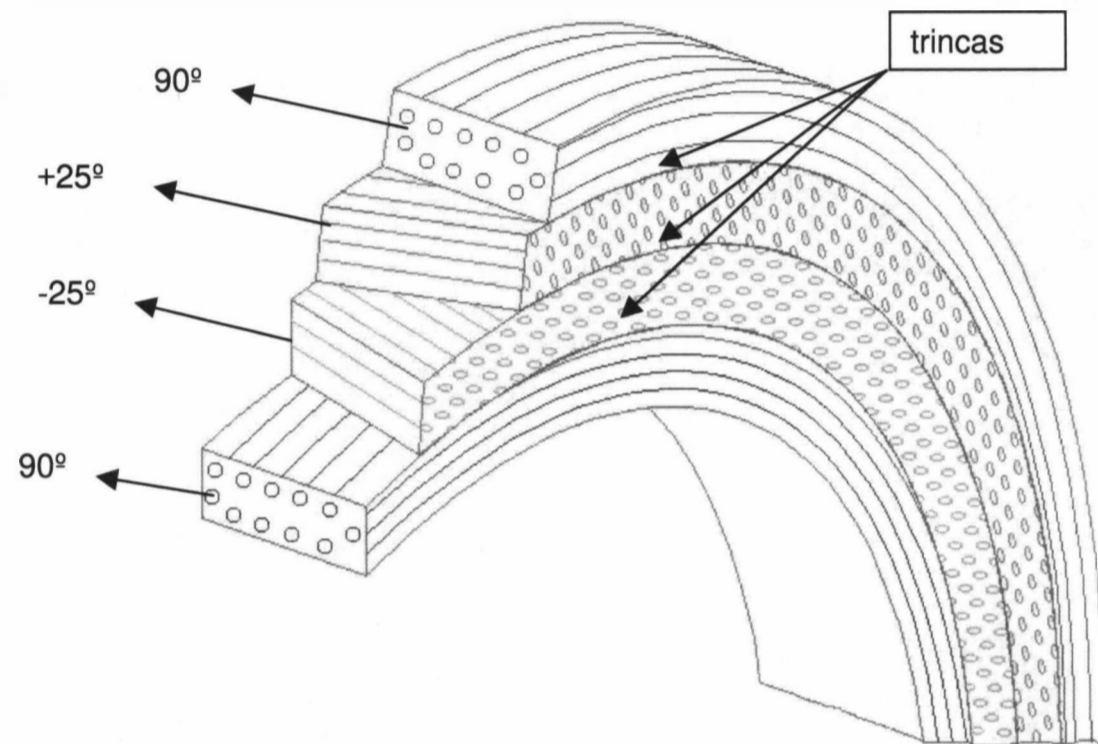


Figura 5.32- Representação de falha interlaminar.

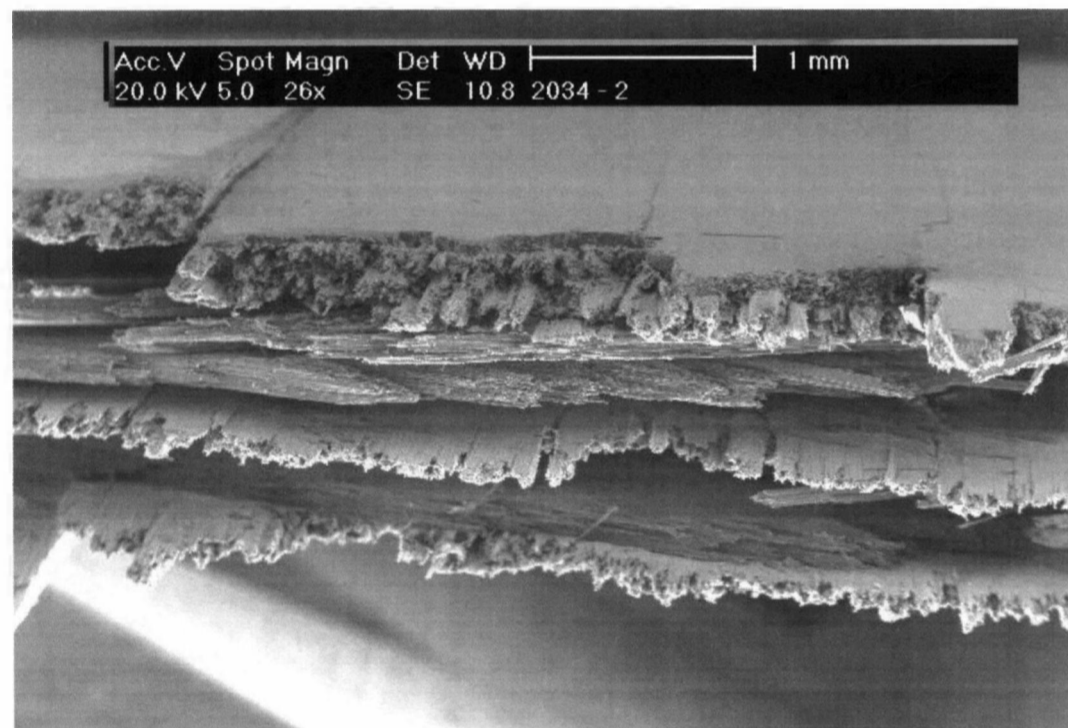


Figura 5.33- Imagem global de uma amostra da seção do cilindro 20-34 exibindo a delaminação entre as camadas.

Um fenômeno marcante nas amostras analisadas foi a presença de cristas nas regiões fraturadas da matriz. Tem sido mostrado [71], que a presença de fibras com elevado módulo de elasticidade contribui para a existência deste fenômeno, com a formação de cristas entre planos cisalhantes, principalmente nas regiões ricas de matriz. Esta formação, inicia-se com falhas na matriz que são perpendiculares a microtensões de tração no plano cisalhante, e que ocorrem preferencialmente entre camadas de diferentes orientações. A sequência indicada na figura 5.34 [71] ilustra a formação destas falhas e a separação finalmente ocorre ao longo da linha do trincamento quando estas se coalescem. O aspecto final devido a este micromecanismo de falha é indicado na figura 5.34(d), sendo esta característica apresentada em uma ou mesmo em ambas as faces fraturadas. A micrografia da figura 5.35 evidencia a presença de cristas na camada de 25°.

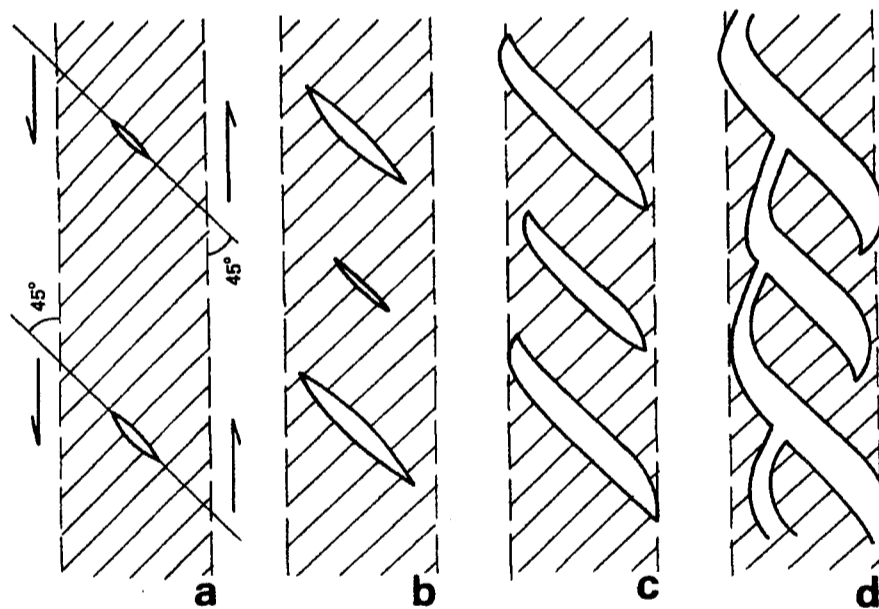


Figura 5.34- Ilustração mostrando a formação de cristas (*hackles*) [71].

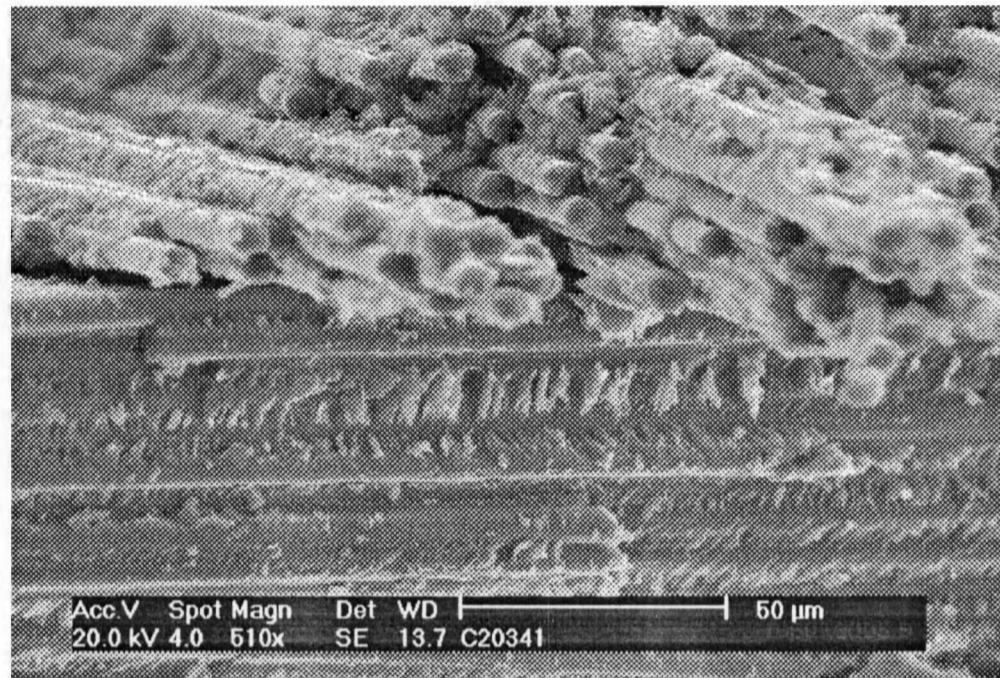
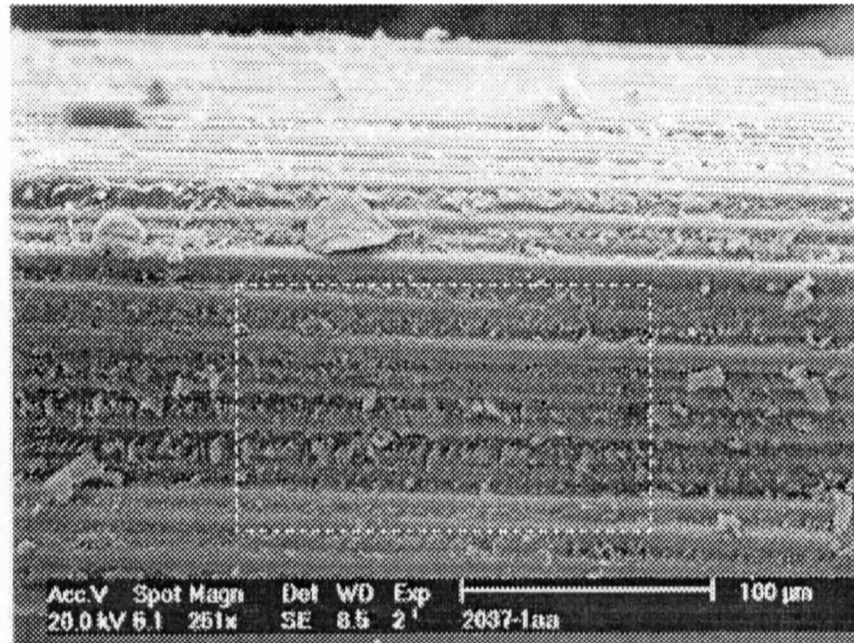


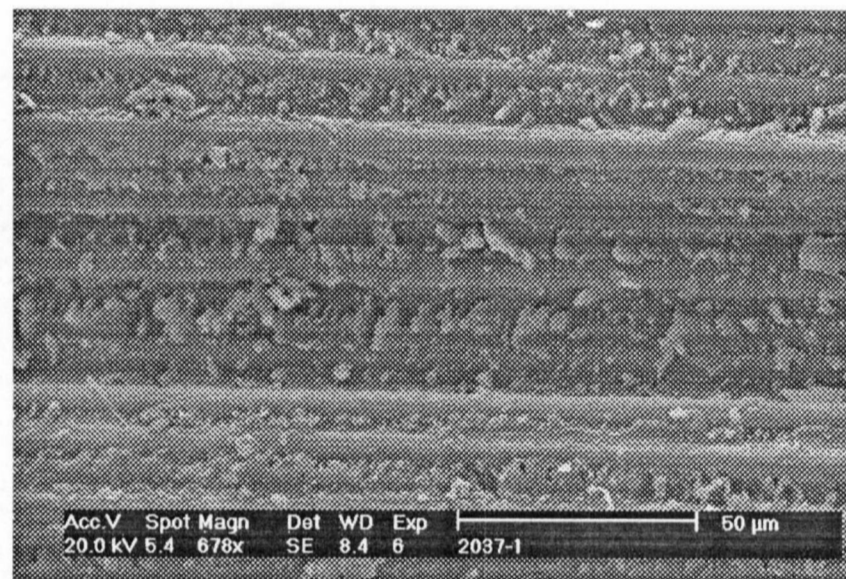
Figura 5.35- Presença de cristas na microestrutura do cilindro 20-34.

As cristas possuem diferentes formas e tamanhos, contudo têm uma característica comum que é a superposição e paralelamente enfileiradas uma sobre a outra como telhas na cobertura de uma residência e pelo seu aspecto irregular, em alguns tipos de falha, lembram a crista de alguns bípedes, daí o nome sugerido neste trabalho. Orientam-se aproximadamente normal ao eixo das fibras quando ocorridas no modo I e inclinadas quando no modo II.

Uma típica falha por cisalhamento é mostrada na figura 5.36 com diferentes aumentos, que além da presença de cristas exibe uma grande quantidade de fragmentos de matriz causadas pela ação do “escorregamento” de uma camada sobre a outra. Esta micrografia corresponde ao aspecto de uma falha da camada de -25° do cilindro 20-37, correspondente a uma trinca de 40° .



a)



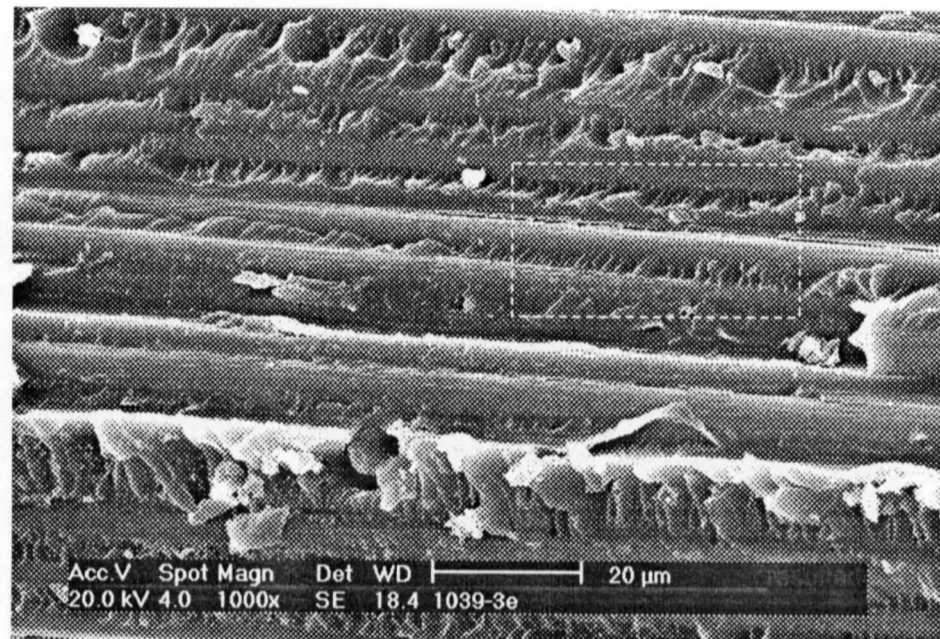
b)

Figura 5.36- Fratura típica por cisalhamento de uma amostra do cilindro 20-37 com diferentes aumentos.

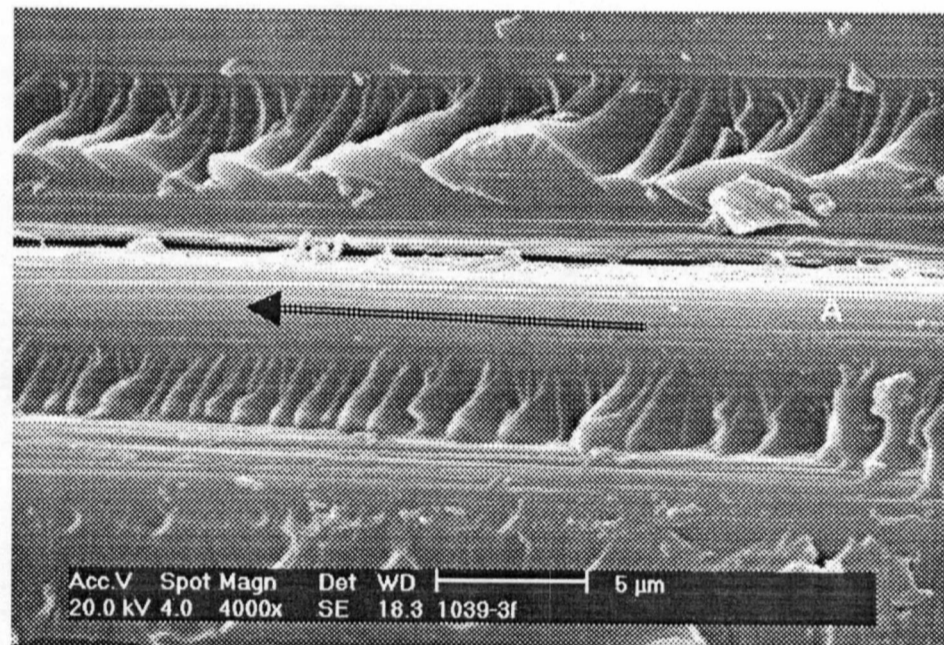
A importância do estudo das cristas está na dificuldade, na maioria das vezes, em se obter dos elementos de reforço no compósito a direção de propagação da trinca, enquanto a matriz pode oferecer, pelo seu aspecto, esta indicação. Com este objetivo, direcionou-se a análise no MEV no sentido de caracterizar e identificar as cristas nas áreas fraturadas. Quanto ao emprego correto deste termo para expressar o fenômeno há ainda controvérsias nos textos escritos em inglês, pois existem pesquisadores que atribuem a esta morfologia de fratura da matriz o nome de cúspides (*cusps*) [72] [73], lacerações (*lacerations*) [74], textura de empilhamento lamelar (*stacked lamellar texture*) [75], *ridged* [76], e alguns ainda como serrilhado (*serrations*) [77]. No entanto, o termo mais utilizado é cristas (*hackles*) [78] [79].

Um importante trabalho desenvolvido por G. E. Morris [80] em corpos-de-prova de placas que falharam por cisalhamento auxilia na determinação da direção de propagação das trincas. Este estudo estabelece que a inclinação das cristas numa determinada superfície cisalhada é característica para se determinar a direção do crescimento da trinca. Deste modo, a micrografia da figura 5.37a, e com maior aumento na figura 5.37b, exibem cristas com uma inclinação em que a seta na segunda mostra como sendo a provável direção do crescimento da trinca.

Neste ponto cabe justificar a presença das letras A e B na figura 5.15, que estão posicionadas na ilustração de uma trinca helicoidal. Aquela representação coincide com as mesmas letras da figura 5.37 e, a partir da interpretação dada no parágrafo anterior, mostra que o sentido da trinca helicoidal é o da seta indicada em ambas as figura, ou seja, partindo da trinca longitudinal.



a)



b)

Figura 5.37- Micrografia do MEV de uma trinca helicoidal do cilindro 10-39:

a) inclinação das cristas, b) detalhe da área mostrada em (a).

Na trinca longitudinal e nas trincas helicoidais, também foi concentrado estudo na fina camada de matriz que existe sobre os cilindros, cuja finalidade é proteger o material da manipulação e ação de materiais orgânicos. Observações realizadas nesta região mostraram que quando a trinca se propaga através de uma área maior de matriz a topografia formada é uma característica do modo de falha, como pode ser observado pela figura 5.38, para a trinca longitudinal e figura 5.39 para a trinca helicoidal; com destaque, nesta última, para a morfologia das cristas. Estas formações confirmaram que a trinca longitudinal ocorreu por tração, enquanto que a trincas helicoidais foram provocadas por cisalhamento.

Ressalta-se ainda, que mesmo características importantes que surgem na matriz, relacionadas ao aspecto da superfície fraturada, e indicativas da origem de uma trinca e da direção do crescimento da trinca [76], não foram evidentes nas micrografias do presente trabalho, contribuindo para tornar o diagnóstico da fratura mais complexo. Regiões de aspecto liso e uniforme, normalmente envolvem o ponto de origem da falha, estando associadas a baixa velocidade de propagação da trinca. À medida que a trinca acelera, surgem ramificações da trinca inicial, criando uma região de aspecto menos liso que ajudaria a identificar a direção do crescimento da trinca. A figura 5.40 exhibe este fenômeno em um corpo-de-prova de matriz, descartado do ensaio mecânico devido a fratura prematura.

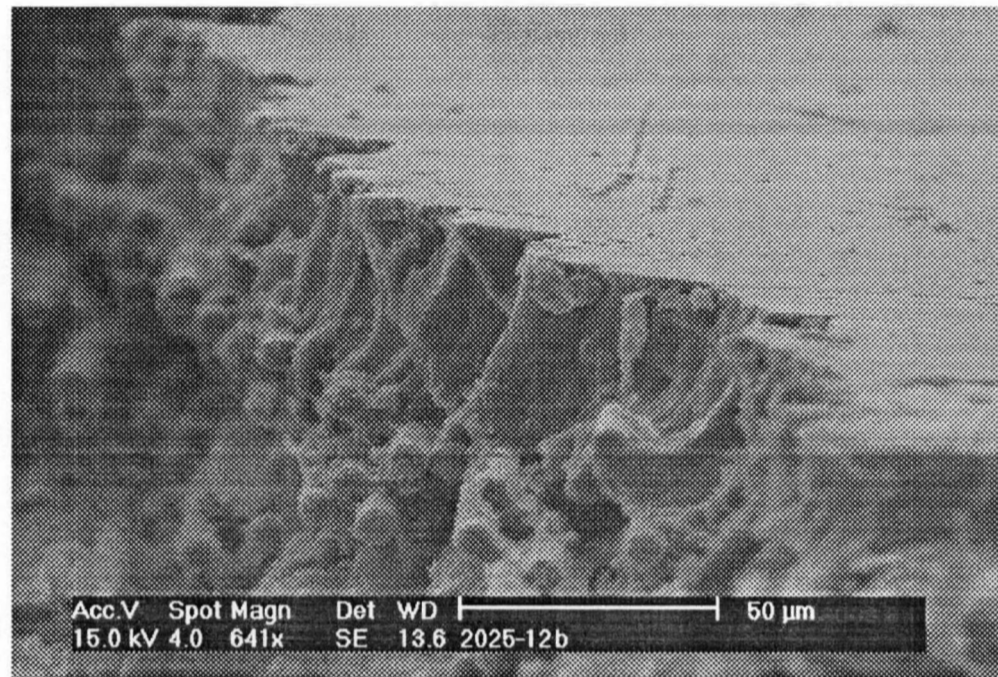


Figura 5.38- Aspecto da trinca longitudinal na camada de matriz que envolve o cilindro.

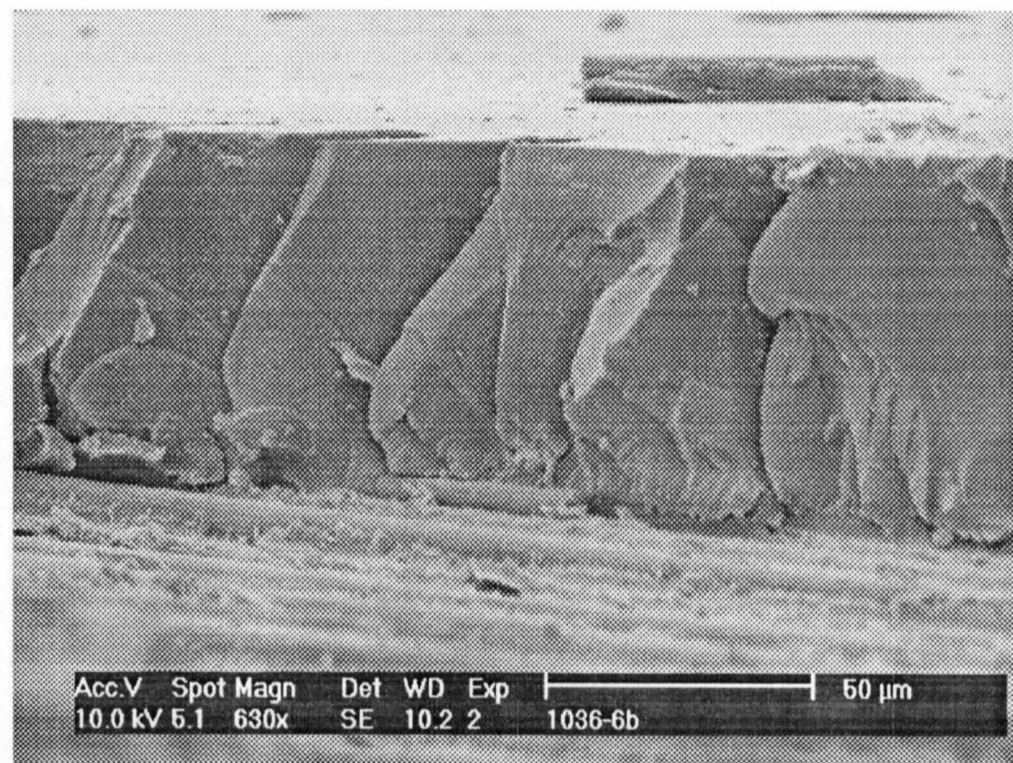


Figura 5.39- Aspecto da trinca helicoidal na camada de matriz que envolve o cilindro.

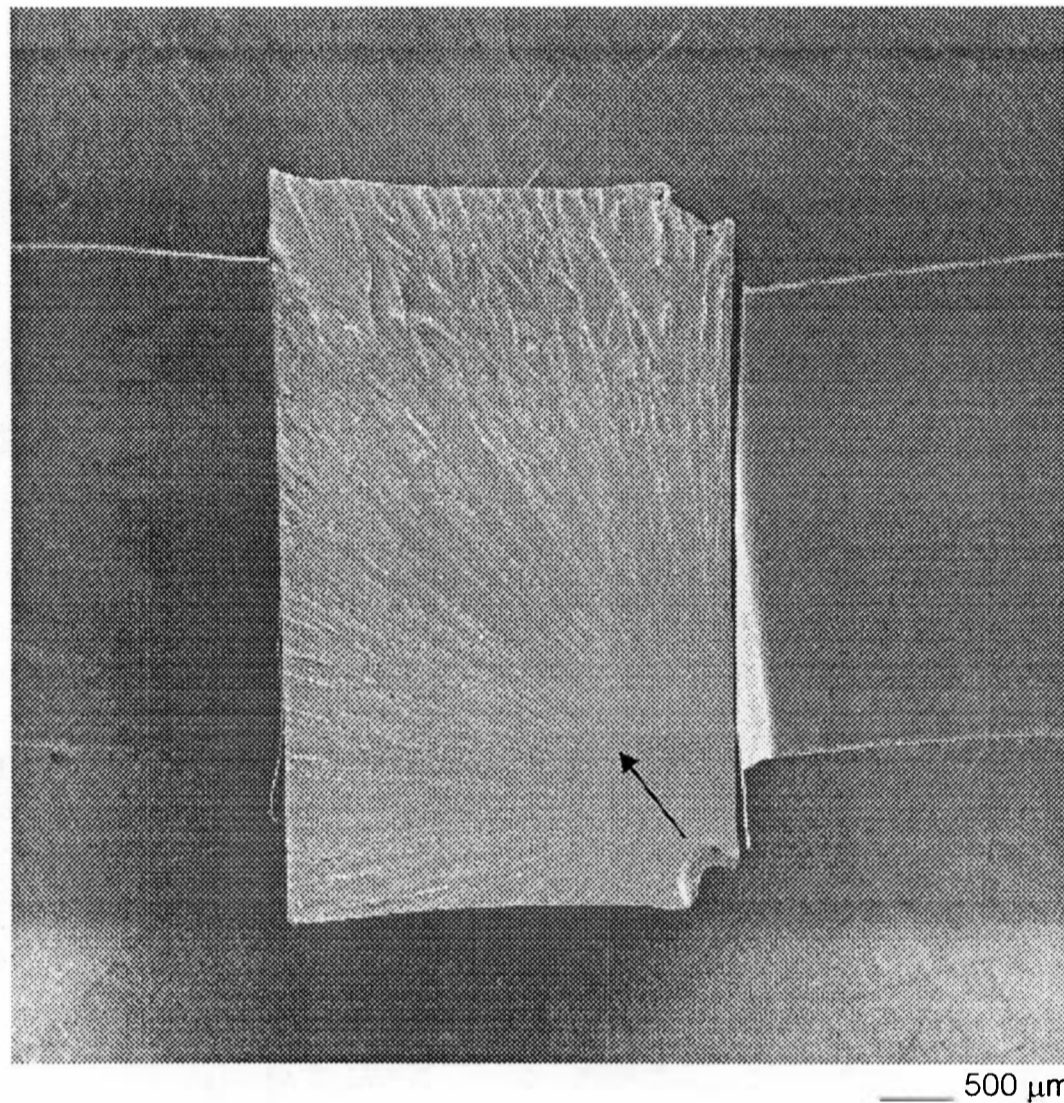


Figura 5.40- Direção do trincamento numa amostra de matriz.

Enquanto os danos acontecem progressivamente na matriz, as fibras também vão sofrendo fratura, as quais, por sua vez, controlam o limite de resistência do compósito. Múltiplos filamentos se quebram, sem representar a princípio uma perda significativa de resistência, acarretando, contudo, uma concentração de tensão nos filamentos vizinhos ainda sem dano. Esta quebra de filamentos pode ocorrer devido ao efeito do carregamento ou, mesmo ainda, durante a etapa de polimerização da matriz devido ao fenômeno de contração,

que pode provocar tensões trativas ou compressivas nos filamentos. Há que se considerar também que, mesmo durante o processo de fabricação, podem ocorrer quebras, devido ao contato físico dos frágeis filamentos com os componentes metálicos da máquina bobinadeira.

A fratura das fibras na direção da tensão principal σ_1 , é o efeito mais indesejável nos compósitos poliméricos que utilizam reforço com filamentos contínuos, pois são eles que efetivamente suportam o carregamento imposto à estrutura. Um exemplo de filamentos fraturados na direção circunferencial é mostrado na figura 5.41 da camada intermediária de 90° de uma amostra do cilindro 20-34. A quebra dos filamentos (f) fez surgir trincas na matriz (m), produzindo descolamento localizado (d). Se estas trincas tivessem progredido e continuassem seus “caminhos” ao longo dos filamentos resultaria num efeito de descolamento da interface fibra/matriz bem mais acentuado, eliminando a capacidade destes filamentos de resistir aos esforços. Neste local, eventualmente devido ao aumento do carregamento, poderia ocorrer uma concentração de tensão, provocando a falha de filamentos vizinhos, que, em ações sucessivas, provocaria a falha da camada. Uma descrição empregando o mesmo raciocínio é dada por Bader [81], que a ilustra com a figura 5.42.

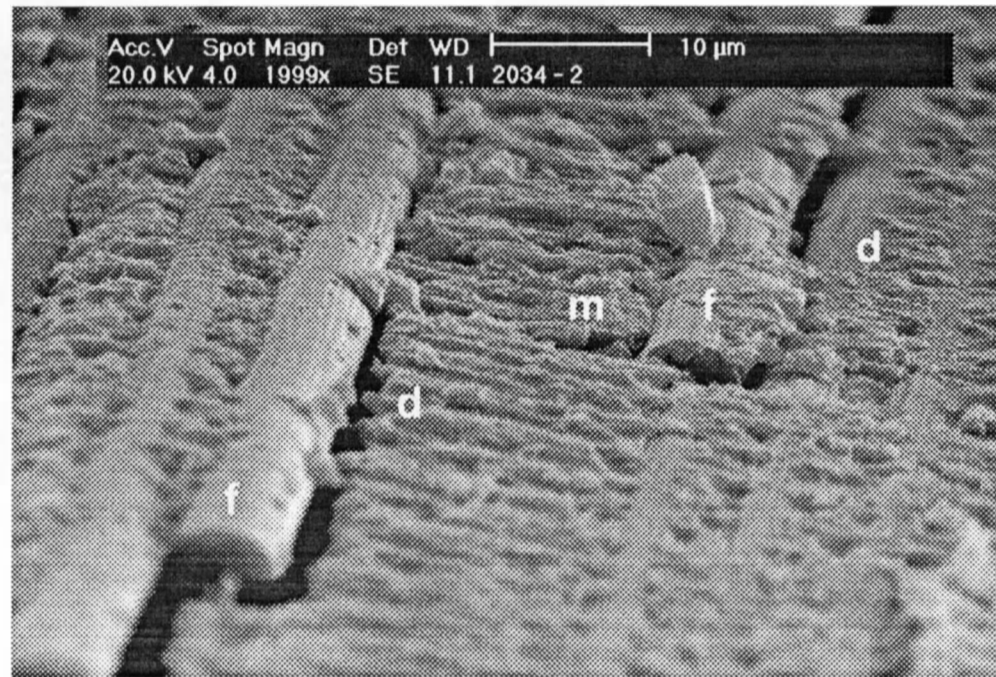


Figura 5.41- Fibra fraturada causando trinca na interface fibra/matriz.

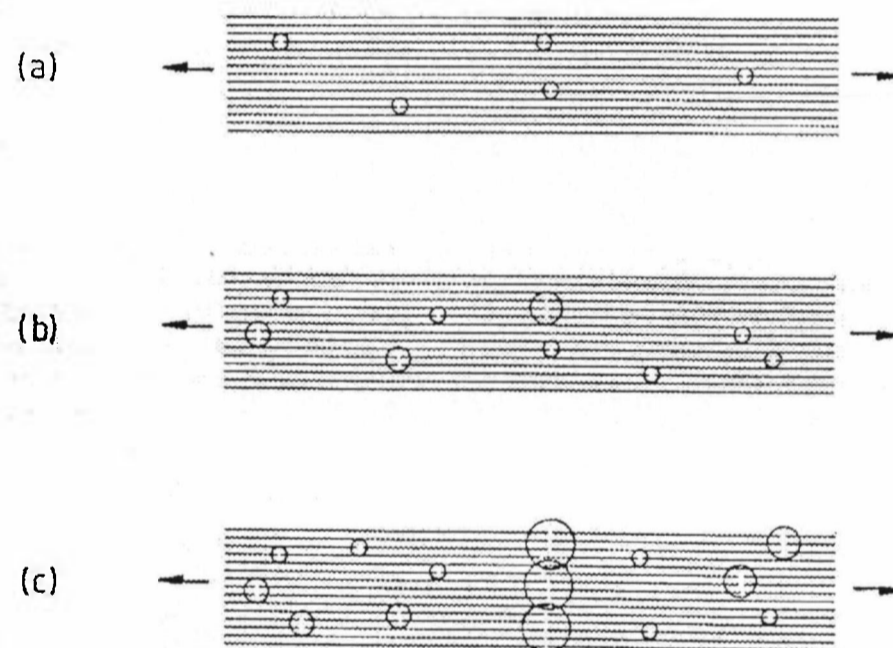


Figura 5.42- Sequência de falha frágil. (a) A princípio ocorrem quebras esporádicas de filamentos, (b) Com o aumento da tensão, outros filamentos são quebrados, (c) Eventualmente uma região atinge um tamanho crítico que a trinca se propaga através da seção.

Nas camadas helicoidais, com o aumento do carregamento, podem surgir falhas devido à fratura dos filamentos por tração transversal, apesar destas falhas se apresentarem distribuídas em relação ao comprimento. A figura 5.43 ilustra este comportamento das camadas bobinadas em ângulo (*off-axis*) quando solicitadas em tração transversal, acima do limite de resistência do compósito nesta direção.

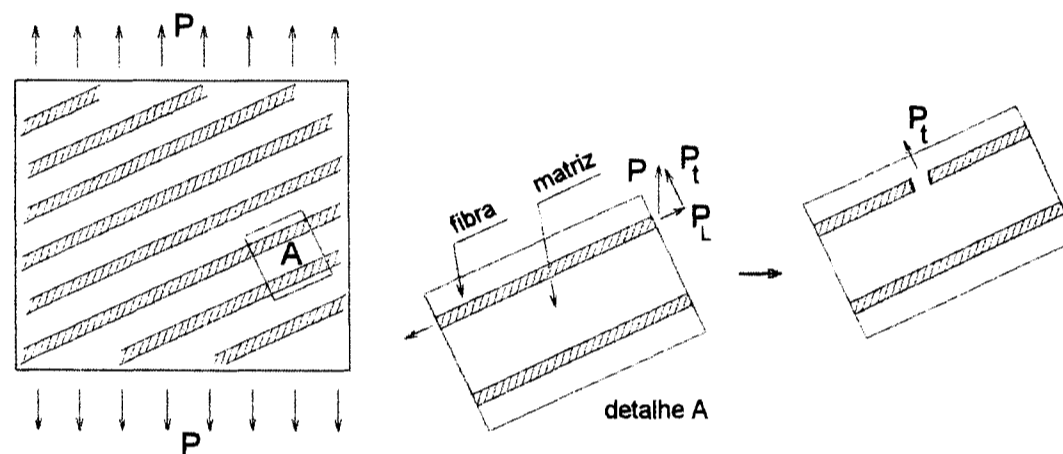


Figura 5.43- Desenho esquemático ilustrando, nas camadas helicoidais, o efeito da tensão transversal nas fibras.

Em compósitos que apresentam uma boa colagem na interface, as falhas, devido às tensões transversais por tração, mostram um aspecto em que as fibras se rompem em diferentes planos, exibindo como característica uma formação que Purslow [71], em seu trabalho com placas planas, atribuiu o nome de padrão radial ondulado (*wavy radial patterns*). A figura 5.44 é um exemplo de falha intralaminar por tração transversal.

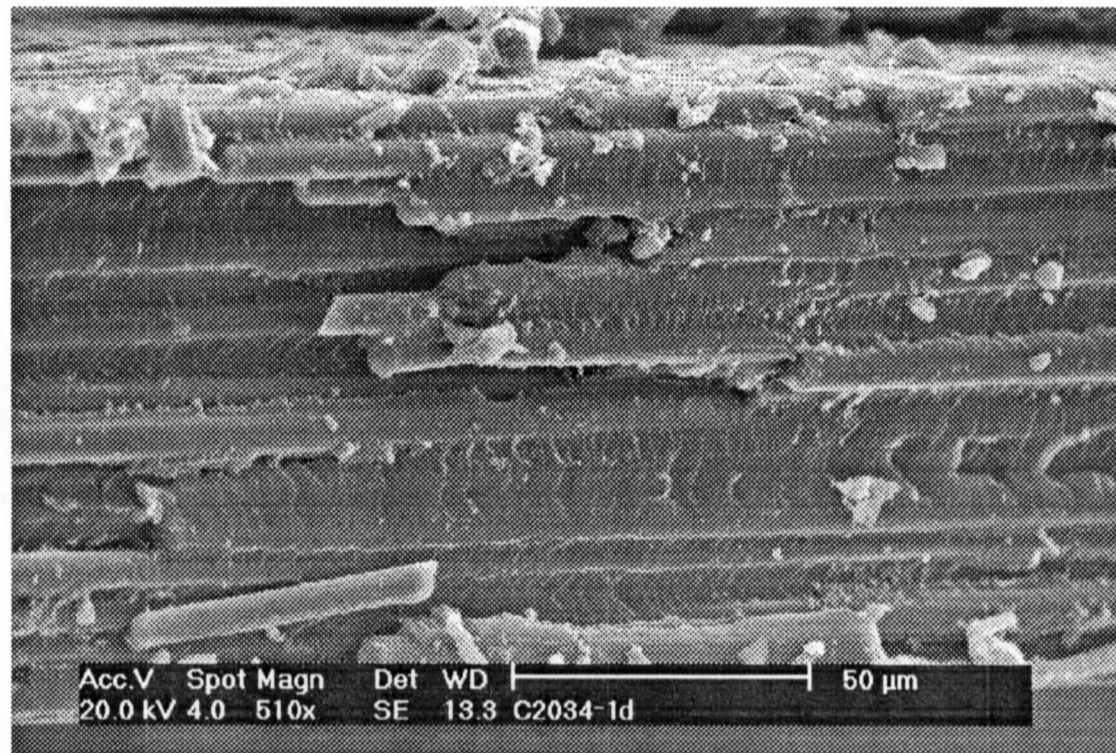


Figura 5.44- Falha devido a tensões transversais no cilindro 20-34.

Portanto, os danos se acumulam na matriz, nas fibras e nas interfaces entre camadas. Assim, com o aumento do carregamento, todos estes micromecanismos de falha tornaram-se atuantes, não necessariamente ao mesmo tempo, envolvendo múltiplas zonas de inicialização. A micrografia da figura 5.45, apesar de registrada em uma amostra fraturada, destaca claramente alguns modos microscópicos de falha como descolamento (d), ruptura da fibra (f) e fratura da matriz (m), observando-se a região de interface fibra/matriz (i).

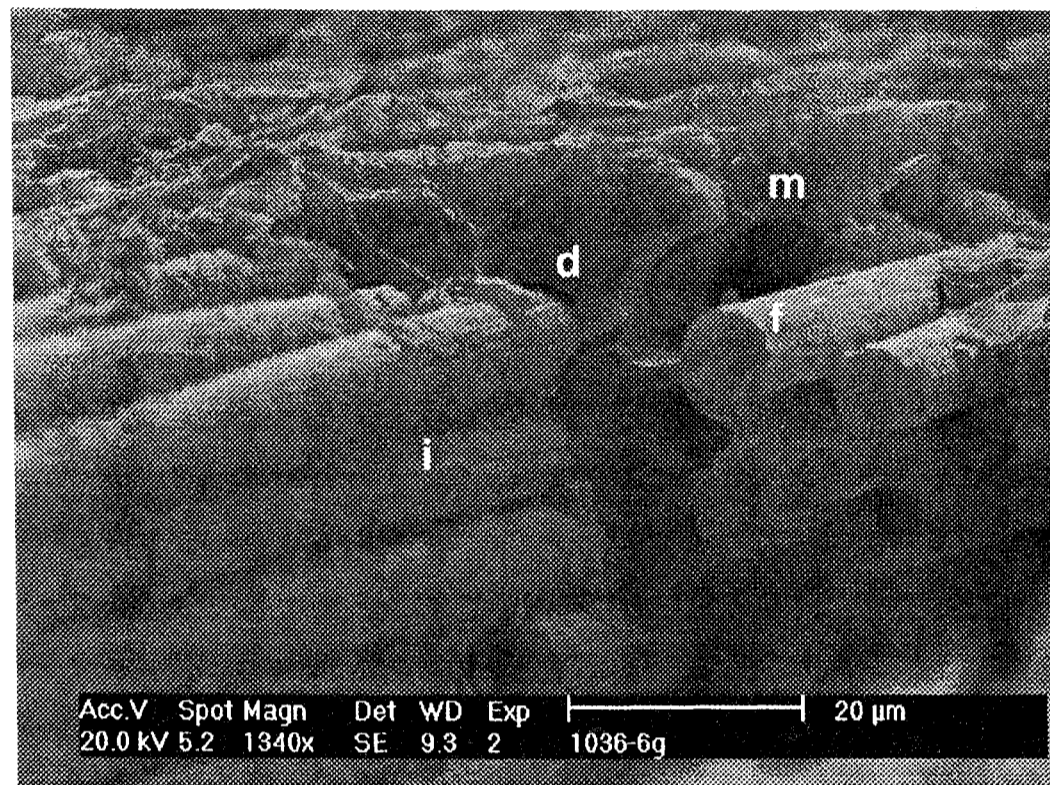


Figura 5.45- Micrografia de uma amostra do cilindro 10-36 destacando alguns modos microscópicos de falha.

Os exames no MEV de amostras retiradas de regiões fraturadas revelaram simultaneamente alguns dos danos microscópicos de falha citados, não havendo, porém, evidência do local exato onde se iniciou a fratura do compósito. A própria forma construtiva do material cria também descontinuidades que causam mudança na velocidade de progressão da trinca que usualmente não progride por um traçado bem definido, criando distintas regiões fraturadas, referidas neste trabalho como blocos de fibras fraturadas, conforme micrografia da figura 5.46. Observa-se nesta micrografia que a fratura exhibe um aspecto em que as fibras se rompem em blocos e neles a fratura tem um plano comum de falha, formando

uma topografia bastante irregular e na forma de degraus, exemplo típico de fratura translaminar. As figuras 5.47a e 5.47b, respectivamente dos cilindros 10-34 e 10-39, exibem numa ampliação esta topografia de fratura dos compósitos poliméricos. Esta é uma tendência de compósitos que apresentam uma interface forte, portanto, com boa adesão fibra/matriz e fratura das fibras na direção das tensões principais.

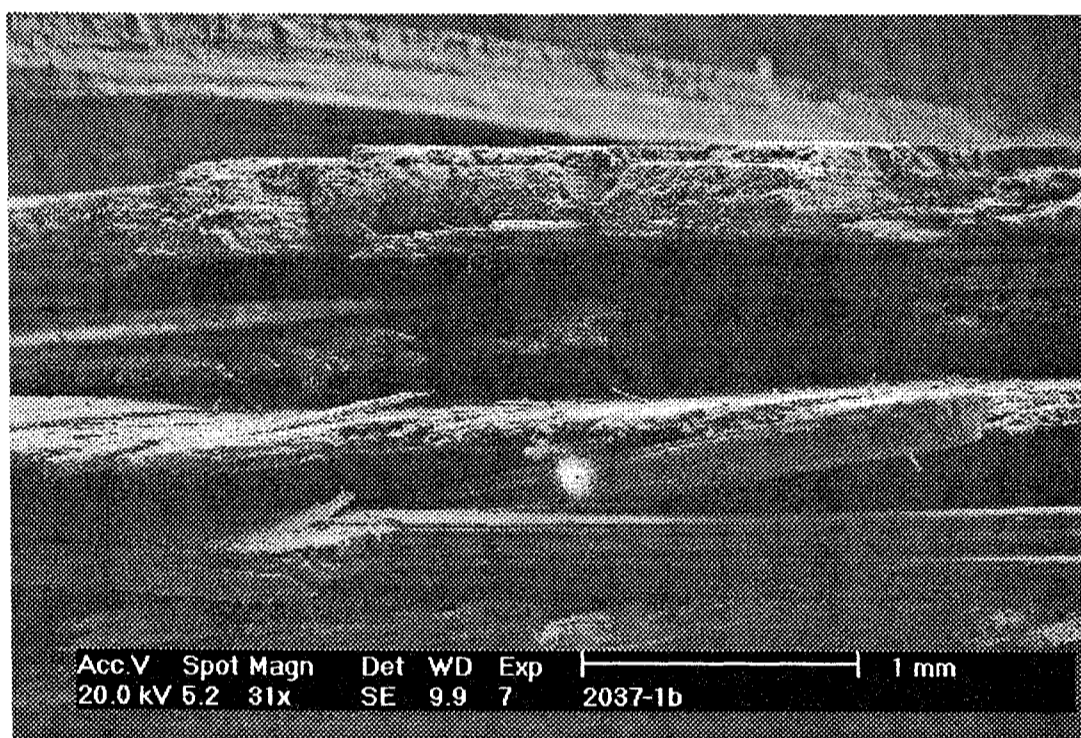
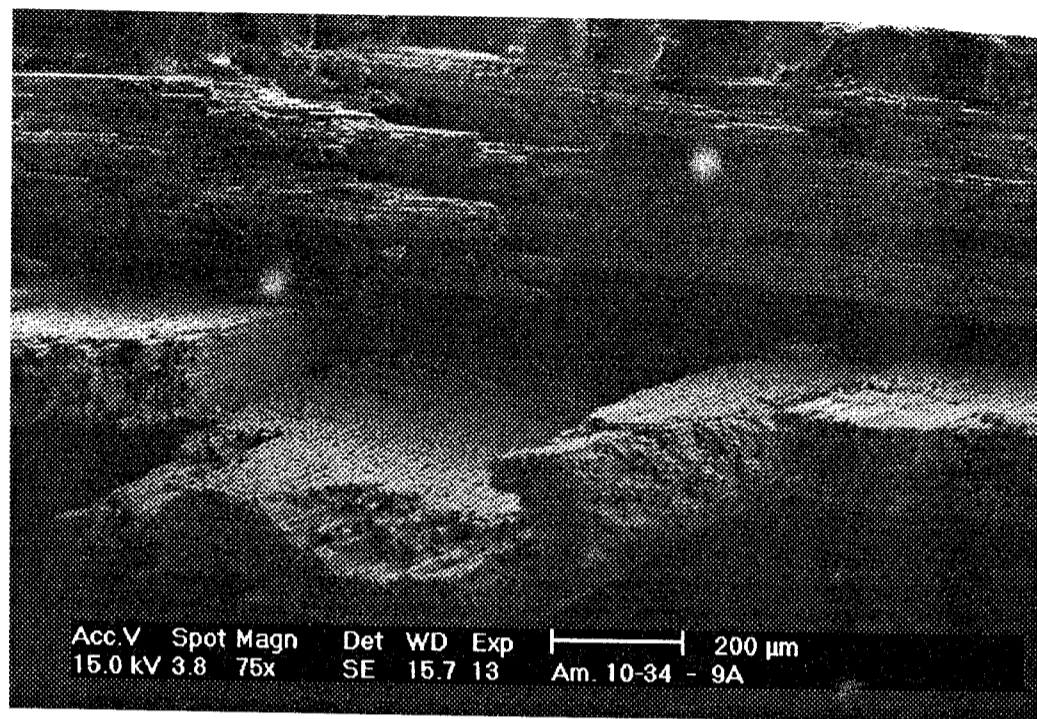
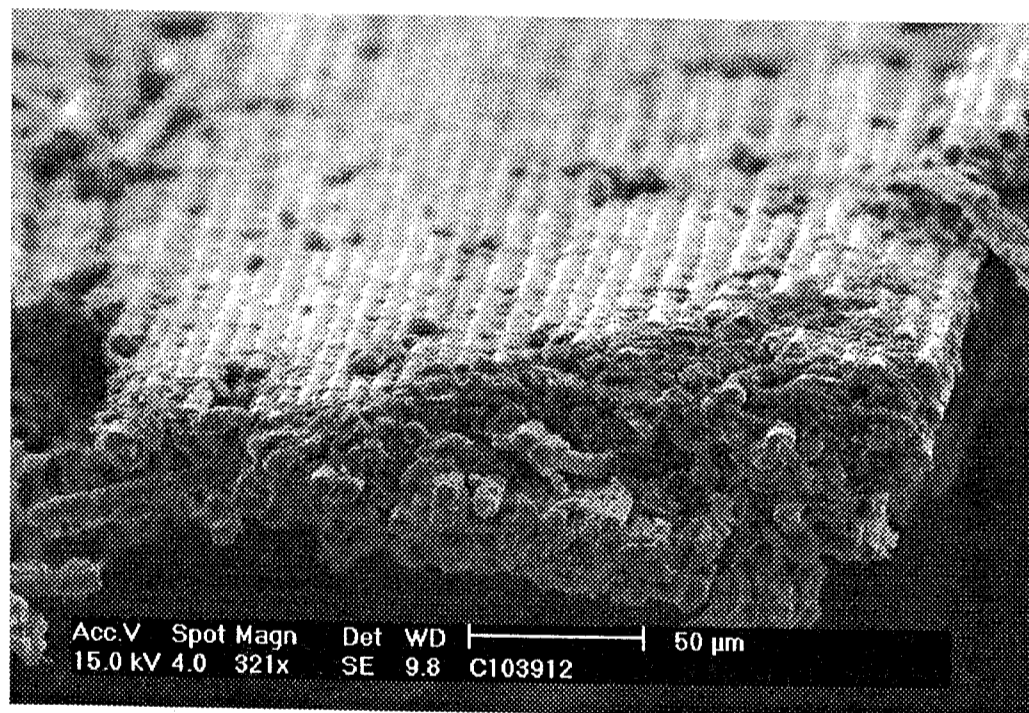


Figura 5.46- Imagem global seção transversal do cilindro 20-37 exibindo a delaminação entre as camadas.



a)



b)

Figura 5.47- Formação de blocos de fratura: a) camada de 25° do cilindro 10-34 e b) camada de 90° do cilindro 10-39.

Para finalizar este estudo, buscou-se uma resposta para determinar o sentido das trincas macroscópicas que ocorreram nos cilindros, a qual é apoiada na evidência da micrografia na figura 5.48. Nesta observa-se uma trinca longitudinal interlaminar da esquerda para a direita da qual se originam duas trincas helicoidais. Embora seja uma trinca microscópica, ela apresenta semelhanças com o trincamento macroscópico. Isto pode validar a hipótese que a trinca tenha surgido de uma das extremidades do cilindro, provavelmente devido ao efeito de borda livre, e tivesse caminhado para a extremidade oposta. A partir do início desta trinca longitudinal surgem sucessivamente as trincas helicoidais, conforme orientação das setas brancas na micrografia da figura 5.48. A micrografia contendo a trinca completa é mostrada na figura 5.49 e no destaque a área correspondente à figura 5.48. Acrescenta-se que em 4 dos cilindros a trinca longitudinal surgiu de uma das extremidades, atribuída como A, próxima ao orifício de entrada de pressão e no restante, na extremidade oposta (B).

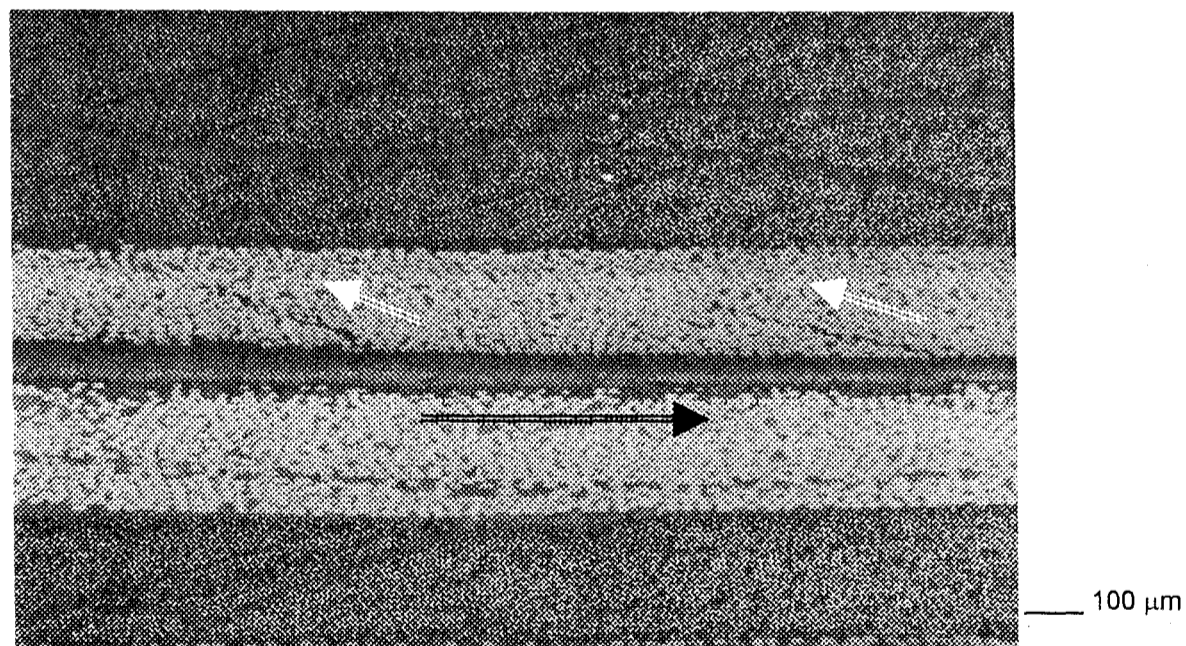


Figura 5.48- Direção e sentido dos trincamentos na microestrutura de um cilindro fabricado pelo método cruzado.

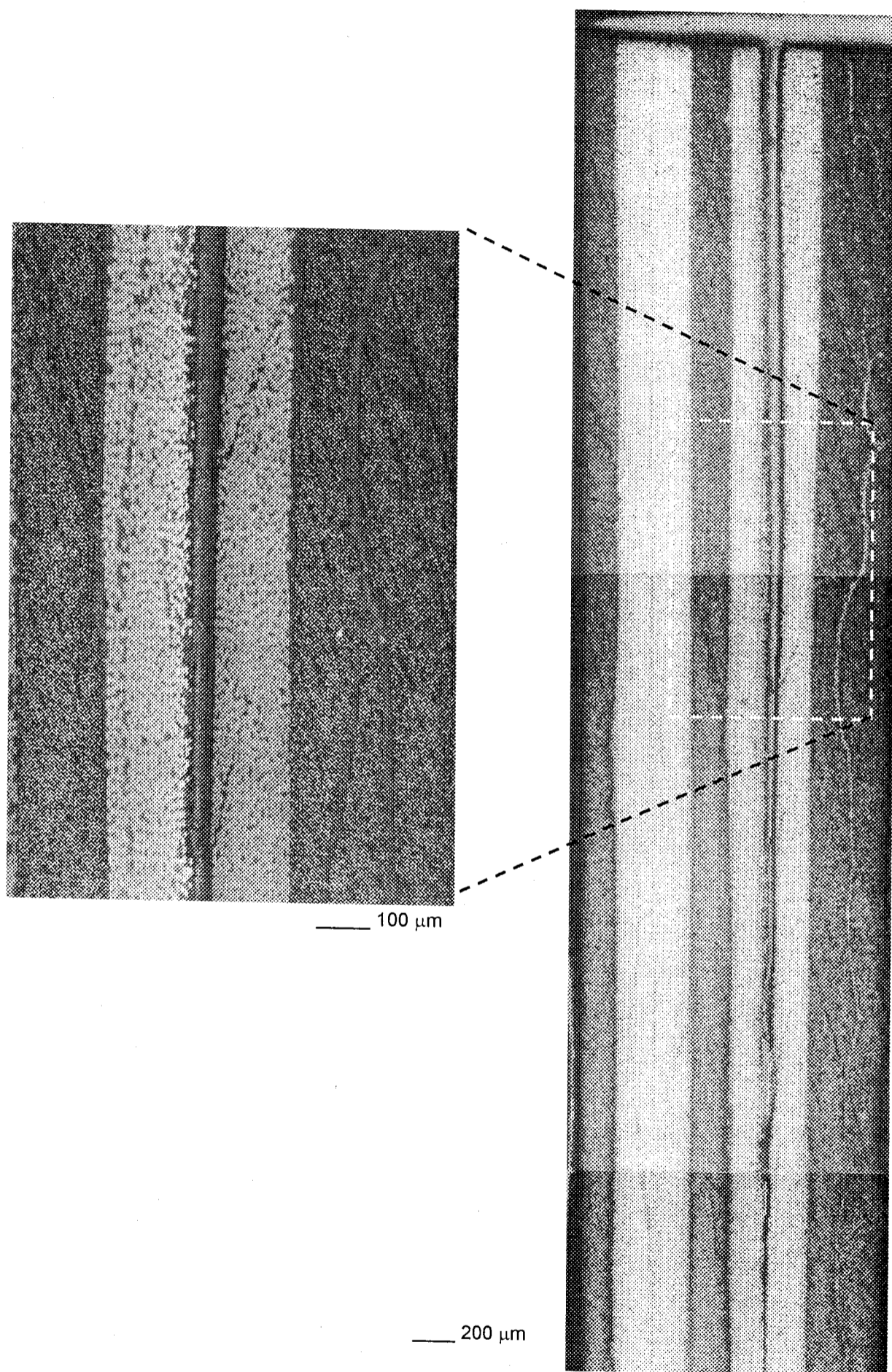


Figura 5.49- Trinca interlaminar no cilindro 10-34.

Há outras duas evidências que colaboram para fortalecer esta hipótese. A primeira é que a extensão das trincas helicoidais, conforme ilustração na figura 5.50, são maiores a partir da primeira ramificação, na faixa de 220 a 250 mm, enquanto que na segunda ramificação esta extensão se reduz para valores de 150 a 170 mm, provavelmente por possuírem menor energia que as primeiras. Esta redução é progressiva, e ocorre na terceira ramificação e também na quarta, presente em alguns exemplares. A figura 5.51 exibe esta situação entre duas trincas helicoidais sucessivas. O modelo da figura 5.50 reproduz novamente aquele mostrado no início deste capítulo, com informações adicionais que auxiliam a compreensão da hipótese colocada para justificar os sentidos dos trincamentos longitudinal e helicoidal.

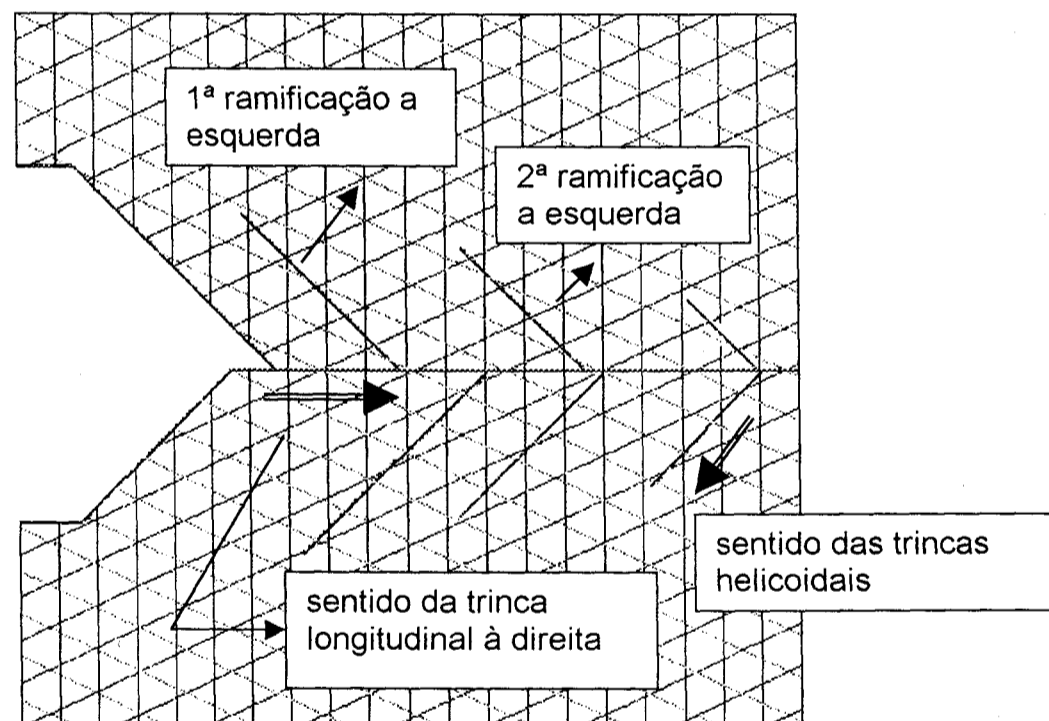


Figura 5.50- Direção e sentido dos trincamentos macroscópicos nos cilindros.

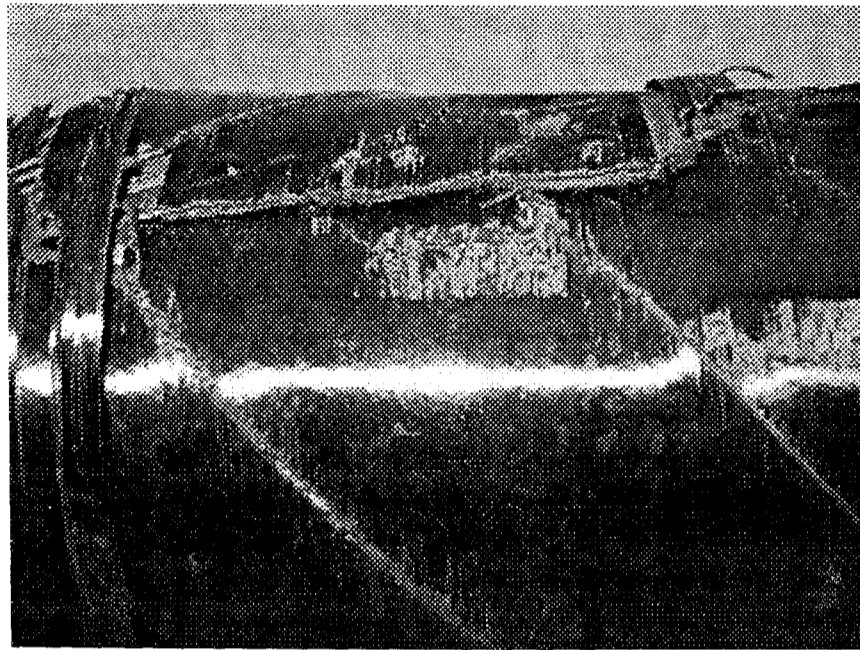


Figura.5.51- Extensão das trincas helicoidais.

A segunda evidência foi obtida por observações das amostras utilizando lupa. Os danos causados nas amostras próximas às regiões da primeira ramificação, e que envolvem o ponto P ilustrado na figura 5.14, são maiores do que aqueles presentes em amostras distantes desta área.

Foi determinada a média das trincas helicoidais para ambos os grupos de cilindros e o resultado mostra um valor praticamente coincidente, com apenas 0,9% a menor para os cilindros do grupo 20. A extensão média das trincas para os cilindros fabricados pelo método cruzado foi de 188,5 mm e para os fabricados por superposição de camadas de 174,4 mm. A média geral das trincas helicoidais para os 10 cilindros fabricados para este estudo foi de 181,4 mm.

5.6 Considerações finais

As propriedades mecânicas obtidas do compósito unidirecional nos ensaios de tração, compressão e cisalhamento nas direções longitudinal e transversal, mostraram concordância com as indicadas na literatura, o mesmo se verificando para a fibra de carbono e para a matriz.

As micrografias mostraram que o compósito desenvolvido neste estudo apresenta uma interface forte, embora algumas evidências de interface fraca tenham sido registradas em pontos isolados, apresentando por exemplo impressões da fibra na matriz, que representa uma falha por descolamento. No aspecto da interface fibra/matriz uma situação mais favorável seria aquela em que, havendo possibilidade no aspecto estrutural do componente, fosse selecionada uma matriz de comportamento dúctil ou pelo menos mais dúctil quando comparada com a matriz termofixa empregada neste trabalho, que apresenta um comportamento notadamente frágil. Esta situação poderia ser conseguida pela adição de componentes apropriados na formulação da matriz que dariam à mesma características mais flexíveis, permitindo assim minimizar os efeitos de tensões elevadas na região da interface.

As análises feitas nas micrografias, tanto por microscopia óptica quanto por microscopia eletrônica de varredura não permitiram estabelecer com exatidão a sequência de fratura e qual dos danos teria se iniciado primeiro.

Na interpretação dos eventos de falha, é possível prever que nas camadas helicoidais, durante os estágios iniciais de deformação, tenham surgido primeiramente descolamento e trincas na matriz, envolvendo filamentos e bolsas de vazio. Estes danos localizados aumentam em quantidade e coalescem, que, associados à filamentos fraturadas na direção transversal, produziram trincas na

camada, colaborando para que o processo de delaminação, quando instalado, se intensifique. Como não se dispõe de recursos no método numérico utilizando o PC-Laminate para análise de camadas interlaminares, não foi possível afirmar com certeza qual destes dois últimos eventos- tensão transversal ou delaminação- tenham ocorrido primeiro, embora a resistência ao cisalhamento interlaminar seja superior que a resistência a tração transversal [82].

Com o laminado já fragilizado devido a ocorrência de danos nas camadas helicoidais, há uma concentração de tensão nas camadas circunferenciais que passariam a receber todo o carregamento, ocorrendo então o último evento do processo de fratura que seria a quebra das fibras nestas camadas. A característica principal que se observa nas micrografias em relação à trinca longitudinal é a falha por tração na direção da fibra nas camadas circunferenciais, apresentando sempre o aspecto de blocos de fratura. O modelo da figura 5.52 traduz este evento final da fratura dos cilindros.

O êxito alcançado neste trabalho está diretamente relacionado aos métodos de fabricação investigados, envolvendo tanto a produção das placas, para desenvolvimento do compósito unidirecional, quanto dos cilindros; pois todo o trabalho está fundamentado em ambos. A fabricação de placas planas pelo método de bobinamento de filamentos contínuos (filament winding) exigiu um grande esforço no desenvolvimento do processo, pois o equipamento para fabricação do material é capacitado a produzir cilindros e esferas e não componentes prismáticos. O bobinamento cruzado, apesar de ser um método aplicado na indústria, não dispõe de literatura específica e desta maneira houve também a necessidade de um completo desenvolvimento dos parâmetros de

processo. Mais ainda ocorreu com o bobinamento por superposição de camadas, que, devido ao desconhecimento e inovação, exigiu uma grande dedicação para criação do ferramental e desenvolvimento do processo.

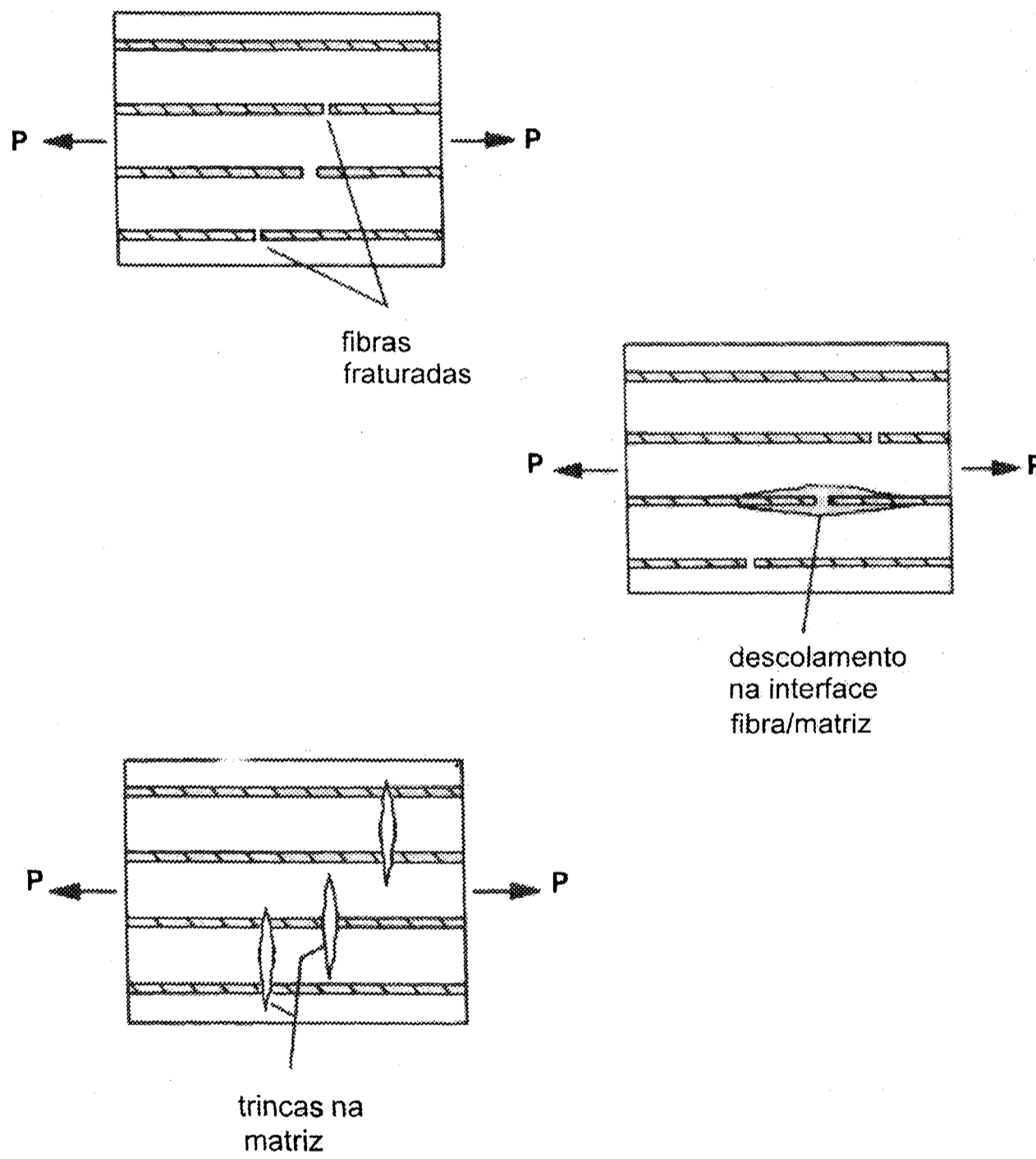


Figura 5.52- Modelo da seqüência de falhas nas camadas circunferenciais

6.0 CONCLUSÕES

As bolsas de matriz (regiões ricas de matriz) representam quase que totalmente aquelas presentes na superposição das camadas ou no cruzamento dos filamentos e apresentam forma irregular com a maior dimensão orientada paralela a direção (eixo) da fibra. Ao contrário destas, os vazios apresentam forma esférica e atingem poucas dezenas de microns, localizado-se no interior das camadas (*intralaminar voids*).

A temperatura de transição vítrea obtida no compósito fabricado mostra que, em tese, o material pode ser empregado para trabalho até temperaturas de 92 °C, sem que ocorra degradação da matriz.

A análise do comportamento das populações de cilindros a partir das amostras estudadas neste trabalho, foi feita pela estatística *t* de Student, que mostrou serem iguais as médias das tensões circunferenciais de ruptura que seriam obtidas para os cilindros produzidos pelos métodos empregados no trabalho.

A não ocorrência ou a não formação de gotículas sobre a superfície dos cilindros no ensaio hidrostático, é indicativo que trincas transversais na matriz não atingiram todas as camadas do cilindro.

Superfícies fraturadas foram examinadas no microscópio óptico e eletrônico de varredura de modo a caracterizar a microestrutura do compósito

fabricado pelos dois métodos apresentados no trabalho. Das amostras analisadas, características comuns ocorreram em ambos os grupos de cilindros, tais como descolamento, trincas na matriz, delaminação entre as camadas, fratura das fibras na direção transversal e fratura da fibra na direção circunferencial, indicando que cilindros fabricados apresentaram as mesmas falhas microestruturais e, por conseguinte, favorecendo para que os cilindros produzidos pelos dois processos empregados neste trabalho apresentassem o mesmo desempenho estrutural. A característica principal que se observa nas micrografias em relação à trinca longitudinal é a falha por tração das fibras nas camadas circunferenciais, apresentando sempre o aspecto de blocos de fratura.

As falhas ocorreram em múltiplos tipos e modos, não ocorrendo alguma delas que isolada dominasse no processo de fratura. Nas falhas translaminares predominaram os modos I e II, enquanto que nas falhas interlaminares predominou o modo II. nas falhas translaminares.

O aspecto macroscópico de fratura dos cilindros caracteriza a ocorrência de fratura frágil.

Evidências registradas pelas micrografias do microscópio eletrônico de varredura mostram que o compósito apresenta uma interface fibra/matriz forte.

Considerando a projeção estatística em relação às populações de cilindros e a maior versatilidade na construção das camadas helicoidais, é possível afirmar que o método de bobinamento por superposição de camadas se coloca com

vantagem em relação ao método cruzado, ampliando as possibilidades de fabricação de cilindros com extremidades abertas. O benefício que se obtém com o primeiro é a maior possibilidade de se construir compósitos com redução de espessura ou mesmo ainda produzir compósitos híbridos sem aumento significativo de espessura, o que poderá proporcionar redução de peso e custo e maior versatilidade construtiva.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Análise de falha e fratura de cilindros de fibra de carbono com a mesma configuração de bobinagem do presente trabalho, porém com distribuição simétrica e balanceada das camadas e submetidos ao mesmo carregamento hidrostático.
- Análise de falha e fratura de cilindros sem provocar colapso da estrutura, ou seja, submeter os cilindros a 80-85% do carregamento sem provocar danos generalizados das camadas.
- Análise numérica para avaliar as tensões de cisalhamento na interface das camadas de cilindros construídos pelo método da superposição de camadas, utilizando diversos tipos de reforço e construção híbrida.
- Comportamento mecânico de cilindros com temperaturas abaixo, próximas e superiores a temperatura de transição vítrea da matriz.

BIBLIOGRAFIA

- 1-LE COURTOIS, T.- Composite Materials use: a particular case on safety-related service water pipes. **Enercomp 95-International Conference on Composite Materials and Energy**. Montreal, Maio, 1995, pág. 835-843.
- 2-MIDDLETON, D.A.; Ed.- **Composite Materials in Aircraft Structures**. Longman Scientific & Technical, 1990, pág. 312.
- 3-LUBIN, G.; Ed.- **Handbook of Composites**. Van Nostrand Reinhold, 1982, pág. 679.
- 4-VOIGT, R. - Lehrbuch der Kristallphysik. In: CHAWLA, K.K. , **Composite Materials- Science and Engineering**. Springer-Verlag, 1987, pág. 178.
- 5-REUSS, A. - Z. Angew. Math. Mech. In: CHAWLA, K.K. , **Composite Materials- Science and Engineering**. Springer-Verlag, 1987, pág. 179.
- 6-AL-QURESHI, H. A.- **Composite Materials: Fabrication and Analysis**. 3ed. São José dos Campos, s.ed., 1984.
- 7-JONES, R.M.- **Mechanics of Composite Materials**. Scripta Book Company, 1975.
- 8-VINSON, J.R.; CHOU, T.- **Composite Materials and their use in Structures**. Applied Science Publishers Ltd., London, 1975.
- 9-ASHBEE, K.- **Fundamental Principles of Fiber Reinforced Composites**. Technomic Publishing Company, 1989, pág. 135.
- 10-AGARWAL, D.B.; BROUTMAN L.J.- **Analysis and Performance of Fiber Composites**. John Wiley & Sons Inc., New York, 1980, pág. 163.
- 11-SODEN, P. D.; LEADBETTER, D. ; GRIGGS, P. R. ; ECKOLD, G. C. -The strength of a filament wound composite under biaxial loading. **Composites**, 1978, pág. 247.

-
- 12-HULL, D.- **An introduction to Composite Materials**. Cambridge University Press, 1981.
- 13-MIRIYALA, N. ; LIAW, P. K.- The monotonic and fatigue behavior of CFCC's. **JOM- Journal of Minerals, Metals and Materials**, Setembro, 1996, pág. 44.
- 14-BAER, E.- **Engineering Design for Plastics**. Van Nostrand Reinhold Company, 1964, pág. 972.
- 15-BROUTMAN, L.J.; McGARRY, F.J.- Glass-resin joint strength studies. **Proceedings SPI 17th Annual Conference**, 1962. In: Baer, E.- **Engineering Design for Plastics**. Van Nostrand Reinhold , 1964, pág. 792.
- 16-FAVRE, J.-P.; PERRIN, J.- Carbon fibre adhesion to organic matrices. **Journal of Materials Science**, 7, 1972, pág. 1113.
- 17 - CHAMIS, C.C.- Mechanics of load transfer at the interface. In: PLUEDDEMANN, E.P., Editor.- **Interfaces in Polymer Matrix Composites**. Academic Press, 1974.
- 18-DOMNANOVICH, A. ; PETERLIK, H. ; KROMP, K.- Determination of interface parameters for carbon/carbon composites by the fibre-bundle pull-out test. **Composite Science and Technology**, vol 56, n9, 1996, pág. 1017.
- 19-WU, H. F.; GU, W.; LU, G.-Q.; KAMPE, L.- Non-destructive characterization of fibre-matrix adhesion in composite by vibration damping. **Journal of Materials Science**, 32, 1997, pág. 1275.
- 20-BROUTMAN, L. J.- Measurement of the fiber-polymer matrix interfacial strength. In: **Interfaces in composites. ASTM STP 452**, 1969, pág. 27.
- 21-TERMONIA, Y.- Theoretical study of the stress transfer in single fibre composites. **Journal of Material Science**, 22, 1986, pág. 504.
- 22-HOLMES, M. ; JUST. D.J.- **GRP in Structural Engineering**. Applied Science Publishers, London, 1983, pág. 120.

-
- 23-CHAWLA, K .K.- **Composite Materials- Science and Engineering**. Springer-Verlag, 1987.
- 24-PARDINI, L.C.; MARTINS , J.R.S.- Aspectos relativos a interface fibra/matriz em materiais conjugados. In: 4º Congresso Brasileiro de Plástico Reforçado. **Anais**. São Paulo, 1986, pág. 147.
- 25- FAVRE, J.-P. ; JACQUES, D.- Stress transfer by shear in carbon fibre model composites. **Journal of Materilas Science**, 25, 1990, pág. 1373.
- 26-FAVRE, J.-P.; SIGETY, P.; JACQUES, D.- Stress transfer by shear in carbon fibre test. **Journal of Materials Science**, 26, 1991, pág. 189.
- 27-CHEN, F.; TRIPATHI, D.; JONES, F. R.- Determination of the interfacial shear strength of glass-fibre reinforced phenolic composites by a bimatix fragmentation technique. **Composites Science Technology**, 56, 1996, pág. 609.
- 28-KELLY, A.; TYSON, W. R.- Tensile properties of fibre reinforced metals: copper/tungsten and copper/molybdenum. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, 13, 1965, pág. 329.
- 29-YALLEE, R.B.; YOUNG, R. J.- Evaluation of interface fracture energy for single-fibre composites. **Composite Science and Technology**, 58, 1998, pág. 1907.
- 30-MALLICK, P.K.- **Fiber-reinforced Composites- Materials, Manufacturing and Design**. Marcel Dekker Inc., 1993.
- 31-COX, H. L.- The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. **British Journal of Applied Physics**, v3, Março, 1952, pág. 72.
- 32- BEAUMONT, P. W. R.; SCHULTZ, J. M.; FRIEDRICH, K.- **Failure Analysis of Composite Materials**. Technomic Publishing Co., 1990, pág. 15.
- 33-TYSON, W. R. ; DAVIES. G. J.- A photoelastic study of the shear stresses associated with the transfer of stress during fiber reinforcement. **British Journal Applied Physics**, 16, 1965, pág. 199.

34-WELLS, J. K. ; BEAUMONT, P. W. R.- Debonding and pull-out processes in fibrous composites. **Journal of Materials Science**, 20, 1985, pág. 1275.

35-ARAGÃO, E. E. A.- **Étude de l'endommagement par eau de composites, par des essais de choc en flexion**. Tese de Doutorado. L'Université de Bordeaux I, 1986, pág. 60.

36-STUMPF, P.L.- Fractography and failure analysis of composite materials. **Short Course**. CTA- Centro Tecnológico Aeroespacial, 1993.

37-SHIKHMANTER, L.; ELDROR, I.; CINA, B.- Fractography of unidirectional CFRP composites. **Journal of Composites Science**, 24, 1989, pág. 167.

38-WEETON, W. J.; PETERS, D. M.; THOMAS, K. L.- **Engineers' Guide to Composite Materials**. ASM, Ohio, 1987, pág. 3-10.

39-CHAMIS, C. C. - Micromechanics strength theories. In: Broutman, L. J.- **Composite Materials: Fracture and Fatigue**. Academic Press, 1974.

40-ASHIZAWA, M.- Improving damage tolerance of laminated composites through the use of new tough resins. In: **Engineered Materials Handbook**, ASM International, 1987, pág. 782.

41-GRESZCZUC, L. B.- Microbuckling of lamina reinforced composites. In: **Composite Materials: Testing and Design**, STP 546, ASTM, 1974. In: **Engineered Materials Handbook**, ASM International, 1987, pág. 782.

42-BROUTMAN, L. J.- Failure mechanisms for filament reinforced plastics. **Modern Plastics**, 43, 1965, pág. 143.

43-HAHN, H. T.; WILLIAMS, J. G.- Compression failure mechanisms in unidirectional composites. NASA Technical Memorandum 85834, Agosto, 1984. In: **Engineered Materials Handbook**, ASM International, 1987, pág. 782.

44-GRESZCZUC, L. B.- On failure modes of unidirectional composites under compression loading. In: **Engineered Materials Handbook**, ASM International, 1987, pág. 782.

45-DOBB, M. G.; JOHNSON, D. J.; PARK, C. R.- Compression behaviour of carbon fibres. **Journal Materials Science**, 25, 1990, pág. 829.

46-GRESZCZUC, L. B.- Microbuckling failure of circular fiber reinforced composites. **AIAA JOURNAL**, v13, Outubro, 1975. In: **Engineered Materials Handbook**, ASM International, 1987, pág. 782.

47-ROSEN, B. W.- **Chapter 3 in Fiber Composite Materials**. American Society for Metals, 1965. In: **Engineered Materials Handbook**, ASM International, 1987, pág. 782.

48-ASHIZAWA, M.- Fast interlaminar fracture of a compressively loaded composite containing a defect. In: **Engineered Materials Handbook**, ASM International, 1987, pág. 782.

49-BOSCOV, J ; CORREA, R.- Aplicações de materiais conjugados no programa brasileiro de pesquisa de foguetes. In: VI CBECIMAT- Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais. **Anais**. Rio de Janeiro, 1984.

50- MARINUCCI, G. ; NALIN, R.- Especificação técnica de fibra de carbono. Centro Tecnológico da Marinha/SP. **Documento Interno**, 1995.

51-CIBA-GEIGY QUÍMICA- Divisão de Plásticos. **Catálogo Técnico**, sem data.

52-ASTM-**Standards and Literature References for Composite Materials**. Second Edition, 1990.

53-MARINUCCI, G.; ZAPPAROLI, C.L.J.- Materiais compostos avançados para fabricação de tubulações pelo processo *filament winding*. In: 9º Simpósio Brasileiro sobre Tubulações e Vasos de Pressão. **Anais**. Rio de Janeiro, 1996, pág. 325.

54-UNIVERSITY OF WYOMING. Composite material research group. Iosipescu Shear Test Fixture Specimen. **Relatório Interno**, February, 1983.

55- MARINUCCI, G. - Estudo de corte de compósitos poliméricos pelo método a Laser. Centro Tecnológico da Marinha/SP. **Relatório Interno**, 1999.

56-FERRONI, M.R ; MACIEL, M.A.D.- Variabilidade das propriedades mecânicas dos materiais compostos. In: VIII COBEM- Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica. **Anais**. São José dos Campos, 1985, pág. 891.

57-LEE, S-Y.; SPRINGER, G. S.- Filament Winding: Process Model. **Journal of Composite Materials**, 24, 1990, pág. 1270-1292.

58-CORREA, R.- **Tubos estruturais em material composto para motores de foguetes: estudos em dimensionamento e técnicas de fabricação**. Tese de Mestrado. CTA-ITA, Setembro, 1979.

59-HERAKOVICH, C. T. – **Mechanics of fibrous composites**. John Wiley & Sons, 1998, pág. 7.

60-ALMEIDA, S.F.M. ; NOGUEIRA NETO, Z.S.- Effect of void content on the strength of composite laminates. **Composite Structures**, 28, 1994, pág. 139.

61-WENDLANDT, W.W.- **Thermal Methods of Analysis**. John Wiley & Sons, 1986, pág. 440.

62- ADAMS, R. D. ; COMYN, J. ; WAKE, W. C.- **Structural Adhesive Joints in Engineering**. Chapman & Hall, 1997, pág. 190.

63-WIDMANN, G.; RIESEN, R.- **Thermal Analysis**. Huthig, Heidelberg, 1987, pág. 44.

64-KARDOS, L. J.- Mechanical properties of polymeric composite materials. In: BAER, E. ; MOET, A., Editors.- **High Performance Polymers**. Hansen Publishers, Munich, 1991, pág. 199.

65-BUSSAB, W. D. ; MORETTIN, P. A.- **Métodos Quantitativos- Estatística Básica**. Atual Editora Ltda. 4ª edição, 1987, pág. 278.

66-PURSLOW, D.- Characterization, analysis and significance of defects in composite materials. In: Purslow, D .-Matrix fractography of fibre-reinforced epoxy composites. **Composites**, 17, n4, 1986, pág. 296.

67-MARINUCCI, G.- Estudo do comportamento mecânico de cilindros de compósito polimérico sob ação de cargas hidrostáticas. Centro Tecnológico da Marinha/SP. **Relatório Interno**, 1999.

68-RADFORD, D. W. ; KELVIN, M.- **PC-LAMINATE-Educational and Engineering Design Tool for use in the Field of Laminated Composites**. Technomic Publishing, 1989.

69-TSAI, S.W. – Strength theories of filamentary structures. In: Schwartz, R.T.; Schwartz, H.S., Editors.- **Fundamental Aspects of Fiber Reinforced Plastic Composites**, Interscience, 1968.

70-PAGANO, N. J. ; SCHOEPPNER, G. A ; KIM, R. ; ABRAMS, F. L. –Steady-state cracking and edge effects in thermo-mechanical transverse cracking of cross-ply laminates. **Composites Science and Technology**, 58, 1998, pág. 1811.

71-PURSLOW, D.- Matrix fractography of fibre-reinforced epoxy composites. **Composites**, 17, n4, 1986, pág. 289.

72-PURSLOW, D.- Some fundamental aspects of composite fractography. **Composites**, 12, n4, 1981, pág. 241.

73-SHIKHMANTER, L. ; CINA, B. ; ELDROR, I.- Fractography of CFRP composites damaged by impact and subsequently loaded statically to failure. **Composites**, 26, n2, 1995., pág. 154

74-SINCLAIR, J. H.; CHAMIS, C. E. - Mechanical and fracture characteristics of off-axis fiber composites- experimental investigation. In: Frandsen, R.R.; Naerheim, Y.- Fracture morphology of graphite/epoxy composites. **Journal of Composite Materials**, 17, 1983, pág. 105.

75-ROBERTSON, R. E.; MINDROIU, V. E.- The stacked lamellar texture on the fracture surfaces of fibre composites. **Journal of Materials Science**, 20, 1985, pág. 2801.

76-SAWYER, L. C.; GRUBB, D. T. - **Polymer Microscopy**. Chapman & Hall, 1994, pág. 131.

77-JOHANNESSON, T.; SJOBLUM, P. ; SELDÉN, R. - The detailed structure of delamination fracture surfaces in graphite/epoxy laminates. **Journal of Materials Science**, 19, 1984, pág. 1171.

78-BASCOM, W. D. ; BOLL, D. J. ; FULLER, B. ; PHILLIPS, P. J. -Fractography of the interlaminar fracture of carbon-fibre epoxy composites. **Journal of Materials Science**, 20, 1985, pág. 3184.

79-MAIER, G. ; WOHLEKE, M. ; VETESNIK, P. ;KUNZ, J. -Microfractography of carbon fibre-reinforced bismaleimides. In: Bunsell , A R. ; Lamicq, P. ; Massiah, A., Editors.- **Proceedings of ECCM-3- European Conference on Composite Materials**, 1989, pág. 481.

80- MORRIS, G. E.- Determining fracture directions and fracture origins on failed graphite/epoxy surfaces. In: Pipes, R. B., Editor- **Non-destructive Evaluation and Flaw Criticality for Composite Materials**. ASTM STP 696, 1979, pág. 274.

81-BADER, M.G.- Tensile strength of uniaxial composites. **Science and Engineering of Composite Materials**, 1, n1, 1988, pág. 1.

82-PUCK, A. , SCHNEIDER, W. -On failure mechanisms and failure criteria of filament-wound glass-fibre resin composites. **Plastic & Polymer**, 1969, pág. 33.

Apêndice A- Deformações do laminado na direção global

Considerando-se a deformação no plano x-y da seção de um laminado simétrico e delgado, conforme mostra a figura A1, assumi-se que a linha BAD, originalmente reta e perpendicular à superfície média, permaneça nesta mesma situação após o laminado sofrer deformação (alongamento e flexão) e com o mesmo comprimento. Isto significa dizer que as deformações cisalhantes no plano perpendicular à superfície média serão nulas considerando estado plano de deformação, isto é $\gamma_{xz} = \gamma_{yz} = 0$ e a deformação ϵ_z será ignorada.

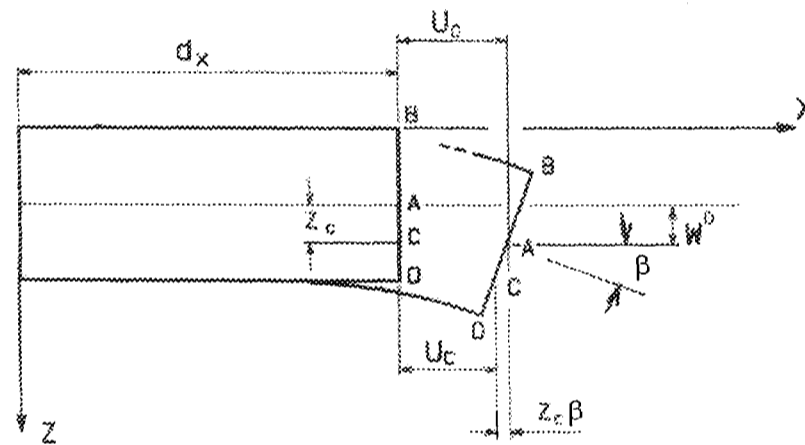


Figura A1- Geometria de deformação no plano x-z.

Assumi-se também que o ponto A na superfície média sofre respectivamente os deslocamentos u^0 , v^0 e w^0 ao longo das direções x, y e z, enquanto o ponto C, arbitrário, que está a uma distância z_c do plano médio, terá também os deslocamentos u_c e v_c respectivamente nas direções x e y, com o mesmo deslocamento w^0 do ponto A na direção z. Isto reduz as deformações do

laminado somente para ε_x , ε_y e γ_{xy} . Assim o deslocamento u_c do ponto C será dado por:

$$u_c = u^0 - z_c \beta$$

sendo β a inclinação da normal BAD na direção x. O sobrescrito "0" denota o deslocamento na posição do plano médio. Da figura A1 temos que a inclinação da reta BD na direção x é $\beta = \frac{\partial w^0}{\partial x}$. O deslocamento u_c na direção x é dado então

por:

$$u_c = u^0 - z_c \frac{\partial w^0}{\partial x}$$

Derivando a equação acima em relação a x teremos:

$$\frac{\partial u_c}{\partial x} = \frac{\partial u^0}{\partial x} - z_c \frac{\partial^2 w^0}{\partial x^2}$$

Como a relação $\frac{\partial u_c}{\partial x}$ corresponde a deformação ε_x e a relação $\frac{\partial^2 w^0}{\partial x^2}$ a

curvatura k_x , ambas na direção do eixo x, teremos então que:

$$\varepsilon_x = \varepsilon_x^0 + z_c k_x$$

onde ε_x^0 e k_x representam respectivamente a deformação do plano médio e a curvatura do laminado em relação ao eixo x.

Da mesma maneira, as curvaturas k_y e k_{xy} e as deformações ε_y e γ_{xy} podem ser obtidas.

A equação geral em que se obtém as deformações do laminado na direção global x , y e z em função das deformações do plano médio e das curvaturas, admitindo que o laminado sofra pequenas deformações, pode se expressa como:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + z_c \begin{bmatrix} k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{bmatrix}$$

ou ainda de modo compacto como:

$$[\varepsilon] = [\varepsilon^0] + z_c [k]$$

Apêndice B- Tensão de cisalhamento na interface

Conforme assinalado no capítulo 2, há a ocorrência de deslocamentos axiais desiguais junto à superfície da fibra e é por meio deste comportamento físico que ocorre a transferência da carga que atua na matriz para o elemento de reforço, a fibra. Tal comportamento pode ser descrito analiticamente assumindo-se que [23] [31]:

$$\frac{dP}{dx} = H(u - v) \quad (\text{B.1})$$

em que P é a carga que atua numa fibra, dx elemento infinitesimal da fibra de comprimento ℓ ; u o deslocamento junto à fibra e v o deslocamento junto à matriz. A constante H é função do módulo de cisalhamento da matriz (G_m), do diâmetro da fibra e do arranjo geométrico, que estabelece a distância R de centro a centro entre duas fibras. A equação que fornece H [23][31] é dada por:

$$H = \frac{2\pi G_m}{\ln\left(\frac{R}{r_f}\right)} \quad (\text{B.2})$$

Derivando-se a equação (B.1) em relação ao elemento infinitesimal dx , obtemos:

$$\frac{d^2P}{dx^2} = H\left(\frac{du}{dx} - \frac{dv}{dx}\right) \quad (\text{B.3})$$

em que:

$$\frac{du}{dx} = \varepsilon_f \text{ representa a deformação na fibra} \quad (\text{B.4})$$

e

$$\frac{dv}{dx} = \varepsilon_m \text{ representa a deformação na matriz} \quad (\text{B.5})$$

sendo que a deformação na fibra pode ser colocada na forma $\varepsilon_f = \frac{P}{E_f A_f}$ na qual A_f é a área da seção transversal da fibra e E_f o módulo de elasticidade longitudinal da fibra.

Reunindo as equações (B.3), (B.4) e (B.5) tem-se:

$$\frac{d^2 P}{dx^2} = H \left(\frac{P}{E_f A_f} - \varepsilon_m \right) \quad (\text{B.6})$$

Uma solução desta equação diferencial é obtida por:

$$P = E_f A_f \varepsilon_m + C \sinh \beta x + K \cosh \beta x \quad (\text{B.7})$$

em que β , denominado de parâmetro de transferência de carga, é dado pela expressão abaixo[23][31]:

$$\beta = \left[\frac{H}{E_f A_f} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (\text{B.8})$$

e aplicando-se nesta a equação (B.2) teremos então β na forma:

$$\beta = \left[\frac{2\pi G_m}{(E_f A_f) \ln \frac{R}{r_f}} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (\text{B.9})$$

As condições de contorno, para a fibra de comprimento ℓ , a fim de se determinar as constantes C e K são que em $x=0$ e em $x=\ell$ a carga P é zero, de onde se obtém :

$$P(x) = E_f A_f \varepsilon_m \left[1 - \frac{\cosh \beta \left(\frac{\ell}{2} - x \right)}{\cosh \beta \frac{\ell}{2}} \right] \quad \text{para } 0 \leq x \leq \ell/2 \quad (\text{B.10})$$

e daí então a tensão na fibra que é dada por:

$$\sigma_f(x) = E_f \varepsilon_m \left[1 - \frac{\cosh \beta \left(\frac{\ell}{2} - x \right)}{\cosh \beta \frac{\ell}{2}} \right] \quad \text{para } 0 \leq x \leq \ell/2 \quad (\text{B.11})$$

Considerando as forças cisalhantes e de tração que atuam no elemento de comprimento dx , da figura B.1, indicadas respectivamente pelas equações (B.12) e (B.13) e o equilíbrio das mesmas pela equação (B.14), teremos a tensão de cisalhamento ao longo da interface pela equação (B.15).

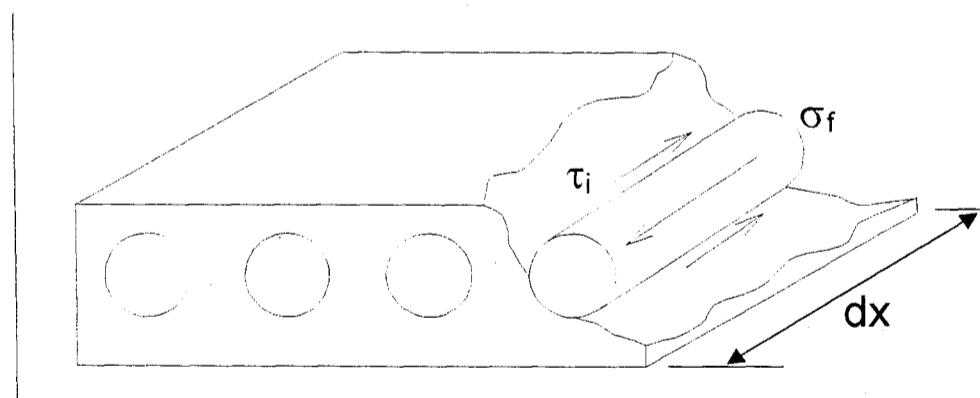


figura B.1- equilíbrio de forças em um elemento de reforço de comprimento dx na interface fibra/matriz.

$$\frac{dP}{dx} dx = (2\pi r_f \cdot dx) \tau_i \quad (\text{B.12})$$

$$\frac{dP}{dx} = \pi r_f^2 \frac{d\sigma_f}{dx} \quad (\text{B.13})$$

$$\left(\pi r_f^2 \frac{d\sigma_f}{dx}\right) \cdot dx = 2\pi r_f \cdot dx \cdot \tau_i \quad (\text{B.14})$$

ou ainda

$$\tau_i(x) = \frac{r_f}{2} \frac{d\sigma_f}{dx} \quad (\text{B.15})$$

Substituindo a equação (B.11) em (B.15) temos a tensão de cisalhamento na interface de forma mais completa, a qual é indicada pela equação (B.16):

$$\tau_i(x) = \frac{E_f r_f \epsilon_m \beta}{2} \left[\frac{\sinh \beta \left(\frac{\ell}{2} - x\right)}{\cosh \beta \frac{\ell}{2}} \right] \quad (\text{B.16})$$

Apêndice C- Análise numérica utilizando o PC-Laminate

O software utilizado para análise estrutural dos cilindros, o PC-LAMINATE, produz o resultado em 4 folhas que correspondem as três etapas do processo de análise. A primeira delas, na página 183, consta os dados de entrada dividido em três títulos: Descrição do laminado (*Laminate description*), Propriedades do laminado unidirecional (*Material properties*) e Resistência do laminado unidirecional (*Material failure stresses*) nas direções de 0° (X_T) e 90° (Y_T) em tração, de 0° (X_C) e 90° (Y_C) em compressão e cisalhamento (S), destacando que os dados dos dois últimos títulos foram obtidos de ensaio de compósitos unidirecionais, conforme descrito no capítulo 4 e resultados na tabela 5.1 do capítulo 5.

Na página 184, a segunda etapa corresponde à obtenção das matrizes [A], [B] e [D], respectivamente matriz de rigidez extensional, matriz de acoplamento e matriz de rigidez de flexão, bem como das deformações e curvaturas do laminado. O carregamento e o momento (quando houver), que foram colocados como dados de entrada, são mencionados nesta página.

A última etapa corresponde às tensões e deformações resultantes em cada camada do laminado, respectivamente nas páginas 185 e 186, nas direções globais e locais devido ao carregamento aplicado. Também nesta página está o resultado estabelecido pelos critérios de falha.

Como já mencionado, adotou-se neste trabalho o Critério da Tensão Máxima. Este critério de falha estabelece que há ocorrência de falha na camada quando a relação entre a tensão na respectiva camada em sua direção local e a resistência mecânica da mesma ultrapassa o valor unitário. Como exemplo, na folha de respostas de tensão (página 185) tem-se que a tensão na direção local 1 (direção de tração da fibra) da primeira camada circunferencial é $2,71E+09$ Pa. Da página 183, em *Material failure stresses*, é fornecido a resistência mecânica do compósito na direção de tração (X_T), cujo valor é $1,75E+09$. Da relação entre eles obtém-se o valor de 1,55; indicando que houve falha da camada, pois como estabelecido pelo critério da tensão máxima, haverá ocorrência de falha quando o valor da relação superar o valor unitário. O mesmo procedimento é feito para as demais direções e camadas.

Portanto para um carregamento de 15 MPa de pressão interna as camadas posicionadas na direção circunferencial falharam por tração longitudinal, enquanto que as camadas posicionadas a $+25^\circ$ e -25° falharam por tração transversal e cisalhamento.

Nas quatro páginas seguintes estão as folhas de respostas que o software coloca como resultados.

♥
 ⊙
 LAMINATE DESCRIPTION (DESCRIÇÃO DO LAMINADO)

No. of plies = 8 Laminate Thickness = .00112 m

	PLY ORIENTATION	MATERIAL NAME	THICKNESS(m)	PLY*	dT(C)
8	90.0	carbon fiber	1.40E-04	1	0.0
7	90.0	carbon fiber	1.40E-04	1	0.0
6	25.0	carbon fiber	1.40E-04	1	0.0
5	-25.0	carbon fiber	1.40E-04	1	0.0
4	90.0	carbon fiber	1.40E-04	1	0.0
3	25.0	carbon fiber	1.40E-04	1	0.0
2	-25.0	carbon fiber	1.40E-04	1	0.0
1	90.0	carbon fiber	1.40E-04	1	0.0

⊙
 MATERIAL PROPERTIES (PROPRIEDADES DO LAMINADO UNIDIRECIONAL)

MATERIAL NAME	E11(Pa)	E22(Pa)	NU12	G12(Pa)	CTE1(/C)	CTE2(/C)
carbon fiber	1.45E+11	9.00E+09	3.00E-01	7.00E+09	0.00E+00	0.00E+00

⊙
 MATERIAL FAILURE STRESSES (RESISTÊNCIA DO LAMINADO UNIDIRECIONAL)

MATERIAL NAME	XT(Pa)	XC(Pa)	YT(Pa)	YC(Pa)	S(Pa)
carbon fiber	1.75E+09	9.12E+08	2.80E+07	1.39E+08	7.00E+07

⊙
 LAMINATE PROPERTIES (PROPRIEDADES DO LAMINADO)

Tensile Moduli	(x,y,xy)	Pa	5.03E+10	7.64E+10	1.50E+10
Bending Moduli	(x,y,xy)	Pa	3.06E+10	1.07E+11	1.11E+10
CTE	(x,y,xy)	/C	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
			Poisson's Ratio: uxy = 0.13		
1st PLY FAILURE					
Tensile Load	(x,y,xy)	N/m	1.15E+05	2.60E+05	1.04E+05
Tensile Moment	(x,y,xy)	Nm/m	1.81E+01	1.45E+02	2.25E+01
Compressive Load	(x,y,xy)	N/m	-4.37E+05	-5.11E+05	-8.94E+04
Compressive Moment	(x,y,xy)	Nm/m	-2.20E+01	-9.33E+01	-2.09E+01
Critical dT's	(+,-)	(C)	No Failure		

[A] - MATRIX Inplane Stiffnesses (N/m)
 [B] - MATRIX Coupling Matrix (N)
 [D] - MATRIX Flexural Stiffnesses (Nm)

	[A] -MATRIX			[B] -MATRIX	
6.31E+07	1.30E+07	-1.56E+01	-3.71E+03	-6.98E+02	1.61E+03
1.30E+07	9.04E+07	-2.57E+02	-6.98E+02	5.10E+03	4.41E+02
-1.56E+01	-2.57E+02	1.78E+07	1.61E+03	4.41E+02	-6.98E+02
	[B] -MATRIX			[D] -MATRIX	
-3.71E+03	-6.98E+02	1.61E+03	4.00E+00	8.72E-01	-2.26E-01
-6.98E+02	5.10E+03	4.41E+02	8.72E-01	1.30E+01	-6.17E-02
1.61E+03	4.41E+02	-6.98E+02	-2.26E-01	-6.17E-02	1.37E+00

	[A] -PRIME MATRIX			[B] -PRIME MATRIX	
1.78E-08	-2.39E-09	-2.17E-09	1.57E-05	8.24E-07	-1.86E-05
-2.39E-09	1.17E-08	5.22E-12	8.04E-07	-4.76E-06	-1.02E-06
-2.17E-09	5.22E-12	5.95E-08	-2.43E-05	-3.68E-07	2.88E-05
	[C] -PRIME MATRIX			[D] -PRIME MATRIX	
1.57E-05	8.04E-07	-2.43E-05	2.79E-01	-1.73E-02	1.41E-02
8.24E-07	-4.76E-06	-3.68E-07	-1.73E-02	7.99E-02	1.12E-03
-1.86E-05	-1.02E-06	2.88E-05	1.41E-02	1.12E-03	7.67E-01

TOTAL LOADS (N/m)	=	MECH LOADS	+	THERMAL LOADS
0.00E+00	=	0.00E+00	+	0.00E+00
1.30E+06	=	1.30E+06	+	0.00E+00
0.00E+00	=	0.00E+00	+	0.00E+00

TOTAL MOMENTS (Nm/m)	=	MECH MOMENTS	+	THERMAL MOMENTS
0.00E+00	=	0.00E+00	+	0.00E+00
0.00E+00	=	0.00E+00	+	0.00E+00
0.00E+00	=	0.00E+00	+	0.00E+00

LAMINATE STRAINS (m/m)

 ex = -3.11E-03 ey = 1.52E-02 exy = 6.79E-06

LAMINATE CURVATURES (1/m)

 kx = 1.05E+00 ky = -6.19E+00 kxy = -1.33E+00

TSAI-WU + MAXIMUM STRESSES [ascending order]

LOWER				UPPER			
Ply#	Z			Ply#	Z		
Stress 1	Stress x	Reserve +	Stress 1	Stress 1	Stress x	Reserve +	Stress 1
Ply Ax 2	Lam Ax y	Factor -	Ratio 2	Ply Ax 2	Lam Ax y	Factor -	Ratio 2
(Pa) 12	(Pa) xy		12	(Pa) 12	(Pa) xy		12
1		-5.60E-04		1		-4.20E-04	
2.71E+09	1.72E+07	6.21E-01	1.55E+00	2.58E+09	1.62E+07	6.52E-01	1.48E+00
1.72E+07	2.71E+09	-3.93E-01	6.15E-01	1.62E+07	2.58E+09	-4.12E-01	5.78E-01
-5.25E+06	5.24E+06		-7.50E-02	-3.95E+06	3.94E+06		-5.64E-02
2		-4.20E-04		2		-2.80E-04	
4.55E+07	-2.54E+07	2.00E-01	2.60E-02	4.88E+07	-2.04E+07	2.11E-01	2.79E-02
1.29E+08	1.99E+08	-7.42E-01	4.59E+00	1.22E+08	1.91E+08	-7.78E-01	4.35E+00
-1.12E+08	-4.01E+07		-1.60E+00	-1.07E+08	-4.10E+07		-1.53E+00
3		-2.80E-04		3		-1.40E-04	
9.02E+07	1.08E+07	2.14E-01	5.16E-02	7.31E+07	4.74E+05	2.25E-01	4.18E-02
1.20E+08	1.99E+08	-7.70E-01	4.29E+00	1.14E+08	1.87E+08	-8.13E-01	4.08E+00
1.11E+08	5.97E+07		1.58E+00	1.04E+08	5.14E+07		1.49E+00
4		-1.40E-04		4		2.91E-11	
2.33E+09	1.41E+07	7.24E-01	1.33E+00	2.21E+09	1.31E+07	7.66E-01	1.26E+00
1.41E+07	2.33E+09	-4.54E-01	5.05E-01	1.31E+07	2.21E+09	-4.79E-01	4.68E-01
-1.35E+06	1.34E+06		-1.93E-02	-4.84E+04	4.06E+04		-6.92E-04
5		2.91E-11		5		1.40E-04	
5.53E+07	-1.04E+07	2.37E-01	3.16E-02	5.85E+07	-5.38E+06	2.52E-01	3.35E-02
1.08E+08	1.74E+08	-8.61E-01	3.87E+00	1.02E+08	1.66E+08	-9.09E-01	3.63E+00
-9.81E+07	-4.27E+07		-1.40E+00	-9.35E+07	-4.36E+07		-1.34E+00
6		1.40E-04		6		2.80E-04	
3.89E+07	-2.01E+07	2.50E-01	2.22E-02	2.18E+07	-3.04E+07	2.65E-01	1.25E-02
1.02E+08	1.61E+08	-9.14E-01	3.66E+00	9.66E+07	1.49E+08	-9.75E-01	3.45E+00
9.19E+07	3.47E+07		1.31E+00	8.56E+07	2.64E+07		1.22E+00
7		2.80E-04		7		4.20E-04	
1.95E+09	1.10E+07	8.67E-01	1.12E+00	1.83E+09	1.00E+07	9.27E-01	1.04E+00
1.10E+07	1.95E+09	-5.36E-01	3.95E-01	1.00E+07	1.83E+09	-5.71E-01	3.58E-01
2.55E+06	-2.56E+06		3.65E-02	3.85E+06	-3.86E+06		5.50E-02
8		4.20E-04		8		5.60E-04	
1.83E+09	1.00E+07	9.27E-01	1.04E+00	1.70E+09	8.99E+06	9.96E-01	9.73E-01
1.00E+07	1.83E+09	-5.71E-01	3.58E-01	8.99E+06	1.70E+09	-6.09E-01	3.21E-01
3.85E+06	-3.86E+06		5.50E-02	5.15E+06	-5.16E+06		7.36E-02

©
 TSAI-WU + MAXIMUM STRAINS [ascending order]

LOWER				UPPER			
Ply#	Z			Ply#	Z		
Strain 1 Ply Ax 2 (m/m) 12	Strain x Lam Ax y (m/m) xy	Reserve + Factor -	Strain 1 Ratio 2 12	Strain 1 Ply Ax 2 (m/m) 12	Strain x Lam Ax y (m/m) xy	Reserve + Factor -	Strain 1 Ratio 2 12
1	1.87E-02	-3.69E-03	-5.60E-04	1	1.78E-02	-3.55E-03	-4.20E-04
-3.69E-03	1.87E-02	-3.93E-01	1.55E+00	-3.55E-03	1.78E-02	6.52E-01	1.47E+00
-7.50E-04	7.50E-04		-2.39E-01	-5.64E-04	5.64E-04	-4.12E-01	-2.30E-01
			-7.50E-02				-5.64E-02
2	-1.68E-04	-3.55E-03	-4.20E-04	2	-6.08E-05	-3.40E-03	-2.80E-04
1.44E-02	1.78E-02	-7.42E-01	-2.68E-02	1.36E-02	1.69E-02	2.11E-01	-9.66E-03
-7.81E-03	5.64E-04		4.63E+00	-7.54E-03	3.78E-04	-7.78E-01	4.37E+00
			-7.81E-01				-7.54E-01
3	5.19E-04	-3.40E-03	-2.80E-04	3	3.42E-04	-3.25E-03	-1.40E-04
1.30E-02	1.69E-02	-7.70E-01	4.30E-02	1.25E-02	1.61E-02	2.25E-01	2.83E-02
8.03E-03	3.78E-04		4.18E+00	7.52E-03	1.93E-04	-8.13E-01	4.00E+00
			8.03E-01				7.52E-01
4	1.61E-02	-3.25E-03	-1.40E-04	4	1.52E-02	-3.11E-03	2.91E-11
-3.25E-03	1.61E-02	-4.54E-01	1.33E+00	-3.11E-03	1.52E-02	7.66E-01	1.26E+00
-1.93E-04	1.93E-04		-2.11E-01	-6.85E-06	6.79E-06	-4.79E-01	-2.01E-01
			-1.93E-02				-6.85E-04
5	1.55E-04	-3.11E-03	2.91E-11	5	2.62E-04	-2.96E-03	1.40E-04
1.19E-02	1.52E-02	-8.61E-01	1.28E-02	1.11E-02	1.43E-02	2.52E-01	2.17E-02
-7.00E-03	6.79E-06		3.83E+00	-6.73E-03	-1.79E-04	-9.09E-01	3.57E+00
			-7.00E-01				-6.73E-01
6	-1.21E-05	-2.96E-03	1.40E-04	6	-1.89E-04	-2.82E-03	2.80E-04
1.14E-02	1.43E-02	-9.14E-01	-1.92E-03	1.08E-02	1.35E-02	2.65E-01	-3.01E-02
6.50E-03	-1.79E-04		3.65E+00	6.00E-03	-3.65E-04	-9.75E-01	3.48E+00
			6.50E-01				6.00E-01
7	1.35E-02	-2.82E-03	2.80E-04	7	1.26E-02	-2.67E-03	4.20E-04
-2.82E-03	1.35E-02	-5.36E-01	1.11E+00	-2.67E-03	1.26E-02	9.27E-01	1.04E+00
3.65E-04	-3.65E-04		-1.82E-01	5.50E-04	-5.51E-04	-5.71E-01	-1.73E-01
			3.65E-02				5.50E-02
8	1.26E-02	-2.67E-03	4.20E-04	8	1.17E-02	-2.52E-03	5.60E-04
-2.67E-03	1.26E-02	-5.71E-01	1.04E+00	-2.52E-03	1.17E-02	9.96E-01	9.71E-01
5.50E-04	-5.51E-04		-1.73E-01	-7.36E-04	-7.36E-04	-6.09E-01	-1.63E-01
			5.50E-02				7.36E-02



Ministério
da Ciência e
Tecnologia



Trabalhando em todo o Brasil

Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares
Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 - Cidade Universitária - CEP 05508-000
Fone (0XX11) 3816-9000 - Fax (0XX11) 3812-3546
SÃO PAULO - São Paulo
[Http://www.ipen.br](http://www.ipen.br)

O Ipen é uma autarquia vinculada à Secretaria de Ciência, Tecnologia e Desenvolvimento Econômico do Estado de São Paulo, gerida técnica, administrativa e financeiramente pela Comissão Nacional de Energia Nuclear e associada à Universidade de São Paulo para fins de ensino de Pós-Graduação.